



HAL
open science

Développement d'expérimentations pour la caractérisation des milieux fibreux : Des matériaux manufacturés aux tissus biologiques

Christiane Wagner-Kocher

► **To cite this version:**

Christiane Wagner-Kocher. Développement d'expérimentations pour la caractérisation des milieux fibreux : Des matériaux manufacturés aux tissus biologiques. Biomécanique [physics.med-ph]. Université de Montpellier, 2017. tel-01960830

HAL Id: tel-01960830

<https://hal.science/tel-01960830>

Submitted on 19 Dec 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Habilitation à Diriger des Recherches

Développement d'expérimentations pour la
caractérisation des milieux fibreux :
Des matériaux manufacturés
aux tissus biologiques

Christiane WAGNER-KOCHER

à l'Université de Montpellier

LMGC-Laboratoire de Mécanique et Génie Civil

le 25 octobre 2017

Jury :

Marc RENNEN (Pr.)	Rapporteur
Pascal SOMMER (DR.)	Rapporteur
Laurent GORNET (Mdc HDR)	Rapporteur
Patrick CHABRAND (Pr.)	Président
Zoheir ABOURA (Pr.)	Examineur
Philippe LIVERNEAUX (PUPH)	Examineur
Franck JOURDAN (Pr.)	Examineur



Sommaire

1. Introduction.....	7
2. Notice Individuelle.....	9
2.1. Coordonnées et situation administrative.....	9
Coordonnées personnelles.....	9
Coordonnées professionnelles.....	9
Situation professionnelle.....	9
2.2. Parcours et Activités.....	10
2.2.1. Titres universitaires - Formation.....	10
2.2.2. Parcours professionnel.....	10
2.2.3 - Activités d’Enseignement.....	11
2.2.4- Fonctions pédagogiques.....	14
2.2.5 - Valorisation et responsabilités collectives.....	15
2.2.6- Encadrements.....	16
2.3. Production scientifique.....	18
2.3.1 - Articles soumis.....	18
2.3.2 - Articles.....	18
2.3.3- Chapitre d’ouvrage.....	19
2.3.4- Article en cours de rédaction.....	19
2.3.5- Conférences internationales avec actes.....	19
2.3.6 - Conférences nationales avec actes.....	20
2.3.7 - Conférences internationales avec résumé sans actes.....	22
2.3.8 - Conférences nationales avec résumé sans actes.....	23
2.3.9 - Autres publications.....	23
2.3.10 - Invitation à des séminaires.....	24

3. Synthèse des activités de recherche	25
3.1- Identification d'endommagement et vieillissement de matériaux composites	26
3.1.1- Subsurface endommagée suite à des sollicitations de frottement	27
3.1.2 Vieillissement sous contrainte de composite thermoplastique à fibres courtes.....	37
3.2- Comportement de fibres et de matériaux fibreux, placement dans l'espace sous différentes sollicitations	44
3.2.1- Etude des propriétés mécaniques de textiles non tissés par thermographie IR.....	45
3.2.2- Comportement de monofilaments en polymères, torons en monofilaments et torons en fibres de carbone	52
3.2.2.1- Comportement transverse de monofilaments	52
3.2.2.2 - Comportement transverse de torons	61
3.2.2.3 – Frottements inter-fibres	71
3.3- Mécanique de bio-matériaux : Caractérisation des propriétés de matériaux biologiques mous et de remplacement	77
3.3.1 – Fémur bi-prothésé.....	78
3.3.2 - Modèles et modélisation de vaisseaux : cas de l'anastomose	81
3.3.3 – Membrane diaphragmatique	84
3.4 – Tableau de la synthèse des principaux montages expérimentaux développés pour la caractérisation de matériaux fibreux	87
4. Projet de recherche.....	91
4.1 - Compréhension du comportement mécanique de tissus mous : Etude du diaphragme en vue du développement d'une membrane de remplacement pour la réparation des hernies de coupole du nouveau né (HDC)	91
4.2 – Etude de sutures de vaisseaux : Développement de modèles d'entraînement utilisés dans l'apprentissage des techniques de microchirurgie.....	97
4.3 – Différentiation ostéoblastique grâce à une matrice fibreuse 3D	101
5. Conclusions - bilan	105
6. Publications annexées.....	109

1. Introduction

Le présent manuscrit est une synthèse de mon parcours professionnel ainsi que d'une partie de mes travaux de recherche. Seuls ceux dont j'ai été l'initiatrice et/ou l'encadrante principale sont présentés.

Dans la première partie du document, je détaille mes activités pédagogiques et administratives. Je présente ensuite une synthèse de mes travaux de recherche sur les matériaux fibreux. Je détaille enfin mes projets de recherche en biomécanique, ainsi que les travaux qui m'y ont amenée. Ces travaux de recherche ont été réalisés au sein de l'équipe mécanique des matériaux fibreux du LPMT de l'Université de Haute Alsace à Mulhouse (depuis 1998), et, parallèlement dans l'équipe MMB à Icube de l'Université de Strasbourg (depuis 2011) et au sein l'équipe BIOTIC au LMGC à l'Université de Montpellier (depuis 2015).

Je me suis intéressée à l'expérimentation sur matériaux fibreux dès mon DEA, puisque j'ai mis en place une machine de traction/compression au sein du laboratoire L3MI à Strasbourg, qui venait d'être créé. Durant mon doctorat, j'ai travaillé sur l'identification de la partie endommagée d'un matériaux composites en carbone-carbone suite à des sollicitations de frottement intense. Mes travaux se sont prolongés dans le cadre d'un contrat avec l'entreprise PONT A MOUSSON. Ce projet de recherche industriel portait sur l'étude du comportement mécanique en vieillissement de Polyéthylène Haute Densité chargé en Fibres de Verre courtes. L'objectif de ce travail était de prévoir le comportement mécanique à long terme pour des PEhd /FV sous contrainte, grâce à des essais de vieillissement accéléré et d'un modèle de prédiction.

J'ai ensuite été recrutée Maître de Conférences à l'Université de Haute Alsace UHA à Mulhouse et affectée au Laboratoire de Mécanique et Physique Textile (LPMT), dont l'activité est centrée sur la caractérisation et l'étude de la fonctionnalisation et des propriétés des matériaux textiles. J'ai utilisé mes compétences en expérimentation sur matériaux composites pour les appliquer aux matériaux textiles secs. Je me suis tout d'abord intéressée au comportement mécanique de non tissés, puis au comportement transverse d'une fibre textile unitaire (monofilament), puis à un ensemble de monofilaments (torons modèle), pour poursuivre par des torons en carbone. Le but de ces travaux était, d'une part, la compréhension de la mise en place spatiale des fibres dans une structure lors d'une sollicitation, pour aboutir à la mise en forme de textiles secs en vue de la fabrication de matériaux composites.

J'ai ensuite interrompu mon activité universitaire à l'UHA pendant 5 ans. Durant 3 ans j'ai été en délégation à l'Université Française d'Egypte du Caire pour y mettre en place le Master MSF de l'UHA, je n'ai alors pas eu d'activités de recherche. Ensuite, durant 2 ans, j'ai été en disponibilité pour cause de déménagement en Allemagne pour raisons familiales. Durant cette seconde période j'ai continué tout de même à rester en contact avec le LPMT et à participer activement à des travaux sur le comportement transverse de torons. A mon retour à l'Université de Haute Alsace, j'ai souhaité m'orienter vers d'autres horizons scientifiques. Tout en poursuivant des études sur la thématique des fibres et en particulier sur le comportement transverse de fibres et de torons, j'ai parallèlement commencé à travailler avec le Pr. Nadia Bahlouli de Icube (Strasbourg), à la recherche de nouvelles problématiques. Suite à de nombreuses discussions avec le corps médical strasbourgeois, nous avons identifié de véritables besoins et nous nous sommes orientées vers la biomécanique. Il est en effet apparu que mon expérience dans le domaine expérimental et en mécanique des matériaux fibreux pouvait être mise au service de nouvelles problématiques en biomécanique. En effet, la prise en compte de l'influence de la microstructure fibreuse sur le comportement global des matériaux biologiques est un point crucial pour la compréhension des phénomènes physiques et biologiques s'y développant. Ce sujet étant quasi non exploré, il est devenu clair qu'il s'agissait d'une orientation pertinente et stimulante de mes travaux de recherche. Restant

toujours très proche des matériaux textiles et composites, mes recherches s'orientent ainsi actuellement, non seulement vers l'étude de la compréhension du comportement mécanique de matériaux biologiques fibreux, mais également vers le développement de matériaux fibreux biocompatibles voire biorésorbables pour la reconstruction (hernie diaphragmatique), l'apprentissage de la suture, le remplacement (vaisseaux et nerfs), et la reconstruction cellulaire.

Mes compétences portent ainsi sur les domaines suivants :

- le développement d'expérimentations pour la caractérisation mécanique de matériaux
- les matériaux polymères, composites et fibreux
- les matériaux biologiques

Ces thématiques, développées au sein des laboratoires auxquels je suis associée (LMGC, ICube, LPMT), en collaboration avec des chirurgiens, des industriels et d'autres laboratoires de recherche, m'ont permis d'assurer la direction et la codirection scientifique de 3 étudiants en thèse, une douzaine en master 2R, et plusieurs en diplôme universitaire (DU Médecine).

Ce mémoire se compose de 3 chapitres : (i) une notice individuelle présentant mon parcours scientifique et mes activités d'enseignement, (ii) un chapitre sur mes activités de recherche et enfin, (iii) une dernière partie présentant mes projets de recherche pour les années à venir.

2. Notice Individuelle

2.1. Coordonnées et situation administrative

Christiane WAGNER-KOCHER
née le 8 avril 1968, mariée
Maître de Conférences 60^{ème} section à l'Université de Haute Alsace de Mulhouse

Coordonnées personnelles

✉ 98 chemin de Cantamerle
34820 ASSAS
☎ +33 (3) 6 13 05 26 89

Coordonnées professionnelles

Recherche :

LPMT ENSISA Werner
✉ 13 rue A. Werner 68013 Mulhouse Cedex
☎ +33 (0)3 89 33 63 43
✉ christiane.wagner-kocher@uha.fr

Enseignement :

IUT-GMP
✉ 61 rue A. Camus 68013 Mulhouse Cedex
☎ +33 (0)3 89 33 75 41

Et actuellement en délégation au CNRS à 100% (sept. 2016-sept.2017) :

LMGC UMR 5508 CNRS
✉ 860 rue St Priest
34090 Montpellier

✉ christiane.wagner-kocher@umontpellier.fr

Situation professionnelle

Maître de Conférences à l'Université de Haute Alsace – Mulhouse

Enseignement à l'Institut Universitaire de Technologie de Mulhouse au Département Génie Mécanique et Productique de Mulhouse (IUT GMP – UHA Mulhouse)

Recherche au LMGC - Laboratoire de Mécanique et Génie Civil équipe BIOTIC – Université de Montpellier – UMR 5508 CNRS

En délégation CNRS à temps complet au LMGC Montpellier de septembre 2016 à septembre 2017

2.2. Parcours et Activités

2.2.1. Titres universitaires - Formation

QUALIFICATION AUX FONCTIONS DE MAITRE DE CONFERENCES Section 60 « Mécanique, Génie Mécanique et Génie Civil » *juin 1997*

THESE DE DOCTORAT EN MECANIQUE DES MATERIAUX de l'Université Louis Pasteur Strasbourg
Institut Charles Sadron - UPR 22 CNRS

Groupe de modélisation et simulation en plasturgie et mécanique *déc. 96*

« Matériaux composites carbone-carbone et freinage :

Etude de l'endommagement au voisinage d'une surface de contact »

Directeur : Pr. Yves REMOND,

Financement : Bourse du Ministère de la Recherche et de la Technologie

DEA EN MECANIQUE ET INGENIERIE, mention B (ULP Strasbourg) *juin 93*

Maîtrise en Sciences de l'Industrie, mentions AB (ULP) *juin 92*

Licence en Sciences de l'Industrie, mentions AB (ULP) *juin 91*

MATH. SUP. ET MATH. SPE. TECHNOLOGIQUES (LEGT L. Couffignal Strasbourg) *87 à 90*

BACCALAUREAT SERIE C, mention AB (LEGT Haguenau) *juin 87*

2.2.2. Parcours professionnel

DELEGATION CNRS 100% au LMGC Montpellier *sept. 2016 à sept. 2017*

ACCUEIL POUR RECHERCHE AVEC CONVENTION DE COLLABORATION au LMGC Montpellier et enseignement à l'IUT de Mulhouse UHA *déc. 2015 à août 2016*

REINTEGRATION à l'UHA – MdC 60^{ème} section IUT GMP UHA Mulhouse *depuis sept. 2011*

En Disponibilité pour raisons personnelles (Brême Allemagne) *sept 09 à sept 2011*

EN DELEGATION à l'Université Française d'Egypte au Caire
Faculté d'Ingénierie (en temps partiel 50%) *sept 06 à sept 2009*

MAITRE DE CONFERENCE (60^{ème} section) de l'UHA Mulhouse
à l'IUT département Génie Mécanique et Productique – recherche au LPMT *depuis sept 1998*

ATER au département Polymères de l'ECPM de l'ULP Strasbourg *sept 97- sept 1998*

Ingénieur de recherche CDD à l'EAHP-ECPM (ULP) pour un contrat de recherche avec PONT A MOUSSON
juillet et août 1997

2.2.3 - Activités d'Enseignement

Depuis que j'ai commencé à enseigner en 1995, j'ai eu l'occasion de dispenser un grand nombre de matières techniques et scientifiques (allant de la robotique aux mathématiques, en passant par la mécanique, le dimensionnement des structures ou les matériaux...), et ce, à des étudiants d'horizons (formation continue et initiale, en France et à l'étranger) et de niveaux différents (DUT 1^{ère} année à M2).

De 1998 jusqu'à mon départ en Egypte en 2006, j'ai eu en charge le cours de mécanique générale ainsi que les travaux dirigés dans cette même discipline pour les Formations Trinationales de Management en Mécatronique 1^{ère} année et 2^{ème} année (programme équivalent à celui du DUT). En outre, j'avais la responsabilité du module de Mécanique du Solide de la FTI Mécatronique.

Entre 2006 et 2009, mon activité d'enseignement s'est effectuée au sein de l'Université Française d'Egypte au Caire. Elle a consisté à mettre en place tout l'enseignement sur les Matériaux de la filière d'Ingénieurs PEC (Production – Energétique et Contrôle). J'avais la responsabilité de cette matière pour les 5 années de la filière. J'ai mis en place environ 65h de cours, 55h de TD et 10h de TP en créant des diaporamas ainsi que des documents pour les étudiants. Toute cette documentation a ensuite été remise aux deux jeunes enseignants que j'ai formés et encadrés et qui ont ensuite pris ma suite.

Depuis septembre 2011 et après deux années (sept. 2009 à sept. 2011) en disponibilité en Allemagne pour raisons personnelles, mon service statutaire d'enseignement s'effectue entièrement au Département de Génie Mécanique et Productique de l'IUT. J'interviens dans la formation de DUT Génie Mécanique en formation initiale et par apprentissage, mais également en Formation Trinationale de Management en Mécatronique. Durant deux années universitaires, j'ai accepté de faire des heures d'enseignement en Ecole d'Ingénieurs à l'ECPM de Strasbourg afin de me confronter avec un public plus large et de très bon niveau. Cela m'a également permis d'intégrer davantage mes centres d'intérêts de recherche lors de mes cours. Puis, j'ai décliné cette demande afin de me concentrer encore davantage sur mes activités de recherche en particulier à cause de ma reconversion thématique en biomécanique.

Depuis mon retour à l'UHA en 2011, j'enseigne une nouvelle matière, le Dimensionnement des Structures. Cet enseignement concerne les étudiants en 1^{ère} année de DUT GMP, ainsi que des étudiants de 1^{ère} et 2^{ème} année en Formation Trinationale d'Ingénieurs Mécatronique basés à la FHBB à Lörrach (où je me déplace pour dispenser ce cours). J'ai donc monté ces nouveaux cours et m'y suis investie pleinement par la création de nouveaux diaporamas, supports de cours et énoncés de travaux dirigés. Dans le souci de m'adapter à notre public d'étudiants en évolution permanente, j'ai décidé lors des séances de TD, de faire travailler les étudiants par petits groupes. Ceci leur plait énormément même si pour cela il me faut, encore davantage, être vigilante et à l'écoute, puisque chacun avance à son rythme vu que le TD devient complètement individualisé. J'ai également expérimenté les questions interactives avec réponses sur Smartphone, QCM en direct et ai sensibilisé nos étudiants sur les différentes applications gratuites sur Smartphone et Tablette ayant un lien avec la matière enseignée.

On trouve ci-dessous 3 tableaux résumant les cours, TD et TP que j'ai dispensés entre 1995 et 2009.

Je présente ensuite un tableau de la répartition de mes enseignements à partir de 2011, suite à mon interruption de 2 ans en disponibilité.

Cours (*)

95/96	MECANIQUE GENERALE ET RDM	Préparation au CAPET de Technologie (A, B et C) - ULP	20h
95/96	MATERIAUX	DEUST de Mécanique en formation continue - ULP	32h
98/à /02	MECANIQUE DU SOLIDE	Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} année - UHA	15h/an
01/02		Formation Trinationale d'Ingénieurs 2 ^{ème} année à la FHBB de Muttenz (CH) - UHA	30h
02/03		Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} année – UHA	16h
03 à /05		Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} et 2 ^{ème} année	15h/an
99 à /05	MATHEMATIQUES	Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} année – UHA	20h/an
00/01	MECANIQUE – STATIQUE	Licence Pro. Ingénierie Simultanée et Qualité – UHA	14 h
03 à /06	DIMENSIONNEMENT DES STRUCTURES (DDS)	Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} année – UHA	6 h/an
06 à /09	CARACTERISATION PHYSIQUE ET MECANIQUE DES MATERIAUX	2 ^{ème} année Prépa Université Française d'Egypte	20h /an
06 à /09	MATERIAUX METALLIQUES ET NON METALLIQUES	PEC 3 – 3 ^{ème} année école d'ingénieur Université Française d'Egypte	20h /an
06 à /09	MULTI-MATERIAUX ET CHOIX DES MATERIAUX	PEC 4 – 4 ^{ème} année école d'ingénieur et M1 équ. MSF Université Française d'Egypte	35h/an

Travaux dirigés (*)

93/94 94/95	ROBOTIQUE	IUP2 et IUP3 de Génie des Systèmes Industriels – ULP	27h/an
93/94	MECANISMES ET MACHINES	IUP3 de Génie des Systèmes Industriels – ULP	24h
96 à 98	THERMOMECHANIQUE DES MILIEUX CONTINUS	DEA de Mécanique et Ingénierie – ULP	12h/an
98 à 05	DIMENSIONNEMENT DES STRUCTURES (DDS)	Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} année – UHA	25h/an
98 à 05	MECANIQUE DU SOLIDE	Formation Trinationale d'Ingénieurs 1 ^{ère} année – UHA	35h/an
00/01		IUT-GMP 1 ^{ère} année – UHA	40h
02 à /06	MATHEMATIQUES	IUT-GMP 1 ^{ère} année – UHA	60h/an
06 à /09	CARACTERISATION PHYSIQUE ET MECANIQUE DES MATERIAUX	2 ^{ème} année Prépa Université Française d'Egypte	20h /an
06 à /09	MATERIAUX METALLIQUES ET NON METALLIQUES	PEC 3 – 3 ^{ème} année école d'ingénieur Université Française d'Egypte	35h /an

(*) Ces tableaux ne prennent pas en compte les encadrements et visites de stagiaires et/ou apprentis, ni les heures de charges administrative, ces dernières représentent environ entre 15 à 40 heures chaque année.

Travaux Pratiques (*)

93/94 94/95	IDENTIFICATION DES CARACTERISTIQUES MECA. DE MATERIAUX ANISOTROPES	DESS en Mécanique Avancée et Stratégies Industrielles - ULP	16h
93/94 et 94/95	PLASTICITE	DESS en Mécanique Avancée et Stratégies Industrielles - ULP	8h/an
94/95	MECANIQUE ET RESISTANCE DES MATERIAUX	Préparation au CAPET de Mécanique – ULP	24h
95/96	COMPORTEMENT MECANIQUE DES MATERIAUX	Elèves ingénieurs en 2 ^{ème} année (option Matériaux) à l'EHICS – ULP et 2 ^{ème} années d'IUT Mesures Physiques	24h 30h
97/98	TECHNOLOGIE	ECPM Polymères 3 ^{ème} année – ULP	96h
97/98	PHYSIQUE DES POLYMERES	ENSAIS – plasturgistes 3 ^{ème} année ECPM Polymères 2 ^{ème} année – ULP	72h 48h
98 à /01	SCIENCES (MATHS, DDS ET MECA.)	IUT-GMP 1 ^{ère} année - apprentis 1 ^{ère} année UHA	50h/an
99 à /06	DIMENSIONNEMENT DES STRUCTURES (PRO-ENGINEER ET ALGOR)	IUT-GMP et GMP apprentis 2 ^{ème} année – UHA	42h/an
06 à /09	CARACTERISATION PHYSIQUE ET MECANIQUE DES MATERIAUX	2 ^{ème} année Prépa Université Française d'Egypte	20h /an

Répartition des Enseignements depuis 2011(*)

Matière	Niveau	Etablissement- lieu du cours	2011/12	2012/13	2013/14	2014/15	2015/16
MECANIQUE – STATIQUE	1 ^{ère} A GMP	IUT- UHA	6C +24TD +16TP	6C +24TD +16TP	6C +24TD +16TP	6C +24TD +16TP	6C +24TD +16TP
MECANIQUE - STATIQUE	1 ^{ère} A GMP par apprentissage	IUT- UHA				6 TP	6 TP
MECANIQUE – DYNAMIQUE ET ENERGETIQUE	2 ^{ème} A GMP par apprentissage	IUT UHA	6C +30TD	6C +30TD	6C +30TD	6C +30TD	6C +30TD
DDS - HYPOTHESES ET SOLLICITATIONS	1 ^{ère} A GMP	IUT UHA	14C +46TD	14C +46TD	14C +46TD	14C +46TD	6C +18TD
DDS - METHODES ENERGETIQUES	2 ^{ème} A F.T. Mécatronique	FHBB - à Lörrach (Allemagne)	30C	30C			
RESISTANCE DES MATERIAUX (RDM)	2 ^{ème} A F.T. Mécatronique	FHBB - à Lörrach (Allemagne)			22C +32 TP	22C +16TP	30C
DDS : LES SOLLICITATIONS SIMPLES ET COMPOSEES	2 ^{ème} A Ingénieur Polymères	ECPM – UNISTRA Strasbourg		3C+9TD	3C+9TD		
MECANIQUE DES COMPOSITES	3 ^{ème} A Ingénieur Polymères –	ECPM – UNISTRA Strasbourg		6C	6C		
MECANIQUE DES POLYMERES	2 ^{ème} année Ingénieur Polymères	ECPM – UNISTRA Strasbourg		8C			

TP SCIENTIFIQUES	1 ^{ère} A GMP	IUT UHA					56TP
TOTAL H. EQU. TD			200,5 h	234,5 h	242,5 h	204 h	222 h

2.3.4- Fonctions pédagogiques

Ecole de Chimie Polymères et Matériaux - ECPM Strasbourg (93-98)

Responsable des TP en 3ème année ECPM Polymères

Mise en place des TP d'Hydraulique

IUT Mulhouse (98-2006)

Co-Responsable des TP Scientifiques en 1ère année et TP de DDS 2ème année DUT-GMP de 1999 à 2006

Responsable des stages en France pour la Formation Trinationale en Mécatronique (pour toutes les promotions) de 2002 à 2006

Visites et tutorat des stagiaires en entreprise de DUT 2ème année GMP

Tutrice chaque année de deux étudiants Apprentis GMP

Membre de l'équipe TICE de l'IUT de Mulhouse depuis 2004, mise en ligne de cours, agendas et corrections, veille technologique, participation aux formations (IUT en Ligne, Moodle, OPALE...) et journées sur le thème (Terrasses du Numérique).

Participations aux salons : Journées des Universités (Strasbourg), Portes Ouvertes...

Participations aux entretiens de recrutement GMP et Formation Trinationale

Université Française d'Egypte - UFE Le Caire (2006-2009)

Initiatrice, mise en place puis co-responsable du Master « Mécanique et Science des Fibres » de l'UHA et délocalisé à l'Université Française d'Egypte au Caire (UFE)

Définition des maquettes pédagogiques UFE / ENSISA

Recherche des enseignants puis organisation des cours pour les intervenants extérieurs (UHA, Université de Strasbourg...)

Aide à la recherche et suivi de stages en Egypte et en France pour PEC5, prise de contact avec les entreprises françaises installées en Egypte

Mise en place des « projets de robotique », sessions de posters et présentations orales

Responsable des enseignements sur les matériaux UFE : mise en place d'environ 150 h de cours/TD et TP répartis sur les 5 années de la formation d'Ingénieurs (y compris M1 et M2 Mécanique et Science des Fibres de l'UHA) - formation des jeunes enseignants égyptiens en matériaux

Responsable de l'achat puis de la mise en place d'une salle de TP sur les matériaux à l'UFE (120 kEuros) : machine de traction-compression, mouton Charpy, métallographie, dureté...

Participations aux entretiens de recrutement des étudiants en Prépa Ingénieur

IUT Mulhouse (2011-2016)

Participations aux salons : Journées des Universités (Strasbourg), Portes Ouvertes...

Sélection des dossiers, entretiens de recrutement GMP et Formation Trinationale

Tuteur chaque année de deux étudiants Apprentis GMP

Visites et tutorat des stagiaires en entreprise de DUT 2^{ème} année GMP

Participations aux entretiens de recrutement GMP et Formation Trinationale

Présidente de Jury de Baccalauréat (3 fois)

2.2.5 - Valorisation et responsabilités collectives

Organisation de colloques et congrès

Membre du comité d'organisation de la Journée Scientifique et Technique de l'AMAC (JST) à l'Ecole Centrale de Nantes - juin 1996

Membre du comité d'organisation des 13^{èmes} Journées Nationales sur les Composites de l'AMAC (JNC 13) à l'ECPM de Strasbourg -12/14 mars 2003 : relecture des articles, organisation des sessions et des salles, repas et animations.

Participation à l'organisation du FORUM de l'ENSITM sur les Matériaux Composites - mars 2004 : recherche d'intervenants et industriels exposants.

Membre organisateur de la 1st Mediterranean Conference on Biomathematics , juin 2007 au Caire (Egypte) : logistique sur place.

Aide à l'organisation des Fédération de Médecine Translationnelle de Strasbourg FMTS Strasbourg 2014 et 2015.

Chairman de la session « Fibres » au JNC 19 de Villeurbanne juin 2015.

Sociétés savantes - Commissions et jurys

Membre de l'AFM (Association Française de Mécanique)

Membre de l'AMAC (Association pour les Matériaux Composites)

Membre titulaire élue dans la commission de spécialiste CS60 de l'UHA Mulhouse - 2000 à 2006

Membre titulaire extérieur nommé dans la commission de spécialiste CS60 de l'ULP Strasbourg - 2001 à 2006

Membre suppléant extérieur nommé dans la commission de spécialiste CS29 de l'UHA Mulhouse -2001 à 2004

Membre de comité de recrutement MCF 60^{ème} section à l'ISAT de Nevers 2014

Membre de comité de recrutement MCF 60^{ème} section à l'IUT de Aix-Marseille 2016

Membre de comité de recrutement MCF 60^{ème} section à l'UTC de Compiègne 2016

Examineur dans 4 jurys de thèse (UHA) :

- Massimo Magno 1999
- Georges Stamoulis 2005
- Yassine Chaabouni 2006
- Housseem Edine Gassara 2016

Responsabilités d'équipements collectifs de recherche

Participation au choix et à la mise en place d'équipements spécifiques d'essais (dispositif de compression, acquisition numérique, dispositifs optiques, analyse d'image, caméra IR...) - ENSITM-LPMT de 98 à 2006

Installation, organisation, entretien et maintenance d'équipements d'essais mécaniques de l'ECPM : mise en place de systèmes de mesures Vishay.

2.2.6- Encadrements

En plus de nombreux projets d'ingénieurs ENSAIS, EAHP, ECPM, ENSISA et M2, j'ai eu la chance d'encadrer ou co-encadrer bon nombre de stages de Master, DEA ou PFE. Dans la liste ci-dessous ne figurent que les stages de niveau Master 2 ou DEA.

J'ai également encadré la thèse de G. Stamoulis puis ai co-encadré deux autres thèses, celle de Y. Chaabouni et de H. Gassara.

Encadrement de Doctorants (3)

- G. Stamoulis (soutenue en déc. 05) – 50%

Propriétés Mécaniques de Monofilaments en Polyamide : Etude Expérimentale du Comportement Transverse - Directeur : Pr. Marc RENNEN

G. Stamoulis est actuellement Maître de Conférence à L'Université de Brest.

- Y. Chaabouni (soutenue en janv. 06) – 33%

Caractérisation de la microstructure de la fibre d'agave Americana L., contribution à l'étude de composites renforcés par des fibres d'agave - Directeur : Pr. Jean Yves DREAN

Y. Chaabouni est Maître Assistant à l'ISAMS de Sfax.

- H. Gassara (soutenue en déc. 2016) – 33%

Développement de nouvelles méthodes de mesure du frottement transversal entre fibres - Directeur : Pr. Artan SINOIMERI et autre Co-encadrant Gérald BARBIER

H. Gassara est actuellement en post-doc au LPMT à Mulhouse.

Encadrement de post-doctorants (2)

- S. Jeriguim (1 an au LPMT dans le cadre de l'ANR MécaFibres)) avec Stéphane FONTAINE
Comportement transverse de torons modèles en PA 6-6

- H. Jmal (2 ans à ICube dans le cadre du contrat ECOTREVE) avec Nadia BAHLOULI

Encadrement de stages niveau M2 (DEA, PFE ou Master2) (12)

- D. Cherubin : DEA Sciences de l'Ingénierie ULP Strasbourg – 1996 - Application de l'indentation à certains composites carbone-carbone : caractérisation de l'endommagement surfacique après sollicitations tribologiques
- M. Faress : PFE ENSAIS (aujourd'hui INSA) Strasbourg – 1997 - Approches numériques et expérimentales en comportement endommageable : optimisation d'un essai de compression sur un matériau composite 3D
- H. Bahloul : DEA Génie des Processus UHA-ENSITM Mulhouse – 1999 - Etude du comportement mécanique de geotextiles non-tissés soumis à la traction par thermographie infrarouge
- M. Derbel : PFE ENSITM et DEA Génie des Processus UHA Mulhouse - 1999 - Contribution à l'étude du comportement viscoélastique transverse du monofilament en PA6
- H. Lofti : DEA Génie des Processus UHA-ENSITM Mulhouse – 2000 – Etude des propriétés des matériaux tissés en toile pas corrélation d'images et par thermographie infrarouge
- W. Caster : PFE ENSISA et M2 MSF (Mécanique et Science des Fibres) – juin 2012 – Compression transverse de torons de carbone – Financement : SNECMA
- R. David : PFE ENSISA – juin 2012 - Frottements inter- fibres
- M. Gastard : PFE ENSISA et M2 MSF – juin 2013 - Alliages NiTi pour limes dentaires – Financement : Faculté d'Odontologie de l'UNISTRA (Pr. Y. Haikel)
- A.S. Matheron (chirurgien): M2 Biomorphologie et Biomatériaux UNISTRA – septembre 2013 - Mise en évidence d'une distance inter-prothétique critique sur fémurs de rats : Etude expérimentale
- G. Prunière (chirurgien): M2 Biomorphologie et Biomatériaux UNISTRA – septembre 2013 - Caractérisation de matériaux modèles utilisés pour l'entraînement des chirurgiens pour la suture de veines : Etude expérimentale
- S. Sherif : M2 MSF UHA et UFE – juin 2014 - Distance inter-prothétique sur fémurs de rats : Etude numérique sur ABAQUS - Financement : NEWCLIP (Suite à cette étude, une bourse de thèse CIFRE a démarré en novembre 2015 sur ce sujet à ICube).
- J. Vasquez-Villegas : Polytech M2 Montpellier – Etude de membranes de remplacement en composite nanoweb : confrontation matériau biologique / matériau de synthèse - 5 mois au LMGC jusqu'à juillet 2017

2.3. Production scientifique

2.3.1 - Articles soumis

[AS1] THERMOMECHANICAL BEHAVIOR OF A NEW PLASTICIZED POLY(VINYL CHLORIDE) : LAYERED PROCESSING MULTISCALE ANALYSIS AND UNDERLYING MECHANISM

C.A. Bernard, C. Wagner-Kocher, N. Bahlouli, J. Lin, S. Ahzi, Y. Rémond

Soumis dans Polymer Testing

[AS2] IMPACT OF THE VARIABILITE OF RECYCLED POLYPROPYLENE FROM EXISTING SOURCING ON THE MECHANICAL PROPERTIES

H. Jmal, N. Bahlouli, Ch. Wagner-Kocher

Soumis dans Waste Management

[AS3] EXPERIMENTAL EVALUATION OF TRANSVERSAL FRICTION BETWEEN FIBERS

A. Sinoimeri, Gassara Housseem Eddine, Gérald Barbier, Wagner Kocher Christiane, Besnik Pumo

Soumis dans WEAR, demande de corrections et compléments

[AS4] MECHANICAL PROPERTIES OF MICROSURGERY TRAINING MODELS UNDER TENSILE LOADING

Guillaume J.-C. Pruniere, Christiane Wagner-Kocher, Nadia Bahlouli, Raphaël Dupuis, Nicolas Bourdet, Justine Pfister, Philippe A. Liverneaux, Sybille Facca

Soumis dans Microsurgery

[AS5] EXPERIMENTAL IDENTIFICATION OF CRITICAL INTER PROSTHETIC DISTANCE AT THE FEMORAL SHAFT.

Anne Sophie Matheron, Christiane Wagner-Kocher, Nadia Bahlouli, Mathieu Nierenberger, Sarah Hendriks, Sybille Facca

Soumis dans Microsurgery

2.3.2 - Articles

(articles soulignés en annexe)

[A1]- EXISTENCE D'UN ENDOMMAGEMENT DE SUBSURFACE SUR DES COMPOSITES CARBONE-CARBONE APRES FROTTEMENT INTENSE - SUBSURFACE DAMAGE EVALUATION ON CARBON-CARBON COMPOSITE STRUCTURES AFTER HIGH DISSIPATIVE WEAR

Y. Rémond and C. Wagner,

Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, t326, série II b, pp. 833-838, 1998

[A2]- TWO EXPERIMENTAL METHODS TO MEASURE THE DAMAGED SUBSURFACE OF CARBON CARBON BRAKE DISCS

Y. Rémond and C. Wagner,

Applied Composite Materials 6, pp. 185-201, 1999, DOI:10.1023/A:1008893820798

[A3]- UN ESSAI DE COMPRESSION-FLEXION POUR LA CARACTÉRISATION DE MATÉRIAUX À DEUX PHASES: APPLICATION À L'ENDOMMAGEMENT SURFACIQUE DE CARBONE-CARBONE

Ch. Wagner-Kocher et Y. Remond,

Revue des Composites et des Matériaux Avancés, Volume11, n°2-2001, pp.181-199,

DOI:10.3166/rcma.11.181-19

[A4]- AN EXPERIMENTAL SETUP TO STUDY THE TRANSVERSE MECHANICAL BEHAVIOUR OF POLYMER MONOFILAMENTS

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher and M. Renner,

Experimental Technics , Vol 9, N°4, July/august 2005, pp. 26-31, DOI:10.1111/j.1747-1567.2005.tb00227.x

[A5]- EXPERIMENTAL STUDY OF TRANSVERSE MECHANICAL PROPERTIES OF POLYAMIDE 6.6 MONOFILAMENTS

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher and M. Renner,
Journal of Materials Sci., Vol 42, N°12, June 2007, pp. 4441-4450, DOI:10.1007/s10853-006-0655-x

[A6]- ANISOTROPIC MECHANICAL BEHAVIOR OF NONWOVEN GEOTEXTILES STRESSED BY UNIAXIAL TENSION

K. Buet Gautier, Ch. Wagner-Kocher and J.Y. Dréan,
Textile Research Journal, Vol77(1), pp.20-28 (2007), DOI: 10.1177/0040517507077486

[A7]- TRANSVERSE COMPRESSION BEHAVIOR OF POLYAMIDE 6.6 ROVINGS: EXPERIMENTAL STUDY

S. El-Ghezal Jeguirim, S. Fontaine, Ch. Wagner-Kocher, N. Moustaghfir, D. Durville,
Textile Research Journal 82(1) 77–87 (2011), DOI: 10.1177/0040517511418563

[A8]- TRANSVERSE COMPRESSION BEHAVIOR OF TEXTILE ROVINGS: FINITE ELEMENT SIMULATION AND EXPERIMENTAL STUDY

Naima Moustaghfir, Selsabil El-Ghezal Jeguirim, Damien Durville, Stephane Fontaine, Christiane Wagner-Kocher
J Mater Sci (2012), DOI: 10.1007/s10853-012-6760-0

[A9]- ASSESSMENT OF ROCK WOOL AS SUPPORT MATERIAL FOR ON SITE SANITATION: HYDRODYNAMIC AND MECHANICAL CHARACTERIZATION

Adrien Wanko, Julien Laurent, Paul Bois, Robert Mosé, Christiane Wagner-Kocher, Nadia Bahlouli, Serge Tiffay, Bouke Braun & Pieter-Willem Provo kluit (2015) :
Environmental Technology, DOI: 10.1080/09593330.2015.1069901

2.3.3- Chapitre d'ouvrage

[CO1]- QUASISTATIC TO DYNAMIC BEHAVIOR OF PARTICULATE COMPOSITES FOR DIFFERENT TEMPERATURES

N. Bahlouli, K. Wang, R. Matadi Boumbimba, C. Wagner-Kocher, S. Ahzi
Chapter - January 2016 - DOI: 10.1007/978-3-319-22452-7_13
In book: *Dynamic Behavior of Materials*, Volume 1, pp.81-86

2.3.4- Article en cours de rédaction

MECHANICAL BEHAVIOUR OF TWO COMMERCIAL NITI WIRES USED TO MANUFACTURE ROTARY ENDODONTIC INSTRUMENTS.

N. Bahlouli, Ch. Wagner-Kocher, A. O. Bettamer, J.P.M. Correia, N. Serres, L. Jordan, J. Hemmerlé, Y. Haikel

2.3.5- Conférences internationales avec actes

[CI1]- ANALYSE DES ENDOMMAGEMENTS DE SURFACE SUR DISQUES DE FREINS EN CARBONE-CARBONE: DÉVELOPPEMENT D'UN ESSAI DE LOCALISATION

Y. Rémond et C. Wagner, 2nd European Conference on Braking (JEF), Lille (France), décembre 1995, pp.35-42.

[CI2]- SUBSURFACE DAMAGE MEASUREMENT ON CARBON CARBON COMPOSITE MATERIALS IN BRAKING APPLICATION

Y. Rémond et C. Wagner, 11th International Conference on Composite Materials - ICCM 11 Conference, Goald Coast (Australie), July 1997, Vol.2, pp. 638-645.

[CI3]-AGING BEHAVIOUR OF PE REINFORCED SHORT GLASS FIBERS COMPOSITES

M. Davant, Y. Rémond, C. Wagner, 8th European Conference on Composite Materials, Naples (Italie), june 1998, vol.4, pp. 699-704.

[CI4]- EFFECT OF THERMAL AGEING ON THE BEHAVIOUR OF GLASS POLYETHYLENE COMPOSITE : EXEPRIMENT AND MODELLING

L. Meylheux, Y. Rémond and C. Wagner, 12th International Conference on Composite Materials - ICCM12 Conference Paris (France) July 99th, paper 1246 , ISBN 2-9514526-2-4.

[CI5]- TRANSVERSE COMPRESSION OF NYLON FIBERS : EXPERIMENTAL STUDY

C. Wagner-Kocher and Y. Rémond, 13th International Conference on Composite Materials - ICCM13 Conference Beijing (China) July 2001, paper 1530 , ISBN 7-900075-46-1.

[CI6]- MECHANICAL BEHAVIOUR OF NON-WOVEN GEOTEXTILES STUDIED BY INFRARED THERMOGRAPHY TECHNIQUES

K. Buet-Gautier, Ch. Wagner-Kocher, and JY. Dréan, 7th International Conference on Geotextiles, Nice (France), september 2002 (4 pages).

[CI7]- CHARACTERIZATION OF THE TRANSVERSE AND LONGITUDINAL BEHAVIOURS OF PA6.6 MONOFILAMENTS.

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher and M. Renner, 14th International Conference on Composite materials – ICCM14 Conference San Diego (USA), July 2003, CD-ROM ISBN 0-87263-685-2 (8 pages).

[CI8]- TRANSVERSE MECHANICS OF UNIDIRECTIONAL TEXTILE FIBROUS MATERIALS

William Caster, Christiane Wagner-Kocher, Stéphane Fontaine, Artan Sinoimeri, Guillaume Perie ICCM19 Conference Montreal (Canada) July 2013 (8 pages)

[CI9]- QUASISTATIC TO DYNAMIC BEHAVIOR OF PARTICULATE COMPOSITES FOR DIFFERENT TEMPERATURES

N. Bahlouli, K. Wang; R. Matadi, C. Wagner-Kocher, S. Ahzi SEM Costa Mesa (USA) juin 2015 (6 pages)

[CI10]- IMPACT BEHAVIOR OF AN INNOVATIVE PLASTICIZED POLY(VINYL CHLORIDE) FOR THE AUTOMOTIVE INDUSTRY

Chrystelle Bernard, Nadia Bahlouli, Christiane Wagner-Kocher, Said Ahzi, Yves Remond 11th International DYMAT Conference , Lugano (Switzerland) , Sept. 2015 (8 pages)

[CI11]- EXPERIMENTAL EVALUATION OF TRANSVERSAL FRICTION BETWEEN FIBERS

A. Sinoimeri, H.E. Gassara, C. Wagner Kocher, G.Barbier 6èmes Conférence Internationale de Textiles à Tirana-Albanie, Novembre 2014

[CI12]- EXPERIMENTAL EVALUATION OF TRANSVERSAL FRICTION BETWEEN FIBERS

H. E. Gassara, A. Sinoimeri, C. Wagner Kocher, G. Barbier 15èmes Conférence Mondiale de Textiles 'Autex 2015', Bucharest (Romania) juin 2015 (9 pages)

2.3.6 - Conférences nationales avec actes

[CN1]- LOCALISATION DE LA ZONE ENDOMMAGÉE APRÈS SOLlicitATIONS SURFACIQUE ET THERMIQUE DE MATÉRIAUX COMPOSITES CARBONE-CARBONE

Y. Rémond et C. Wagner, 12ème Congrès Français de Mécanique, Strasbourg, septembre 1995, Vol.1, pp.425-429.

[CN2]- COMPARAISON DE MESURES D'ENDOMMAGEMENT DE DISQUES DE FREIN EN CARBONE-CARBONE PAR COMPRESSION À ROTULE, DURETÉ ET MICRO-OBSERVATION

Y. Rémond et C. Wagner, 10èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC 10), Paris, novembre 1996, Vol.1, pp.179-191.

[CN3]- IDENTIFICATION ET MODÉLISATION DU COMPORTEMENT DE LA SUBSURFACE D'UN CARBONE CARBONE DE FREINAGE

Y. Rémond et C. Wagner, 13ème Congrès Français de Mécanique, Poitiers, septembre 1997, Vol.4, pp. 561-564.

[CN4]- ETUDE DU VIEILLISSEMENT DE POLYMÈRES THERMOPLASTIQUES CHARGÉS DE FIBRES DE VERRE

Y. Rémond et C. Wagner, 11èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC 11), Arcachon, novembre 1998, pp.179-191.

[CN5]- MODÉLISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE D'UN COMPOSITE PE/FV LORS DE SON VIEILLISSEMENT

L. Meylheuc, Y. Rémond et C. Wagner, 14ème Congrès Français de Mécanique, Toulouse, septembre 1999 ,CD-Rom ISBN 2-84088-040-7.

[CN6]- UTILISATION DE LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE POUR LA COMPRÉHENSION DU COMPORTEMENT DE STRUCTURES NON-TISSÉES EN TRACTION UNIAXIALE

Ch.Wagner-Kocher et K. Buet-Gautier, 12èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC 12), Cachan, novembre 2000, pp.593-602

[CN7]- CARACTÉRISATION DE COMPORTEMENTS TRANSVERSES ET LONGITUDINALES DE MONOFILAMENTS EN POLYMÈRE

G.Stamoulis, Ch.Wagner-Kocher et M.Renner, 13èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC13), Strasbourg, mars 2003, pp.901-908 , ISBN 2-9505117-5-9.

[CN8]- COMPORTEMENT ANISOTROPE DE MONOFILAMENTS EN POLYMÈRE POUR RENFORTS DE COMPOSITES

Ch.Wagner-Kocher, G.Stamoulis et M.Renner, 14èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC14), Compiègne, mars 2005 (8 pages).

[CN9]- COMPORTEMENT DYNAMIQUE DE COMPOSITES POLYMERES ISSUS DES VEHICULES HORS D'USAGE. COMPARAISON AVEC DES MATERIAUX VIERGES

Nadia Bahlouli, Chrystelle Bernard, Christiane Wagner-Kocher, JPM Correia, Yves Rémond
JNC 18 - Nantes, France - juin 2013 (8 pages)

[CN10]- COMPREHENSION DU COMPORTEMENT EN COMPRESSION TRANSVERSE DES TORONS : DU MATERIAUX MODELE A LA MECHE EN CARBONE

Christiane Wagner-Kocher, Guillaume Perie, Stéphane Fontaine et Artan Sinoimeri
JNC 18 - Nantes, France - juin 2013 (8 pages)

[CN11]- FROTTEMENT TRANSVERSE DE FIBRES

Housseem Eddine Gassara, Artan Sinoimeri, Romain David, Christiane Wagner-Kocher, et Gérald Barbier
JIFT 2014 - Mulhouse, France – mai 2014 (8 pages)

[CN12]- ETUDE MECANIQUE ET METALLURGIQUE D'ALLIAGES NI-TI UTILISES POUR DES LIMES ENDODONTIQUES

N. Serres, N. Bahlouli, J. Hemmerlé, C. Wagner-Kocher, J.P.D.M. Correia, Y. Haike, F. Feugeas
Matériaux 2014 - Montpellier Novembre 2014 (8 pages)

[CN13]- IMPACT DE LA VARIABILITE DES POLYPROPYLENES ISSUS DES GISEMENTS ACTUELS SUR LES PROPRIETES MECANIQUES

2.3.7 - Conférences internationales avec résumé sans actes

[CIsa1]- SURFACE DAMAGE CHARACTERIZATION OF CARBON-CARBON COMPOSITE MATERIALS IN BRAKING APPLICATION

Y. Rémond et C. Wagner, 6th International Conference on Composite Interfaces (ICCI-VI), Zichron Yaakov (Israël), mai 1996 (résumé - 1 page).

[CIsa2]- CHARACTERIZATION OF AGED POLYETHYLENE COMPOSITES BY X-RAY MICROTOMOGRAPHY,
L. Meylheuc, Y. Rémond, C. Wagner, ICCE6, Kissimee, Floride, USA, Juin 1999

[CIsa3]- TRANSVERSE BEHAVIOUR OF ANISOTROPIC POLYAMIDE MONOFILAMENTS

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher and M. Renner, Fiber Society 2004 Spring Conference, Saint Louis (USA), May 2004 (résumé - 1 page)

[CIsa4]- TRANSVERSE BEHAVIOURS OF POLYAMIDE 6.6 MONOFILAMENTS

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher and M. Renner, Annual Meeting and Technical Conference Fiber Society, Newark (NJ-USA), 17-19 octobre 2005.

[CIsa5]- *MECHANICAL BEHAVIOR OF PE-BASED FIBER COMPOSITES AFTER THE CREEP*"

K. Hizoum, C. Wagner

EUROMECH COLLOQUIUM 487, Strasbourg Oct. 2006

[CIsa6]- EXPERIMENTAL STUDY OF TRANSVERSE COMPRESSION OF POLYAMIDE 6.6 ROVINGS

Jeguirim S., Fontaine S., Wagner-Kocher Ch.

the Fiber Society Fall Conference, Snowbird (UTAH - USA), 20-22 Oct. 2010.

[CIsa7]- TRANSVERSE MECHANICS OF FIBROUS MATERIALS : FROM THE FIBER TO THE LINEAR ASSEMBLIES

Fontaine, S. and C. Wagner-Kocher

8th European Solid Mechanics Conference, Graz (Austria) Juillet 2012

[CIsa8]- DEVELOPMENT OF NEW MEASUREMENT METHOD OF TRANSVERSAL FRICTION BETWEEN FIBERS

H.E. Gassara, A. Sinoimeri, Ch. Wagner-Kocher, G. Barbier

The Fiber Society Spring Conference, Mulhouse (France), 25-27 mai 2016.

[CIsa9]- STUDY OF MECHANICAL PROPERTIES ON PA-6 ELECTROSPUN NANOWEBS SUBSTITUTION MEMBRANE AND DIAPHRAGM TISSUE

Elham Mohsenzadeh¹, Nabyl Khenoussi¹, Laurence Schacher¹, Dominique Adolphe¹, Neda Shah Hosseini¹, Amir Houshang Hekmati², Christiane Wagner-Kocher^{1,6}, Joseph Hemmerlé³, Anne Schneider^{3,4}, Nadia Bahlouli⁵

The Fiber Society Spring Conference, Mulhouse (France), 25-27 mai 2016.

[CIsa13]- MULTISCALE MODELING OF FIBROUS AND TEXTILE MATERIALS

Gassara H.E., Barbier G., Wagner Kocher C., Sinoimeri A., Pumo B., ,

Euromech 569, April 5-7, 2016, Châtenay-Malabry, France

[CIsa14] - STUDY OF MECHANICAL PROPERTIES OF ELECTROSPUN PA-6 NANOWEBS AND ELECTROSPUN PA-6/B COMPOSITE AS SUBSTITUTION MEMBRANE FOR CONGENITAL DIAPHRAGMATIC HERNIA TREATMENT

Elham Mohsenzadeh¹, Nabyl Khenoussi¹, Laurence Schacher¹, Dominique Adolphe¹, Joseph Hemmerlé², Anne Schneider^{2,3}, Nadia Bahlouli⁴, Christiane Wagner-Kocher¹

The Fiber Society Fall Conference, Ithaca, New York (USA), 2016.

2.3.8 - Conférences nationales avec résumé sans actes

[CNsa1]- SUR LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE DE SURFACE DE COMPOSITES THERMOSTRUCTURAUX
Y. Rémond et C. Wagner, Cinquièmes Journées de la Matière Condensée (JMC5), Orléans, août 1996.

[CNsa2]- UN ESSAI DE COMPRESSION A ROTULE : APPLICATION A L'ENDOMMAGEMENT DES SURFACES
C. Wagner, Journées scientifiques et Techniques de l'AMAC, Nantes, juin 1996.

[CNsa3]- ETUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DE NON-TISSÉS EN TRACTION UNIAXIALE AU MOYEN
DE LA THERMOGRAPHIE INFRAROUGE

K. Buet-Gautier, C. Wagner-Kocher, J.-Y. Dréan, colloque Synergie 2, 28 mars 2002, Roubaix

[CNsa4]- CARACTERISATION DU COMPORTEMENT EN COMPRESSION TRANSVERSE DES TORONS
Christiane WAGNER-KOCHER, Stéphane FONTAINE, Artan SINOIMERI

[CNsa5]- CARACTERISATION MICRO MACRO D'ALLIAGES DE TYPE NICKEL TITANE UTILISES POUR DES
LIMES ENDODONTIQUES

Nadia Bahlouli, Christiane Wagner-Kocher, Pedro de Magalhaes Correia, Joseph Hemmerlé, Roxane Fabre, Laurence Jordan, Nicolas Serres, Françoise Feugeas, Frédéric Antoni, Youssef Haikel.

Premières journées scientifiques de la fédération de médecine translationnelle de Strasbourg (FMTS), Strasbourg, France 13 juin 2013

[CNsa6]- EVALUATION EXPERIMENTALE DU FROTTEMENT TRANSVERSALE ENTRE FIBRES

H. E. Gassara, A. Sinoimeri, C. Wagner Kocher, G. Barbier

Journées du GDR3542, mai 2015, Mulhouse - France

[CNsa7]- ETUDE COMPARATIVE DE DIFFERENTS GUIDES DE REPOUSSE NERVEUSE

Naji Kharouf¹, Hamdi Jamal¹, Sophie Honecker^{1,2}, Nadia Bahlouli¹, Sybille Facca^{1,2}, Philippe Liverneaux^{1,2}
Christiane Wagner-Kocher^{3,4}, Nabyl Khenoussi³

2.3.9 - Autres publications

[AP1]- MATERIAUX COMPOSITES CARBONE-CARBONE ET FREINAGE : ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT AU
VOISINAGE D'UNE SURFACE DE CONTACT

Thèse de Doctorat en Mécanique des Matériaux de l'Université Louis Pasteur Strasbourg - Institut Charles Sadron - UPR 22 CNRS - Groupe de modélisation et simulation en plasturgie et mécanique – décembre 1996

[AP2]- COMPORTEMENTS TRANSVERSES DE MONOFILAMENTS EN POLYMÈRE DE DIFFÉRENTS DIAMÈTRES

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher et M. Renner, 5ème édition de la journée du CRESPIM (Centre de Recherche et d'Enseignement en Science Pour l'Ingénieur de Mulhouse), 8 Avril 2004 - ENSITM Mulhouse (6 pages).

[AP3]- PRÉVISION DU COMPORTEMENT EN FATIGUE D'UNE ARTICULATION ÉLASTIQUE

T. Sterzynski, Y. Rémond et C. Wagner, Rapport de contrat Comessa, Strasbourg, novembre 1996.

[AP4]- COMPORTEMENT EN FATIGUE D'UN JOINT ÉLASTIQUE A BAGUE INTERIEURE MOBILE

Y. Rémond et C. Wagner, Rapport de contrat Comessa, Strasbourg, décembre 1996.

[AP5]- ETUDE D'UN BANC DE FLUAGE POUR COMPOSITE EN PE-FIBRES DE VERRE

M. Davant, Y. Rémond et C. Wagner, Rapports de contrat Pont A Mousson, Strasbourg, sept. et nov. 97, fév. 98.

[AP6]- COMPORTEMENT À LONG TERME DE PE CHARGÉ DE FIBRES DE VERRE COURTES
Y. Rémond et C. Wagner, Rapport final de contrat Pont A Mousson, Strasbourg, avril 98.

[AP7]- ETUDE DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES TRANSVERSES DE MONOFILAMENTS EN POLYAMIDE
Rapport ANVAR, Aide pour l'innovation technologique N°J000201A/JJ , mai 2000
Ch. Wagner-Kocher et M. Renner

[AP8]- MISE AU POINT D'UN MONTAGE DE COMPRESSION POUR FIBRES
Rapport ANVAR, Aide pour l'innovation technologique N°J0207063A , juillet 2003
Ch. Wagner-Kocher et M. Renner

[AP9]- MISE AU POINT D'UN MONTAGE EXPERIMENTAL POUR L'ÉTUDE DES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES
TRANSVERSES DE MONOFILAMENTS EN POLYAMIDE
Rapport ANVAR, Aide pour l'innovation technologique N°J0402014A, mai 2004
Ch. Wagner-Kocher et M. Renner

[AP10]- IMPACT DE LA VARIABILITE DES MATERIAUX ENTRANTS SUR LES PROPRIETES D'USAGE :
CARACTERISATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES POLYPROPYLENES RECYCLES, MODELISATION DES
MATERIAUX THERMOSAÏC
Rapport intermédiaire ECOTREVE, décembre 2015
Hamdi Jmal, Nadia Bahlouli, Christiane Wagner-Kocher

[AP11]- Rapport final - ECOTREVE , décembre 2016
Hamdi Jmal, Nadia Bahlouli, Christiane Wagner-Kocher

2.3.10 - Invitation à des séminaires

Séminaire PRC Composites (SAFRAN)
Caractérisation du comportement transverse de torons
22-23 novembre 2012 - Bois du Lys

Séminaire du LMGC – CNRS / Université de Montpellier
Etude expérimentale du comportement en compression transverse de fibres et de torons
30 juin 2016 - Montpellier

3. Synthèse des activités de recherche

Dans cette partie, je présente une partie de mes travaux de recherche réalisés depuis le début de ma thèse en 1993 et jusqu'à ce jour. J'ai participé à d'autres travaux qui ont donné lieu à des publications, en particulier sur le comportement mécanique de différents polymères, mais ne les développerai pas dans ce manuscrit.

Qualifiés sous le terme générique de « milieux fibreux », les matériaux auxquels je m'intéresse sont d'origine synthétique (fibres et fils de nylon, carbone, verre, composites...) ou biologique (veines, artères et anévrismes, os, tendons...). Le point commun de ces matériaux réside dans la complexité de la microstructure sur plusieurs échelles d'observation, conditionnant leur comportement mécanique macroscopique.

Ainsi, une même phénoménologie microscopique se trouve à l'origine d'un large spectre d'effets macroscopiques couplés observables dans des matériaux de compositions et d'architectures très différentes. L'essentiel de mon travail s'est concentré sur la compréhension microscopique/mésoscopique de déplacements et de déformations de matériaux et structure sous charge, ainsi que la caractérisation du comportement mécanique macroscopique par le développement de dispositifs expérimentaux spécifiques.

3.1- Identification d'endommagement et vieillissement de matériaux composites

Mon premier contact avec la recherche s'est effectué en 1992 lors de mon stage de DEA. Rapidement j'ai pris goût aux sciences expérimentales puisque durant ce stage, j'ai eu la chance de mettre en place une machine de traction-compression avec son environnement scientifique. Ces instrumentations sont indispensables à toute équipe travaillant sur le comportement de matériaux.

Rapidement, je me suis rendue compte que les équipements proposés par les fabricants de machines et d'instrumentations pour laboratoires ne répondaient pas à toutes nos attentes. J'ai compris aussi que le rôle du chercheur consiste en partie à mettre au point des équipements qui répondent à ses questions et qui lui permettront d'accéder à des paramètres difficilement identifiables. J'ai donc mis au point un essai simple de compression-flexion qui en complément d'essais de méso-dureté a permis d'identifier une épaisseur endommagée sur un matériau composite en carbone-carbone qui avait subi des sollicitations intenses de frottement.

Dans la continuation de ces travaux, je me suis intéressée ensuite durant mon année d'ATER, à l'évolution des propriétés mécaniques d'autres composites, cette fois-ci à fibres courtes. Lors de ce projet, nous avons mis au point un banc de vieillissement accéléré de PeHd/FV (Polyéthylène Haute Densité chargé de Fibres de Verre courtes) en contrôlant un grand nombre de paramètres.

3.1.1- Subsurface endommagée suite à des sollicitations de frottement

Mots clés : *Subsurface, compression-flexion, méso-dureté, Carbone-Carbone, endommagement, freinage*

Financement et cadre : *Thèse de Doctorat (Nov. 93 à Déc. 96 - Bourse MNRT)*

Encadrements : *DEA D. Cherubin, PFE ENSAIS M. Faress*

Valorisation : *[CI1], [CI2], [CN1], [CN2], [CN3], [CIsa1]*

Durant mon travail de thèse, je me suis intéressée à l'influence de sollicitations surfaciques de plusieurs types de freinage sur le comportement mécanique de 3 types de Carbone-Carbone à fibres longues. Le but a été l'identification de l'épaisseur d'une zone endommagée à la suite de freinage, et ce, par différentes techniques. Par des analyses microscopiques directe ou indirecte, des essais de dureté au voisinage de la surface sollicitée et un essai de compression spécifique sensible à cet endommagement, on a tenté de caractériser les modifications de comportement de ces matériaux et de mettre en évidence un endommagement proche de la surface. Les matériaux composites en carbone-carbone présentent un bon comportement mécanique dans des conditions spécifiques telles que la haute température. Leur faible densité est également une qualité primaire régissant leur utilisation pour fabriquer des disques de frein de véhicules lourds, tels que des avions ou des trains. Dans ce cas, le système de freinage est composé de plusieurs disques carbone-carbone qui frottent l'un contre l'autre - le rotor contre le stator.

Dans cette étude, trois matériaux composites carbone-carbone différents ont été testés dans des conditions industrielles : freinage jusqu'à un arrêt et avec un environnement neutre, humide ou habituel (travaux effectués dans le cadre de la thèse (Jeanne 1994)).

Alors que pour des matériaux homogènes, la détérioration du matériau, avec plasticité ou microfissures à proximité de la surface endommagée a été clairement montrée (Choi et al 1996, Sundarajan et al 1991, Lynn et al 1987, Tsukizoe et al 1986, Cirino et al 1987, Zang et al 1995), il n'existait pas à cette date (1993) d'étude concernant l'endommagement surfacique de matériaux hétérogènes composites. Nous avons donc développé des tests spécifiques pour quantifier les dommages pendant et après les situations d'usure (freinage). C'est l'identification et la mesure d'une épaisseur endommagée, que l'on appelle subsurface, qui a fait l'objet de ce travail (Figure 1).

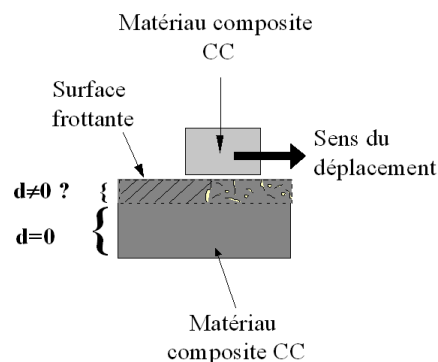
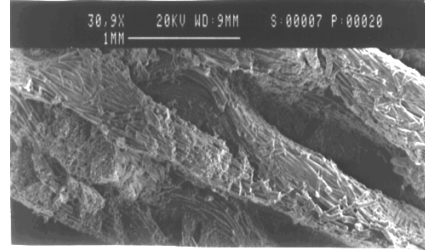


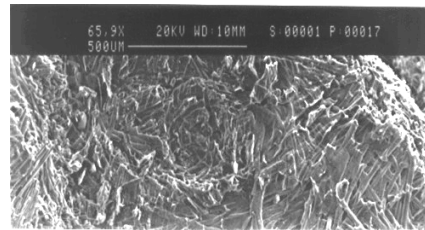
Figure 1 : Subsurface endommagée

Trois matériaux composites carbone-carbone sont comparés (Voir ci-dessous) :

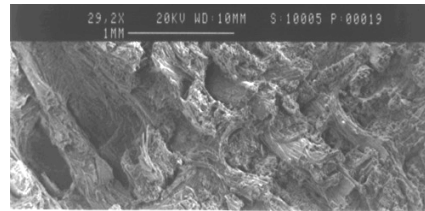
Matériau A : stratifié à plis bidirectionnels tissés. L'empilement est réalisé de façon à ce que le comportement dans le plan des plis (plan 1,2) soit quasi isotrope. Chaque pli possède une épaisseur variable localement de 0.3 mm à 1 mm, l'épaisseur moyenne étant de 0.7 mm. Ces variations locales sont dues aux positions respectives de la trame et de la chaîne ainsi qu'à des irrégularités de fabrication.



Matériau B : stratifié constitué de nappes de fibres longues aléatoirement orientées dans le plan (plan 1,2). Le matériau ainsi obtenu est homogène dans l'épaisseur et possède des propriétés d'isotropie transverse.



Matériau C : matériau composite carbone-carbone 2,5D avec liaison aiguille normale au disque et présentant un comportement orthotrope. Ce matériau est constitué de couches unidirectionnelles, avec une séquence d'empilement de plis : [-60, 0, 60] n.



Avant de commencer nos investigations sur l'endommagement de surface, nous avons effectué des essais de compression sur des échantillons rectangulaires extraits des disques de frein par usinage (Figure 2). Des jauges de déformations longitudinales et transversales sont collées sur chaque face des échantillons afin de mesurer le champ de déformation dans la section transversale. Lorsque la charge de compression apparaît, l'hétérogénéité du matériau et les défauts de fabrication induisent un effet de flexion additif, qui doit être pris en compte dans l'analyse des résultats. Dumont (Dumont 1987) a montré que les contraintes transversales sont linéaires lors de chargements de compression et de flexion. Par conséquent, la déformation au milieu de la section transversale correspond à une contrainte de compression pure.

Les trois matériaux composites carbone-carbone présentent un comportement élastoplastique avec durcissement et endommagement avant la rupture. Ces endommagements sont définis (Lemaître 1996) grâce à trois indicateurs scalaires (d_1 , d_2 , d_3) qui représentent la variation relative des modules de Young dans les directions 1, 2 et 3 :

$$d_i = 1 - (E_i / E_{i0}).$$

Où E_i est le module d'Young du matériau endommagé dans la direction i et E_{i0} est le module d'Young initial du matériau non endommagé dans la direction i .

Des chargements et déchargements cycliques en contrainte permettent d'identifier l'évolution des endommagements, notamment dans le plan (1, 2) (figure 3).

Notons que ces évolutions sont assez linéaires et commencent après un seuil élastique. Notons également que le comportement dans la direction 3 est plus fragile. Par conséquent, il n'est pas possible

d'identifier une évolution de l'endommagement dans cette direction, en termes de mécanique des milieux continus.

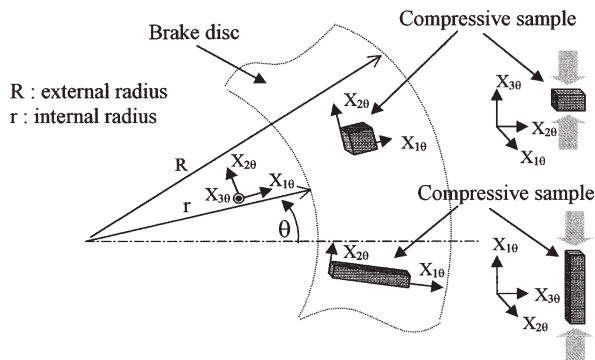


Figure 2. Identification du comportement mécanique dans différentes directions

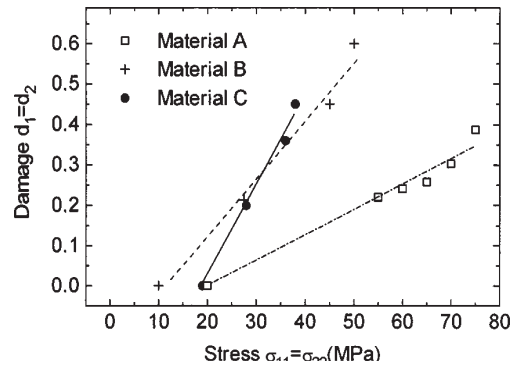


Figure 3. Evolution de l'endommagement en compression.

Nous utilisons la décomposition classique de ε dans le cas des petites perturbations : $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p$ où ε_e est la déformation élastique et ε_p représente la déformation plastique.

Le comportement élastique dans le plan est déterminé par :

$$\varepsilon_{ii}^e = \sigma_{ii} / E_i^0 (1 - d_i) \quad \text{avec } i = 1, 2$$

L'évolution des endommagements est décrite par :

$$d_i = f(\sigma^S) = (\sigma^S - \sigma^e) / b$$

$$\text{avec } \sigma^S = \text{Sup}_{\tau \leq t} |\sigma|$$

où σ_e est la contrainte élastique et b est la constante du matériau.

Les principales caractéristiques du comportement de compression ont ainsi été identifiées.

Après avoir identifié le comportement mécanique macroscopique en compression des trois C-C, nous nous sommes intéressés à l'identification de la subsurface endommagée suite aux sollicitations de freinage.

Différentes techniques ont été mises en place pour identifier cet endommagement au voisinage de la surface de contact. Dans ce cadre nous avons donc développé deux expérimentations originales que je décrirai plus loin (méso-dureté et compression/flexion).

Analyse microscopique par MEB

Une analyse par Microscopie Electronique à Balayage dans la section des disques s'est avérée assez délicate et n'a pas permis d'identifier une évolution de la microfissuration dans l'épaisseur des structures. La porosité ainsi que les fissures initiales ont rendu cette approche difficile. Nous n'avons pas réussi à découpler les microfissures dues au freinage de celles existant à l'origine dans le matériau. Nous n'avons malheureusement pas eu accès à des échantillons de matériaux sains pour pouvoir faire une analyse comparative.

Méthode par ultrasons

Toujours dans le but de caractériser la zone endommagée, d'autres observations ont été réalisées par méthodes ultrasonores. Là encore, et en dehors de l'obtention des caractéristiques élastiques anisotropes des matériaux testés, cette méthode n'a pas permis de déceler une zone de fissuration spécifique au voisinage de la surface de frottement, l'endommagement y étant soit très anisotrope selon la géométrie des matériaux, soit très localisé en surface, et noyé dans une fissuration initiale.

Autres techniques

Plusieurs autres techniques comme la tomographie ou l'analyse par rayons X ont également été testées. Par manque de matériaux sains, les comparaisons n'ont pas pu être réalisées. Néanmoins la difficulté principale a toujours résidé dans l'interprétation macroscopique de ces informations.

Essais de méso-dureté

L'échelle des constituants intermédiaires des matériaux composites est souvent très intéressante en raison du fait que les informations que l'on peut obtenir sur l'endommagement sont plus aisément quantifiables. C'est le cas ici, où les matériaux possèdent une méso-structure comprise entre 0.5 et 1 mm. Un essai mécanique ne peut donc se concevoir à cette échelle qu'*in situ*. Aussi, avons nous développé une série d'essais d'indentation de surface, à l'aide de billes permettant de solliciter une zone de surface dont les dimensions vont de une à quelques périodes. De plus, les indentations ont été pratiquées à des profondeurs successives, en partant de la surface qui a frotté (Figure 4). En effet, ces mesures de dureté, corrélables avec les mesures macroscopiques d'endommagement pour les matériaux homogènes, peuvent être comparées avec les mesures de température au sein des différents matériaux pendant un essai de freinage.

Durant l'essai de méso-dureté, l'indenteur pénètre l'échantillon sur une très faible épaisseur, beaucoup plus petite que l'épaisseur d'une couche tissée. Il est donc possible d'obtenir l'évolution de la méso-dureté dans le matériau, suite aux chargements de freinage. Les résultats sont analysés avec deux notions classiques de dureté. D'une part HB, qui est la dureté Brinell et qui tient compte de la déformation permanente ou plastique du matériau sous charge : h_p . D'autre part HR, qui est la dureté Rockwell et qui tient compte de la déformation totale ; h_{ep} représente la déformation élastoplastique du matériau sous le pénétrateur.

$$HB = \frac{F}{\pi D h_p}, \quad HR = \frac{F}{\pi D h_{ep}}, \quad h_{ep} = \frac{D - (D^2 - d^2)^{1/2}}{2}.$$

avec F : charge (en N), D : diamètre de la pointe sphérique (mm), et d le diamètre de la zone d'indentation (mm).

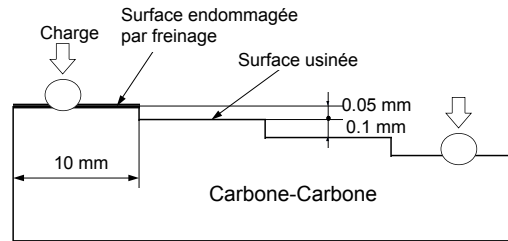


Figure 4 : Profil des échantillons pour la mésodureté

Lemaître et al (Lemaître et al 1987) ont montré la possibilité et les difficultés associées à la mesure d'un endommagement par microdureté. Lorsqu'un poinçon pyramidal à base carrée marque un matériau d'une empreinte d'aire projetée S , sous l'action d'une force F , la dureté ainsi définie correspond à la mesure d'une pression moyenne : $\sigma = H = F/S$ sous l'indenteur.

Lors d'un couplage dureté-endommagement, Lemaître et al. (Lemaître et al 1987, Lemaître 1996) ont mis en place l'indicateur scalaire :

$$d = 1 - H/H^*$$

où $H^* = k(R + \sigma_Y)$ représente la dureté qui existerait en l'absence de tout endommagement.

Dans cette relation, σ_Y représente le seuil initial de plasticité et R la variable d'érouissage isotrope, k étant un facteur de proportionnalité.

L'évaluation de H^* dépend alors des conditions dans lesquelles apparaît l'endommagement : fatigue élastique, érouissage saturé, couplage endommagement-érouissage. Dans notre cas, les dimensions du Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R.) nous conduisent à mettre en place une mesure liée à une aire large, proportionnelle à l'aire apparente du V.E.R., tout en conservant une profondeur d'empreinte très faible compatible avec la profondeur de la subsurface recherchée. La réalisation expérimentale conduit alors à envisager un poinçon sphérique d'un diamètre suffisamment grand, seul vraiment compatible avec les conditions précédentes.

L'empreinte en forme de calotte sphérique possède une aire projetée $S = \pi(Du - u^2)$, où D représente le diamètre de la sphère et u le déplacement de son sommet. On voit que pour de très petits déplacements, $u \ll D$, on peut négliger le terme en u^2 et on obtient :

$$S = \pi Du + o(u^2)$$

Au premier ordre, le déplacement est linéaire par rapport à l'aire projetée. On obtient donc, avec un comportement de type élasto-plastique à érouissage isotrope ce qui est le cas de ces carbone-carbone :

$$u = \sigma S / [\pi D k (R + \sigma_Y)]$$

L'équivalence en déformation permet également d'écrire $u = F(\sigma(M)) = F(\underline{\sigma}(M))$ avec $\underline{\sigma}(M)$ contrainte effective. On pourra donc utiliser le même indicateur scalaire d'endommagement, mais défini ici dans la direction 3, perpendiculaire à la surface de frottement des disques : $d_3 = 1 - H/H^*$.

Évaluons à présent H^* . Nous avons vu que les essais quasi statiques montrent que les comportements en compression font apparaître des pentes élastiques de retour à chargement nul conduisant à la mesure d'un endommagement important. Ce comportement est par ailleurs érouissable avec apparition d'une déformation permanente. Cependant, lors du freinage, les endommagements se produisent à haute température, et les contraintes thermiques créent ou augmentent les microfissures (Jortner 1986). On sait également que les modules élastiques de nombreux carbone-carbone sont particulièrement sensibles aux effets thermiques et à l'oxydation qui se produisent lors du contact (Durand et al 1994). Aussi, faisons

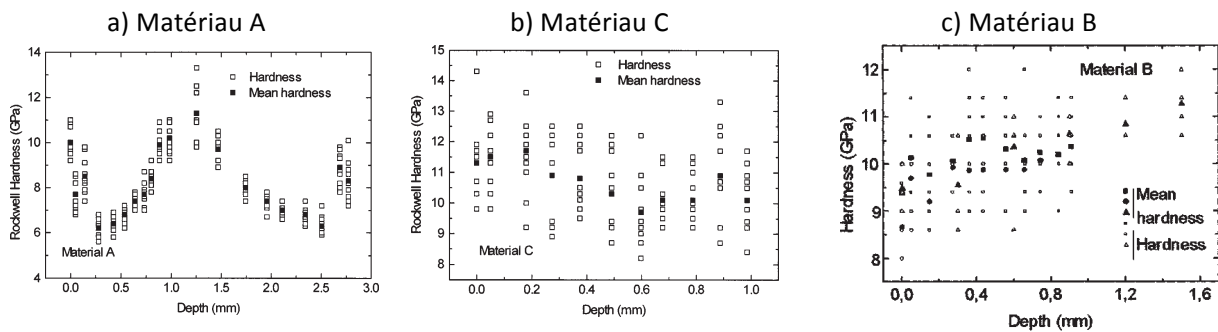
nous ici l'hypothèse, en fonction de l'allure du comportement quasi-statique, que la température joue un rôle important dans l'érouissage du matériau. Ceci permet de définir la mesure de H^* , dureté du matériau éroui non endommagé, par la valeur de la dureté H_c mesurée au coeur du matériau après le test de freinage. Cette partie du matériau est en effet affectée par la haute température sans être fortement sollicitée mécaniquement. On choisira donc :

$$H^* = H_c = k(R + \sigma_y),$$

où R représente l'érouissage essentiellement d'origine thermique et $H = k(R + \sigma_y)(1-d)$

avec H , la mesure de l'endommagement dans la configuration actuelle relâchée.

On observe alors l'évolution des duretés sur les 3 matériaux, la figure 5 ci-dessous présente les résultats expérimentaux significatifs obtenus :



Figures 5 : Méso-dureté en fonction de l'épaisseur pour les 3 matériaux

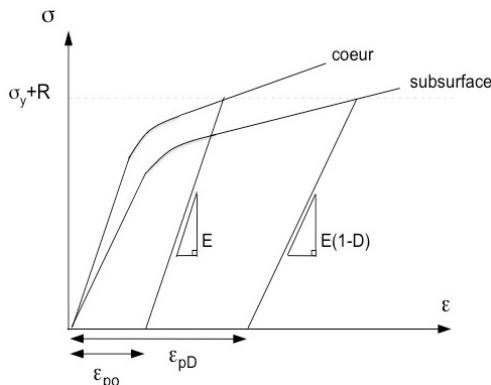


Figure 6 : Modules à coeur ou en subsurface

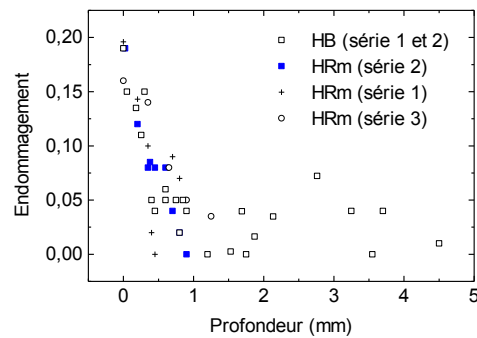


Figure 7 : Endommagement du matériau B (à structure aléatoire) en fonction de la profondeur

Matériau A : Les résultats des essais de mésodureté laissent apparaître une période. Celle-ci est caractéristique de la mésostructure dans l'épaisseur du matériau, compatible avec le niveau de charge et la profondeur sollicitée. On ne distingue d'autre part aucun effet de modification des caractéristiques mécaniques dans une zone voisine de la surface de frottement, aucun endommagement de bord n'est mesurable, en raison de cette même variation due à la structure qui les dissimule. Seules des comparaisons entre matériau sain et matériau endommagé par frottement permettraient peut-être de conclure. Ceci ne nous a pas été possible.

Le matériau C, tridirectionnel, présente une importante dispersion de résultats, largement atténuée lorsqu'une bille de diamètre plus grand est utilisée. La période du matériau en surface n'est donc pas sans influence, notamment lorsque des torons perpendiculaires à la surface se trouvent sous l'indenteur. L'allure globale de la dureté montre également un compactage en surface, puis une évolution qui suit la structure du matériau. Là encore, l'utilisation d'un essai mésoscopique de dureté paraît satisfaisante, mais nécessite une comparaison avec le matériau sain pour distinguer clairement ce qui vient du compactage, de l'endommagement et de la structure.

Pour le matériau B qui est à structure aléatoire, on remarque que l'évolution de la dureté n'est pas associée à l'écroutissage du matériau puisque celle-ci augmente du bord au coeur du matériau sur la profondeur de la subsurface. En effet la dureté d'un matériau écrouti endommagé est plus élevée que celle du matériau sain. Aussi, proposons-nous un modèle d'endommagement provenant des phénomènes thermophysicochimiques, diminuant le seuil d'écoulement dans la subsurface selon le schéma ci-dessous (Figure 6).

Selon cette hypothèse, la déformation permanente de subsurface est supérieure à la déformation permanente mesurée par dureté sur le matériau à coeur. Cela permet de choisir comme indicateur d'endommagement :

$$D = 1 - \frac{H}{H_c} \quad \text{avec} \quad H : \text{dureté mesurée et} \quad H_c : \text{dureté de référence à coeur du matériau}$$

En utilisant cette modélisation de l'endommagement, on étudie son évolution, dans l'épaisseur du matériau, pour le CC à fibres aléatoires. Les résultats sont présentés sur la Figure 7.

Le matériau B présente assez peu de modifications de dureté en fonction de la profondeur. Si on considère la déformation élastoplastique (Rockwell Polymère), aucune tendance n'apparaît. En revanche, lorsque l'on s'intéresse à la déformation permanente (Rockwell Métaux et Brinell) et en traduisant les moyennes des tests en termes d'endommagement, on observe un endommagement maximal sur la surface de frottement ($d_{\max}=0.2$). Celui-ci diminue jusqu'à 0.075 correspondant à une profondeur de 0.35 mm \pm 0,1 mm. Au delà de cette valeur, on est en présence d'un endommagement oscillant entre 0.075 et 0 correspondant à la mesure de l'hétérogénéité du matériau.

Notre approche par mésodureté, seule susceptible de se dégager de l'hétérogénéité des composites testés, fournit des résultats intéressants sur l'évolution des propriétés mécaniques moyennes des Carbone-Carbone au voisinage de la surface de frottement.

Les matériaux possédant une mésostructure importante (A : nappes tissées épaisses, C : aiguilletage) montrent des évolutions de dureté en liaison avec cette mésostructure, ce qui dissimule un éventuel effet de subsurface.

En revanche le matériau à renforcements aléatoire (matériau B), très homogène à l'échelle mésoscopique, permet d'obtenir un résultat très intéressant : la présence d'une zone subsurface pour laquelle la série de freinage réalisée a conduit à une modification des propriétés mécaniques moyennes mesurées en terme d'endommagement. On notera que les matériaux étant anisotropes, la mesure de l'endommagement obtenue correspond principalement à une variation de module d'Young dans l'épaisseur des disques de frein. Enfin, dans la zone considérée, de 0.35 mm d'épaisseur environ, l'évolution de l'endommagement peut être considérée comme affine.

Test de compression-flexion

L'endommagement des composites carbone carbone peut classiquement être mis en évidence par l'évolution d'indicateurs macroscopiques comme la variation des caractéristiques élastiques des matériaux. Dans ce cas, le module d'Young intègre tous micro vides et les microfissures qui détériorent le matériau. Pour les matériaux anisotropes, chaque composante élastique donnera des informations complémentaires sur l'endommagement global, lui-même anisotrope, et sensible à la pression hydrostatique. Les disques de freins n'étant endommagés que sur une épaisseur faible au voisinage de la surface frottante, il a fallu définir un essai sensible à des variations de rigidité sur cette même zone. De plus, la dimension des disques et leur géométrie n'ont pas permis tous les types d'essais. Nous avons donc choisi un essai de compression sur des éprouvettes extraites des disques après essai de freinage. Un montage expérimental ad hoc, qui a été réalisé durant ma thèse, susceptible de mesurer cette flexion, il permet alors de remonter aux rigidités respectives des zones endommagées et saines.

Dans cette partie, nous nous sommes concentrés sur le matériau B.

En effet, vu que les disques de frein en matériau B ne sont endommagés que sur une faible épaisseur près de la surface, nous avons tenté de définir un test macroscopique sensible à une variation de rigidité dans l'épaisseur. Le principe de ce test est montré sur les figures 8 et 9. Des échantillons parallélépipédiques sont prélevés des disques de frein endommagés par freinage.

Le principe de l'essai est le suivant : si un échantillon n'est pas endommagé, son centre de rigidité et son centre géométrique se confondent dans une section. Dans le cas contraire, il apparaît une distance entre ces deux points, et ceci génère un couple de flexion lorsque l'échantillon est chargé en compression.

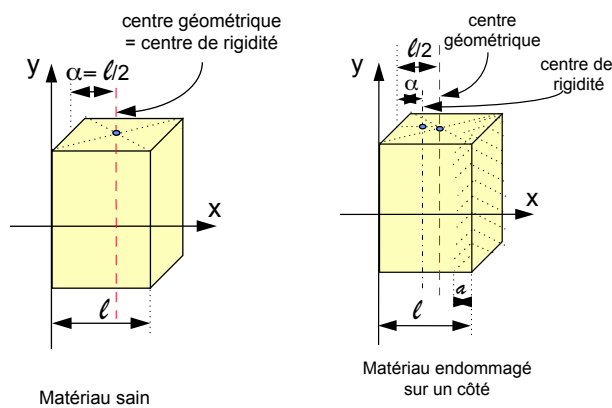


Figure 8 : Centre géométrique et de rigidité pour éprouvette saine ou endommagée sur un bord

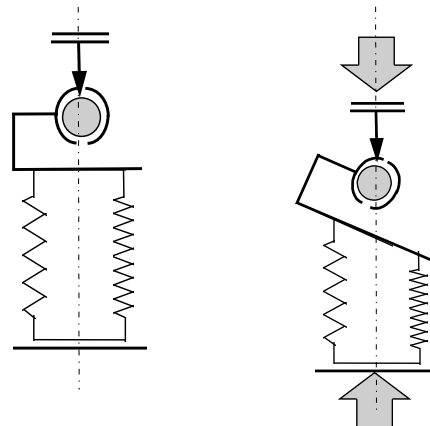


Figure 9 : Schéma cinématique du montage à rotule

En utilisant des jauges de contrainte dans toutes les surfaces latérales de l'échantillon, il est possible de mesurer l'effet de flexion dû à la subsurface endommagée. Un dispositif expérimental spécifique a été développé pour appliquer la charge de compression avec une bonne précision (0.01 mm) exactement au centre de la section transversale. Une bille en acier permet la libre rotation de l'échantillon tête.

Le montage expérimental a été testé sur des matériaux modèles pour lesquels on a préparé une subsurface avec une rigidité différente connue. La précision permet de détecter une épaisseur endommagée aux caractéristiques telle que :

$$a.d = 0.02 \text{ mm}$$

avec a : l'épaisseur de la zone endommagée et d : endommagement moyen de la subsurface

Avec E_i , le module d'Young de l'échantillon CC dans la direction de compression, et $(\ell/2)-\alpha$ la distance entre le centre de rigidité et le centre de la section transversale (Figure 8), on peut écrire:

$$\int_S E_i (x - \alpha) dS = 0$$

Supposons que l'endommagement évolue de façon linéaire jusqu'à la surface (comme montré avec les tests de méso-dureté), c'est à dire :

$$E_i(x) = E_i^0 (1-d(x)) \quad \text{pour } x \in [\ell-a, \ell]$$

$$\text{et } E_i(x) = E_i^0 \quad \text{pour } x \in [0, \ell-a].$$

Supposons également que :

$$E_i(x) = E_i^0 [\ell + d_c((\ell-x)/a - \ell)]$$

Cela signifie que l'endommagement critique est obtenu sur la surface de freinage, de sorte que la relation précédente pourrait s'écrire:

$$2\alpha = (d_m \cdot a(a-2\ell) + \ell^2) / (\ell - d_m a)$$

Notons que cette équation scalaire ne permet d'obtenir qu'un scalaire inconnu, c'est la mesure de α par la rotation de la tête de l'échantillon qui permet de trouver l'épaisseur de la surface endommagée.

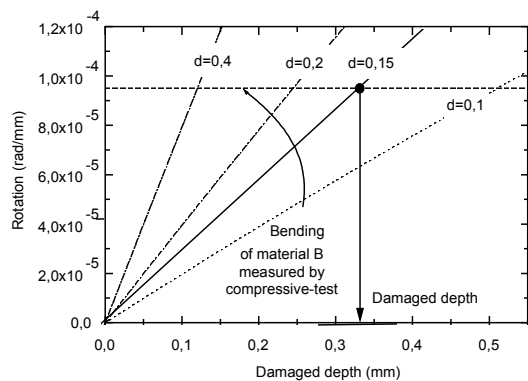


Figure 10 : Identification de l'épaisseur endommagée

Le résultat de ce test de flexion par compression (rotation de la tête de l'éprouvette) est présenté sur la Figure 10. Sur cette même figure, on représente les courbes correspondant à des angles théoriques de rotation pour plusieurs valeurs d'endommagement. Tous les échantillons de matériau B présentent un effet de flexion correspondant aux valeurs de a et d tel que $a.d_m = 0.05 \text{ mm}$.

Donc, si l'on considère une évolution linéaire des dommages dans la subsurface, avec un endommagement critique $d_c = 0.2$ mesuré avec les résultats de méso-dureté, on obtient une épaisseur de cette subsurface égale à $a = 0.35 \text{ mm}$.

Que retenir des approches micro, meso et macro mécanique pour identifier et quantifier l'endommagement des composites carbone carbone face à des sollicitations de freinage ? Les connaissances tribologiques sur ces matériaux complexes sont encore trop fragmentaires pour nous aider beaucoup.

L'approche microscopique est limitée par la porosité importante et la présence de microfissures initiales nombreuses. Certes des fissures apparaissent en surface et se développent en profondeur, mais l'hétérogénéité des matériaux étudiés ou la présence sous certaines ambiances de pellicule de surface, compliquent leur interprétation.

En revanche, l'approche mesoscopique a fourni des résultats très intéressants. Après avoir validé cette approche, on a mis en évidence une évolution de la dureté dans l'épaisseur du matériau, avec parfois une surface très dure, due à un compactage à haute température pendant le freinage. L'évolution de la dureté suit bien sûr la microstructure à l'échelle de la période élémentaire et peut donner également des informations, par comparaison avec un matériau sain, sur le niveau d'endommagement atteint.

Enfin, l'approche macroscopique par compression-flexion, qui est validée par des essais sur des matériaux modèles, reste délicate dans son application sur les carbone carbone, notamment par les très faibles niveaux de déformations à étudier ($<10^{-4}$). Son apport essentiel réside dans le fait que l'endommagement mesuré n'est pas de même nature que celui mesuré par dureté.

Dans ce travail, j'ai donc mis en évidence la présence d'un endommagement très anisotrope selon les structures des matériaux étudiés ; et, selon les directions sollicitées, les approches meso et macro permettent d'atteindre des composantes complémentaires de l'endommagement

Références

- Choi B.Y., J.H. Shin, G.W. Bhang, K.B. Yoon, *Metallographic study on rolling contact fatigue of 0.44%C-1.71%Mn induction-hardened bearing steels* *Wear* 192, 1996, pp. 1-5.
- Cirino, M., Pipes, R. B., and Friedrich, K., 'The Wear Behaviour of Continuous Fibre Polymer Composite', *ICCM 6th 5*, London, 1987, pp. 311-323.
- Dumont, J. P., Ladevèze, P., Poss, M., and Rémond, Y., 'Damage Mechanics for 3D Composites', *Composites Structures* 8, 1987, 119-141.
- Durand, F., Rouby, D., Fantozzi, G., Allard, B., and Dumas, D., 'Characterization of the High-Temperature Mechanical Behaviour of Carbon Materials', *Carbon* 32(5), 1994, 857-865.
- Jeanne, J. F., 'Etude de l'endommagement surfacique de matériaux composites type carbone carbone sous sollicitations surfaciques', *Thèse de l'Université de Nantes, Ecole Centrale de Nantes, Avril 1994*.
- Jortner, J., 'Macroporosity and Interface Cracking in Multi Directional Carbon Carbon', *Carbon* 24(5), 1986, 603-613.
- Lemaitre J., *A course on damage mechanics*, Springer-Verlag, Heidelberg 1996, 2nd edition.
- Lemaitre j., j. Dufailly, r. Billardon, *Evaluation de l'endommagement par mesures de microdureté*, *C. R. Acad. Sc. Paris*, t.304, Série II, n°12, 1987, pp. 601-604.
- Lynn, C. and Light, R., 'Effect of Sliding Velocity on Wear Rate of Fibrous Polymer Composites', *Wear* 116, 1987, 223-239.
- Sundarajan G., *The depth of plastic deformation beneath eroded surfaces: the influence of impact angle and velocity, particle shape and material properties*, *Wear* 149, 1991, pp. 129-153.
- Tsukizoe, T. and Ohmae, N., in *Friction and Wear of Polymer Composites*, K. Friedrich (ed.), Elsevier, 1986, pp. 205-231.
- Zang Z.F., L.C. Zhang, Y.W. Mai, *Wear of ceramic particle reinforced metal matrix composites*, *Journal of Material Science*, 30, 1995, pp.1961-1966.

3.1.2 Vieillissement sous contrainte de composite thermoplastique à fibres courtes

Mots clés : Composites PE-FV, fibres de verre courtes, fluage, vieillissement thermique, rhéométrie dynamique

Encadrements : Ingénieur d'étude M. Davant puis M. Faress

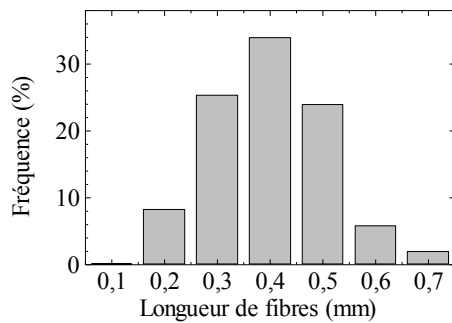
Financement et cadre : Post-Doc Contrat de recherche PONT A MOUSSON – puis ATER

Valorisation : [CI3], [CI4], [CN4], [CN5], [CI5a2], [CI5a5]

Les matériaux composites à matrice thermoplastique renforcés par des fibres de verre courtes sont utilisés dans de nombreuses applications industrielles. Ayant de faibles rigidités et résistances, leurs propriétés mécaniques sont moins souvent étudiées que celles de leurs homologues à fibres longues et à matrices thermodurcissables. Pourtant, leur durabilité conditionnant leur usage technologique, le problème de base réside dans le choix d'une approche afin de caractériser leur comportement à long terme. Ces approches sont fort diverses (Cardon 1996) et couramment utilisées. Ainsi, les approches rhéologiques s'appuient sur l'équivalence temps-température, alors que d'autres démarches privilégient la connaissance des cinétiques d'endommagement puis de ruine du matériau, à l'échelle microscopique ou macroscopique (Choqueuse 1998), (Bobet 1998). Dans notre étude, nous nous sommes attachés à observer l'influence d'un vieillissement accéléré sur différentes caractéristiques mécaniques. Après une étude expérimentale complète, nous avons réussi à modéliser une variable associée à une cinétique de vieillissement. Nous avons identifié celle-ci en fonction de la température et du temps de vieillissement. On s'est intéressé plus précisément dans ce travail au comportement en vieillissement d'un polymère thermoplastique renforcé par des fibres de verre courtes. Plusieurs approches du vieillissement sont utilisées et comparées : essais de fluage en enceinte thermique à différentes températures, rhéométrie dynamique et vieillissement accéléré par bancs de fluage instrumentés. Le comportement mécanique des éprouvettes vieilles a ensuite été étudié. Cette étude a été menée à la suite de ma thèse dans le cadre d'un contrat de recherche avec l'entreprise PONT A MOUSSON.

Le matériau étudié est un polyéthylène haute densité renforcé par des fibres de verre courtes ($V_f=20\%$). Pour l'ensemble de l'étude, les éprouvettes utilisées ont été injectées avec le même lot de matière sur une presse Billion de 50 tonnes. Les éprouvettes obtenues sont de type haltère (type ISO). La répartition des fibres, aléatoire dans le plan des éprouvettes a été vérifiée par microscopie optique. Leur longueur moyenne, de 0.35 mm, a été mesurée (Figure 11a) après extraction par calcination selon la norme (NF-T-57-518). Notons que cette longueur l est très inférieure à la longueur critique l_c (~ 2 mm) (Simon 1984). La transmission des efforts fibre-matrice n'est donc pas optimale. Notons qu'il est possible d'injecter du PE-FV en conservant une longueur de fibres voisine de l_c , ce qui sortait du cadre de cette étude. La Figure 11b présente l'effet renforçant des fibres de verre mesuré à partir de résultats d'essais de traction.

a)



b)

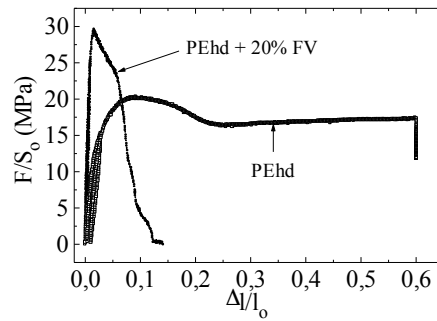


Figure 11 : Caractéristiques du matériau PEhd-FV

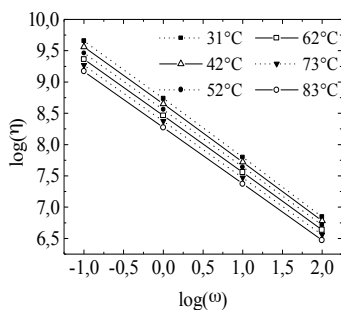


Figure 12 : Evolution de la viscosité en fonction de la fréquence et de la température

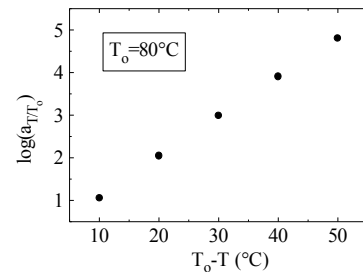
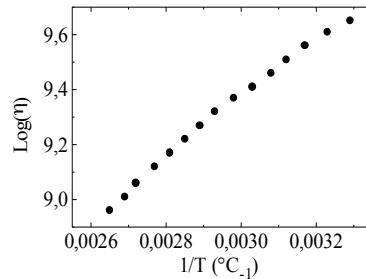


Figure 13 : Evolution du coefficient de décalage en fonction de la température

Des tests de spectrométrie mécanique, consistant à solliciter un barreau rectangulaire en torsion sinusoïdale (Figure 12), ont permis de construire une courbe maîtresse (Figure 13) traduisant l'équivalence entre les effets de la température et ceux de la fréquence, par double décalage des courbes isothermes.

En admettant l'hypothèse d'équivalence temps-température, les coefficients de décalage a_{T/T_0} permettent donc de connaître les facteurs d'accélération du vieillissement sur les modules du matériau auxquels conduisent les températures étudiées.

Ces essais de spectrométrie mécanique (ou RDA) sont simples et faciles à exploiter. Toutefois le caractère semi-cristallin du polyéthylène et la présence des fibres de verre nous ont rendus prudents sur la validité des coefficients de décalage obtenus, même si les gammes de fréquence et de température utilisées étaient relativement étroites. Aussi avons nous souhaité mesurer ces coefficients en faisant intervenir directement le temps de sollicitation.

Nous avons donc réalisé des essais de fluage (Figure 14a) en enceinte thermorégulée sur des éprouvettes de PE/FV avec les mêmes températures que celles utilisées lors des essais de spectrométrie mécanique. Les résultats obtenus sont décrits Figures 14. En superposant, sur le même diagramme (Figure 14b), les comportements au fluage de nos éprouvettes sous différentes températures, on s'aperçoit qu'elles peuvent également être regroupées par translations en une courbe maîtresse. Remarquons que la plage de températures testée ne permet pas l'obtention de ces coefficients de décalage en utilisant la loi WLF,

valable dans l'intervalle $[T_g, T_g+100^\circ\text{C}]$. C'est donc toujours l'hypothèse de l'équivalence temps-température qui conduit à la courbe maîtresse et à la loi d'évolution des coefficients de décalage a_{T/T_0} , relatifs à la température de référence T_0 (Figure 15).

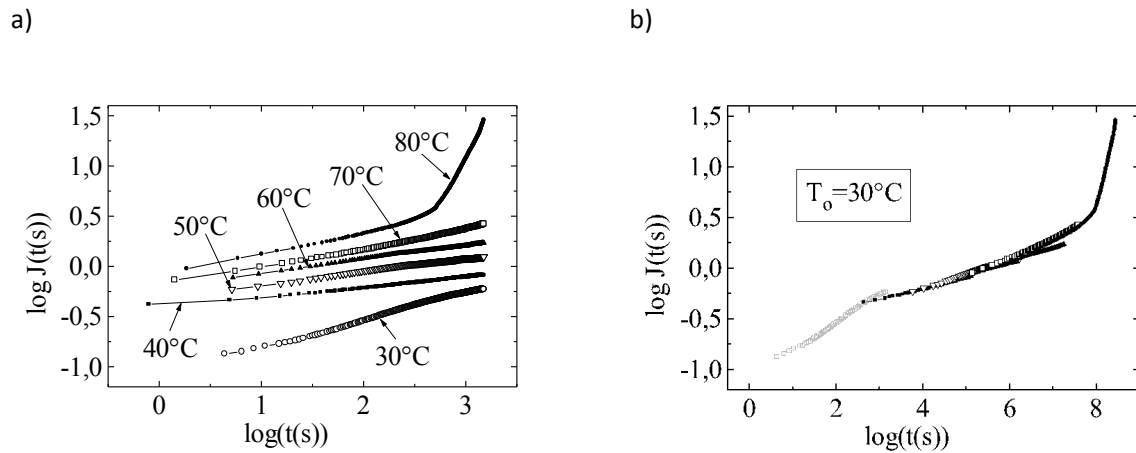
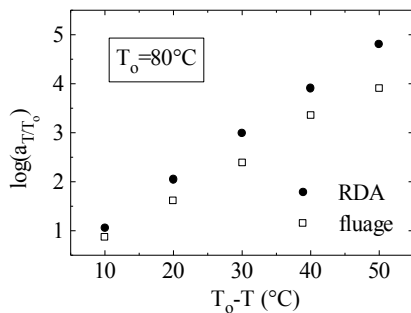


Figure 14 : (a) Comportement au fluage du PEhd/FV, (b) Courbe maîtresse ($T_0=30^\circ\text{C}$)



On constate néanmoins que ces essais ne permettent de connaître que l'évolution des modules en fonction du temps et donc de prédire une durabilité du matériau. Le comportement mécanique complet du matériau vieilli n'est en revanche pas accessible par ces approches.

Figure 15 : Comparaison des coefficients de décalage obtenus par RDA et fluage

La Figure 15 montre un bon accord entre les coefficients de décalage obtenus par RDA et par fluage. Ceci confirme leur validité et la qualité de l'accélération du vieillissement qu'ils autorisent.

Afin de tester le comportement mécanique d'éprouvettes vieilles, nous avons conçu des bancs de fluage (Figure 16) permettant de solliciter des éprouvettes sous différentes contraintes dans des enceintes remplies d'eau aux températures de 30°C , 60°C et 80°C .

Un plan d'expérience a été mis au point et un total de 180 éprouvettes ont été vieilles artificiellement. Lors de la mise sous tension en fluage dans l'eau chaude, les déformations des éprouvettes ont été enregistrées au cours du temps durant 30 jours, grâce à des capteurs de déplacement placés au bout du bras de levier. La mise au point de ce dispositif expérimental a demandé de longs mois de travail, puis une surveillance permanente au cours des tests de vieillissement.

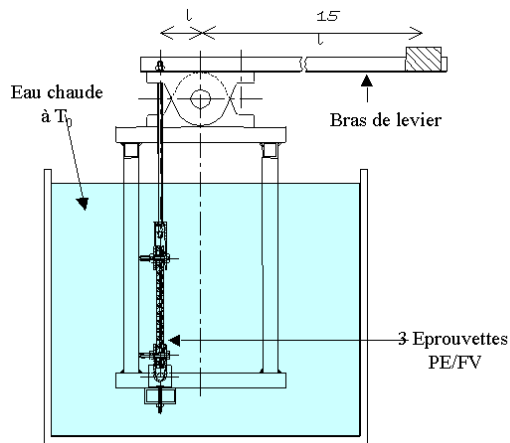


Figure 16 : Principe du banc de fluage

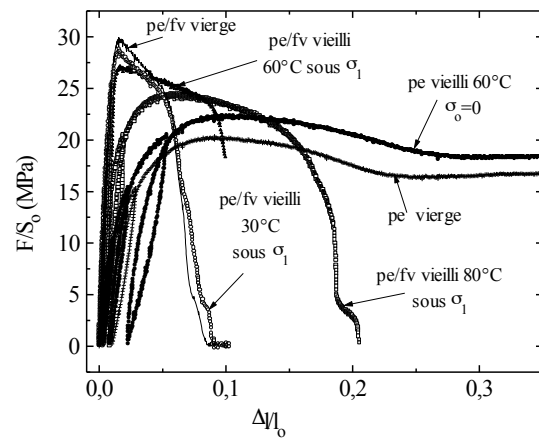


fig. 17 : Evolution du comportement mécanique de PE/FV vieilli par fluage sous $\sigma_0=5.12\text{MPa}$, à différentes températures

Une fois vieilles, les échantillons sont déchargés puis testés en traction sur une machine de traction-compression hydraulique INSTRON après séchage et recouvrement viscoélastique pendant plusieurs jours. De cette façon, il est possible d'accéder à l'évolution du comportement mécanique à l'issue de différents vieillissements.

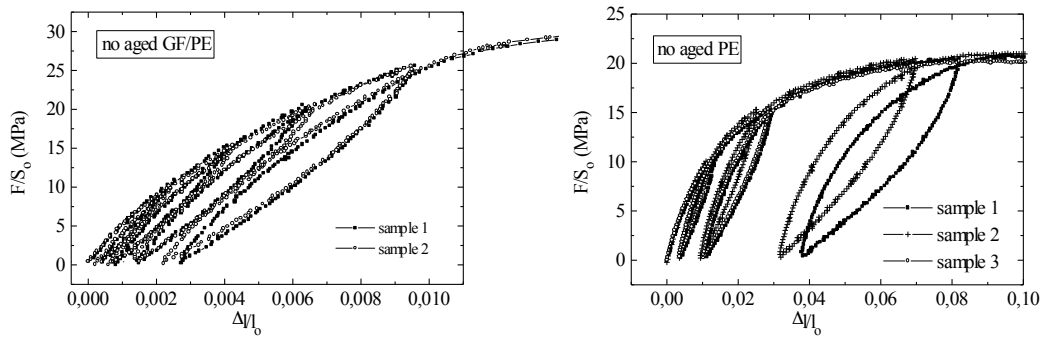


Figure 18 : Comportement en traction de PEhd/FV non vieilli et PEHD pur non vieilli

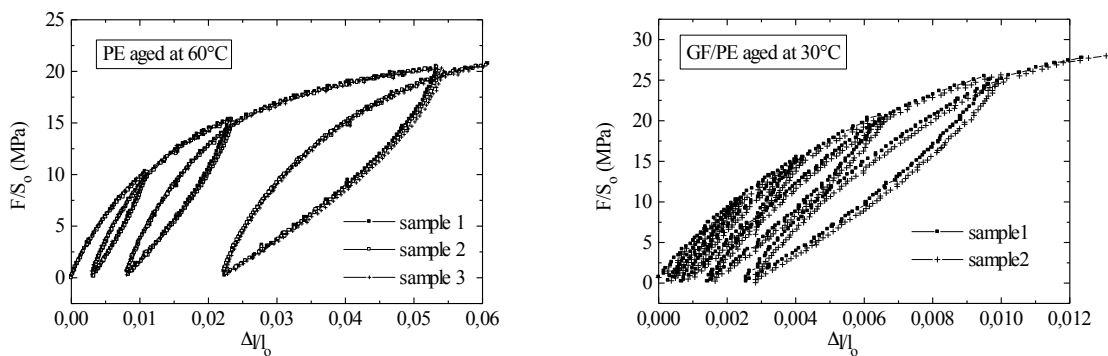


Figure 19 : Comportement en traction de PEhd et PEhd/FV après vieillissement à 30°C et 60°C

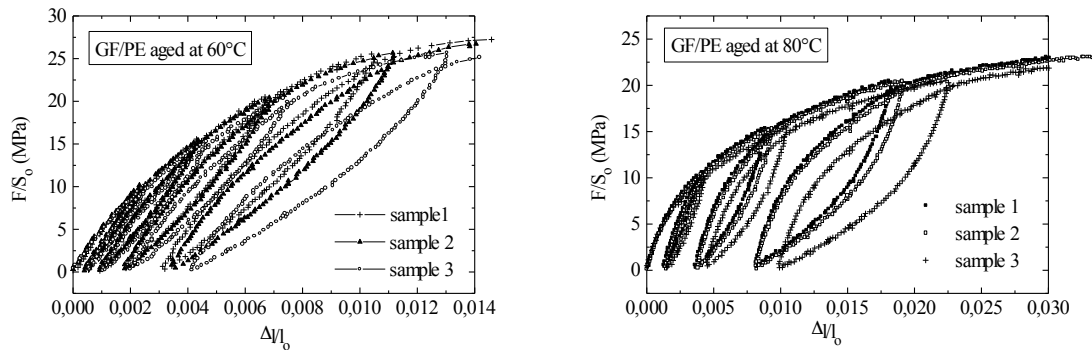


Figure 20 : Comportement en traction de PEhd/FV après vieillissement à 60°C et 80°C

Les comportements mécaniques en traction du PEhd/FV sain et vieilli à différentes températures ainsi que ceux du PE sain et vieilli sont donnés sur les Figures 17, 18, 19 et 20.

La mesure des modules d'Young lors des retours à contrainte nulle du composite PEHD/FV et du PEHD constitue un bon indicateur de l'évolution du comportement mécanique de ces matériaux. En effet, cet indicateur intègre le comportement de la matrice et des interfaces, l'évolution du comportement viscoélastique ainsi que l'apparition d'un endommagement spécifique de l'interface à partir d'un seuil dans un niveau de contrainte inconnu.

Les dommages du composite sont inexistantes en dessous de 10 MPa ou pour des déformations inférieures de 2 à 3%. Par conséquent, la diminution du module apparent est principalement due à la viscoélasticité, puis un couplage se fait avec un endommagement progressif des interfaces. Il est intéressant de comparer ces modules définis dans un niveau de contrainte donné et pour deux états différents du vieillissement. On obtient alors une mesure de l'effet du vieillissement sur le matériau. Nous proposons de construire une variable interne de vieillissement V_σ définie par le rapport de module d'un matériau vieilli pour une période donnée Δt sur le module de demande de matériau non vieilli par la même contrainte :

$$V_\sigma = \frac{E_{\Delta t}}{E_{\Delta t=0}}$$

Cette variable d'état conduit alors à un modèle thermodynamique, la variable d'endommagement étant définie de manière classique par :

- $V_\sigma = 1$: Matériau non vieilli
- $V_\sigma > 1$: Matériau ayant durci avec le vieillissement
- $V_\sigma < 1$: Matériau s'étant adouci avec le vieillissement

L'identification de la variable V_σ est donnée sur la Figure 21 et montre que le module d'Young de composite à FV diminue avec le vieillissement. La Figure 22a) montre l'évolution de l'amplitude du vieillissement en fonction du temps. L'amplitude de vieillissement ΔV après un temps de vie t donné, est mesurée par la variation de V_σ entre $\sigma = 0$ et σ_{\max} . Le prolongement de cette courbe jusqu'à $\Delta V = 0$ permet d'identifier le seuil de temps t_s à partir duquel le vieillissement commence. Notons également que l'effet de vieillissement sur le PEHD sans fibres induit un durcissement ($V_\sigma > 1$). La cinétique de vieillissement est assez linéaire par rapport à $\log(t)$.

On construit alors un modèle linéaire comme suit :

$$\text{Pour } t < t_s : V_v = 0$$

$$\text{Pour } t > t_s : V_v = 1 - f(\sigma) \cdot \log(t/t_s)$$

Avec $f(\sigma) = a \cdot \sigma + b$. On identifiera b et a

Pour chaque taux de déformation, une valeur critique de V_s peut également être identifiée. Ce modèle devient alors un outil utile pour faire de la simulation.

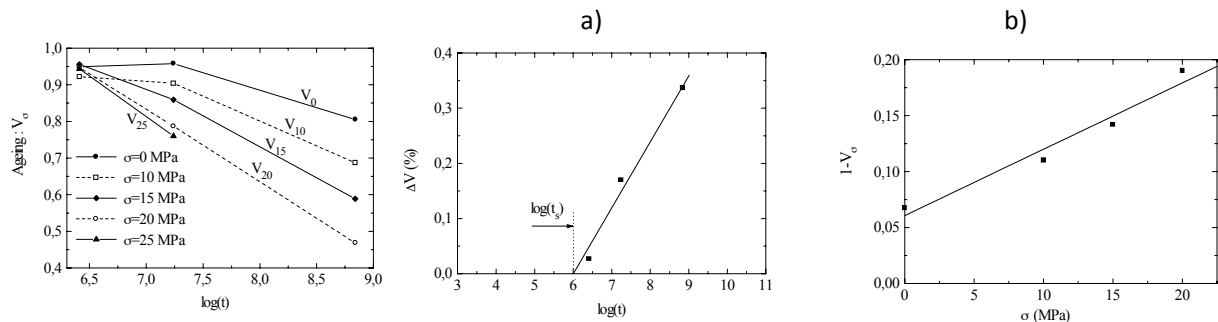


Figure 21 : Evolution du taux de vieillissement pour différents niveaux de stress

Figure 22 : a) Identification du seuil de vieillissement
b) Identification du modèle de vieillissement

Le vieillissement des matériaux composites à matrice thermoplastique nécessite une approche diversifiée. Dans ce travail, l'effet du vieillissement sur un composite à matrice thermoplastique et fibres courtes a été étudié par la méthode d'équivalence temps-température. Nous avons montré que les essais classiques de rhéologie conservent tout leur intérêt par la qualité du vieillissement accéléré qu'ils permettent dans la gamme de températures testées.

Toutefois, nous montrons également que cette approche doit être complétée par une analyse du comportement mécanique des matériaux vieillis. Dans notre cas, les contraintes de fluage n'apportent pas d'endommagement mesurable dans la gamme testée, en revanche, le vieillissement thermique dégrade la liaison fibre-matrice et diminue fortement l'effet renforçant des fibres courtes.

Références

Bobet V., Lory P. "Prévision de la durée de vie en fatigue des pièces mécaniques en matériaux composites" JST AMAC – Commission durabilité, Arcueil 1998, pp.14-20.

Cardon A.H. "Comportement à long terme des systèmes composites à composante polymérique : objectifs, développement récents et orientations de recherche, Durabilité des matériaux composites, JST AMAC 1996, pp. 5-13.

Choqueuse D., Davies P., Roy A. "Comportement à long terme – application au milieu marin", JST AMAC – Commission durabilité, Arcueil 1998, pp. 24-26.

Davant M., Rémond Y., Wagner C. "Etude du vieillissement de polymères thermoplastiques chargés de fibres de verre", C.R. JNC11, Arcachon, 1998, Vol.1, pp. 295-301.

Halary J.L. "Traitement pratique des résultats des essais viscoélastiques" Introduction à la mécanique des polymères, INPL-MECAMAT-GFP-APOLLOR-FIRCHTEC, pp. 169-189.

Simon H. "Propriétés interfaciales dans les composites : énergie de surface et adhésion fibre de verre/matrice macromoléculaire" Thèse de 3^{ème} cycle, Mulhouse 1984.

Van der Grinten F. , Wickers Scheur P.W.M. "Use of fatigue testing to evaluate long term performance of polyethylene", Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications, 1996, Vol.25 n°6 pp. 294-298.

3.2- Comportement de fibres et de matériaux fibreux, placement dans l'espace sous différentes sollicitations

Depuis septembre 1998, j'effectue mon activité de recherche au sein du Laboratoire de Physique et Mécanique Textiles de Mulhouse (LPMT) à l'Ecole Nationale des Sciences et Industries Textiles de Mulhouse (ENSITM) devenue Ecole Nationale Supérieure des Industries de Sud Alsace (ENSISA), UFR de l'Université de Haute Alsace. Le LPMT est actuellement dirigé par le Professeur Marie-Ange BIGUE-BUENO. Les recherches menées au Laboratoire de Physique et Mécanique Textiles s'inscrivent dans le cadre de la Science des Fibres.

Pour mon intégration dans le LPMT, je me suis investie dans la connaissance des nouveaux matériaux que j'allais à présent étudier : les matériaux fibreux « secs » (par opposition aux composites avec matrice que je connaissais jusque là), et ceci, dans le but de me donner les moyens de démarrer de nouvelles thématiques de recherche en phase avec les possibilités mulhousiennes.

C'est ainsi, que sous l'impulsion des Pr. Jean Yves Dréan et Marc Renner, deux thématiques se sont dessinées. La première concerne l'étude des propriétés mécaniques de textiles non tissés par des méthodes de thermographie et la seconde thématique, nouvelle pour le laboratoire et dont je suis l'initiatrice, a concerné l'étude du comportement mécanique transverse de monofilaments et torons de fibres.

Parallèlement à ces travaux que j'exposerai ici, j'ai également co-encadré la thèse de Yassine Chaabouni préparée en co-tutelle avec l'ISSET de Ksar-Ellal en Tunisie et le LPMT. Ce travail portait sur l'utilisation des fibres d'agaves dans des composites, sous la direction du Pr. Jean-Yves Dréan. J'étais en charge d'aider le thésard à mettre en œuvre un composite à base de fibres d'agaves et de matrice en polymère thermodurcissable puis à identifier leur comportement en fonction des paramètres de mise en œuvre et d'extraction des fibres.

3.2.1- Etude des propriétés mécaniques de textiles non tissés par thermographie IR

Mots clés : *Non tissés, thermoliés, aiguilletés, thermographie infra-rouge, champs de déformations, traction unidirectionnelle*

Collaborations : *Jean Launay (ESEM d'Orléans), M.P. Luong (LMS Palaiseau)*

Travaux d'étudiants : *DEA H. Lotfi, DEA H. Bahloul*

Financement et cadre : *Fonds propres LPMT*

Valorisation : *[A6], [CI6], [CN6]*

En collaboration avec K. Buet-Gautier (MdC UHA) nous avons démarré un travail concernant l'identification de propriétés mécaniques de structures non tissées par des techniques de champs de déplacements et de thermographie infrarouge.

Dans cette étude, nous avons d'une part étudié les relations entre structures et propriétés pour des structures planes avec des orientations de fibres aléatoires, puis, dans un second temps, l'influence du mode de fabrication sur les propriétés mécaniques. Vu la complexité du problème, l'approche numérique est complètement irréaliste. Aussi, on aborde ce problème de manière expérimentale selon deux axes : d'une part une étude dynamométrique (test uni-axiaux) et d'autre part par une étude thermographique des matériaux sous charge.

Nous avons donc décidé d'étudier dans un premier temps les mécanismes de ruine lors d'une traction sur des structures non tissées. On utilise une méthode optique basée sur des techniques d'analyse d'images pour déterminer les déformations subies par la structure. Par ailleurs, l'analyse de la cartographie thermique à la surface des non-tissés sous sollicitation, obtenue par thermographie infrarouge, permet de faire le lien entre les phénomènes se produisant à l'échelle de l'enchevêtrement fibreux d'une part, et le comportement macroscopique de la structure non-tissée d'autre part.

Comme on le sait, la structure des étoffes non tissées est très complexe. On peut les considérer comme des milieux poreux anisotropes (Hearle 1963) qui contiennent deux phases : une phase solide (filaments ou fibres) et une phase vide (les pores). Trois échelles de cette structure complexe peuvent être considérées : une microstructure au niveau du diamètre du filament (jusqu'à 1 mm), une échelle au niveau du fil constitué de plusieurs filaments (quelques centimètres) et une échelle macroscopique à l'échelle du textile. Le réseau fibreux non tissé est considéré comme un réseau pseudo-aléatoire (Pondevhimi et al. 1996, 1999) et, si on considère l'échelle de la structure complexe, les propriétés macroscopiques sont toujours influencées à un degré plus ou moins important par la manière dont les fibres sont enchevêtrées. Le comportement en traction des non-tissés est donc très complexe.

Dans ce travail, on comparera deux types de matériaux non-tissés : un thermolié et un aiguilleté. Pour s'affranchir au maximum d'effets de structures pouvant entraver l'analyse, on a choisi des matériaux de masse surfacique comparable, 185 g/m² et 195 g/m² respectivement pour le thermolié et l'aiguilleté. Ce paramètre intervient de façon majeure dans le comportement mécanique macroscopique puisqu'il définit le nombre de points de contact inter-fibres.

Les non-tissés sont élaborés de la manière suivante : les fibres, éléments constitutifs de la structure, sont produites principalement par fusion de la matière première (verre, polyester...) et filage. Elles sont ensuite étalées continûment et aléatoirement pour constituer un voile relativement homogène et, *a priori*, isotrope. Ce voile est alors nappé pour réaliser un empilement à la masse surfacique désirée. Enfin, la dernière étape du processus consiste à consolider l'ensemble en créant des points de liage entre les différentes couches. Les opérations de nappage et de liage sont essentielles car elles conditionnent en grande partie les futures propriétés mécaniques du non-tissé. La consolidation peut être de divers types: chimique, thermique, mécanique... Les deux matériaux choisis ici font appel à deux de ces techniques. L'aiguilletage est un procédé de liage mécanique : des fibres d'une couche sont entraînées par des aiguilles munies de crochets (barbes), perpendiculairement au plan de cette nappe, vers d'autres couches qui lui sont parallèles. On réalise ainsi des liaisons par enchevêtrement des fibres composant le voile. Cette opération implique généralement une modification par rapport à l'isotropie du non-tissé du fait de l'étirage des nappes dans le sens de la production. Deux directions privilégiées apparaissent alors : le sens production et le sens travers, perpendiculaire au premier, dans le plan du non-tissé.

Le thermoliage est un procédé thermique. Un empilement constitué de plusieurs nappes passe entre les deux rouleaux chauffés d'une calandre ce qui a pour effet de créer des points de liaison par fusion superficielle des fibres. L'isotropie du matériau est généralement mieux conservée que dans le cas de l'aiguilletage.

De cette opération de consolidation il résulte des structures à l'échelle mésoscopique très nettement différentes, qu'il s'agisse du thermolié (Figure 24) ou de l'aiguilleté (Figure 25).

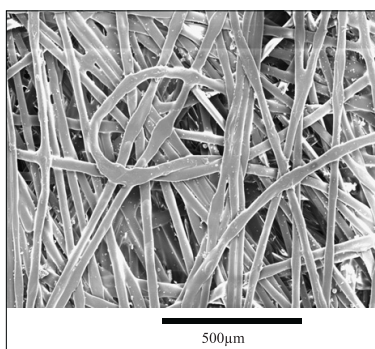


Figure 24 : Structure non tissée thermoliée

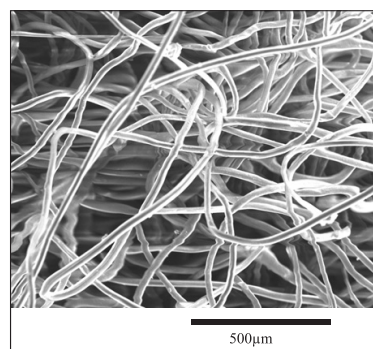


Figure 25 : Structure non tissée aiguilletée

Plusieurs études expérimentales menées sur des géotextiles (Cazzuffi and Venezia, 1986 ; Rowe and Ho, 1986 ; Wayne et al, 1993) ont montré qu'il est préférable de choisir une éprouvette dite longue (rapport hauteur sur largeur utile au moins égal à 2) pour obtenir un champ de déformation homogène dans la partie centrale. Par ailleurs, pour limiter les effets de bords et assurer une rupture dans cette zone, il est recommandé d'opter pour une géométrie en haltère ou circulaire (Zhao, 1991), (Thorr, et al. 1997). Ainsi, dans le cadre de cette étude il a été choisi une forme circulaire avec une largeur minimale de 150 mm et une longueur sollicitée de 300 mm (Figure 26).

Des échantillons ont été prélevés en divers endroits d'une nappe, dans le sens de production (axe de symétrie de l'éprouvette parallèle à cette direction particulière) et dans le sens travers. Cette opération a été réalisée à l'aide d'une table à découper automatisée LECTRA.

Nous avons effectué des tests de traction sur une machine de traction-compression universelle à une vitesse de 50 mm/min communément utilisée pour les géotextiles (Baudonnel 1984 ; Thorr 1997).

D'ailleurs, d'autres études ont montré une très faible influence de la vitesse de traction sur les comportements des non-tissés dans des gammes variant de 10 à 100 mm/min, donc qu'il y a peu de comportement de type « visqueux » au sein de ce type de textiles. La nature même des textiles de membrane souple ne permet pas d'utiliser une extensométrie classique, nous avons donc décidé une technique sans contact qui ne perturbe pas les mesures. Nous avons donc marqué nos échantillons avec une grille (en utilisant un pochoir et de la peinture en bombe). Celle-ci nous permettra de suivre le parcours de chaque « croix » au cours de la traction.

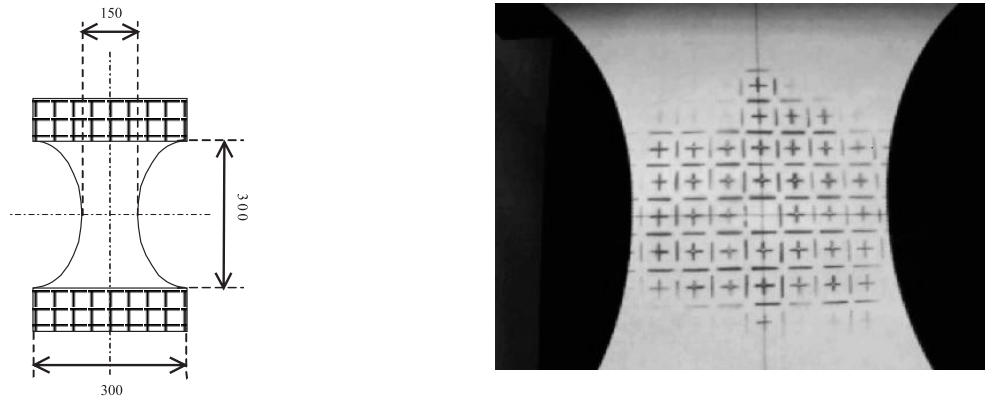


Figure 26 : Epreuve de non-tissés (dimension et marquage)

Parallèlement à la mesure optique, nous avons filmé les tests avec une caméra thermique infra-rouge. Les images permettent de mesurer la cartographie thermique à la surface d'un objet. En réalité, ce sont les différents rayonnements infrarouges (ondes de chaleurs) qui varient en fonction de la température émise par le corps. Cette carte thermique nous permettra de comprendre comment se produisent les déformations dans les deux types de non-tissés. Les techniques d'analyse d'images obtenues par thermographie infrarouge sont assez largement utilisées pour mettre en évidence les couplages thermomécaniques existant dans les matériaux solides sollicités au delà de leur limite de réversibilité (Chrysochoos et Peyroux, 1998 ; Luong, 1998 ; Offermann et al, 1998). Nous allons ici transposer cette technique à l'étude de structures non-tissées, de manière à faire le lien entre le comportement mécanique macroscopique observé lors d'essais de traction uniaxiale, et les phénomènes mésoscopiques qui en sont responsables. Après la description de la mise en œuvre expérimentale, on présentera les résultats obtenus en terme de champs de déplacements et de déformations. Les courbes effort/déformation et température/déformation (température mesurée au centre de l'éprouvette) seront également comparées.

Outre l'effort appliqué à l'éprouvette, deux types de résultats sont relevés. Un appareil photo numérique prend des clichés de la surface de l'éprouvette, à intervalle de temps régulier, l'instant $t = 0$ étant défini par une légère pré-tension de 10 N. Ces photographies permettent de reconstruire le champ de déformation. En parallèle, une caméra infrarouge reliée à un magnétoscope relève la cartographie thermique de la surface de l'éprouvette.

Champ de déformation : Le champ de déformation au centre de l'éprouvette est déterminé par une méthode optique pour éviter de perturber les mesures. En effet, le contact qu'aurait un extensomètre positionné sur les échantillons pourrait fortement fausser les mesures. Un quadrillage est donc préalablement tracé sur la surface du non-tissé (Figure 26). Des clichés de cette grille sont pris toutes les

30 à 60 secondes afin de pouvoir observer son évolution au cours de l'essai. Les données sont ensuite exploitées avec un logiciel de traitement d'images.

Les déplacements des points du réseau sont obtenus par différence des coordonnées entre chaque image et l'image à l'état non déformé. Ceci permet de suivre la trajectoire de chacune de ces marques. Par la suite, on calcule les déformations au centre de chaque « carré » défini par quatre marques. Considérons quatre points $M_{i,j}^0$ ($i=n-1, n+1$ et $j=m-1, m+1$) disposés en carré, de coordonnées respectives $(x_{i,j}^0, y_{i,j}^0)$ à l'instant t_0 et $(x_{i,j}^1, y_{i,j}^1)$ à l'instant t_1 . $N_{n,m}$ est le point central du carré composé des $M_{i,j}^0$ (Figure 27).

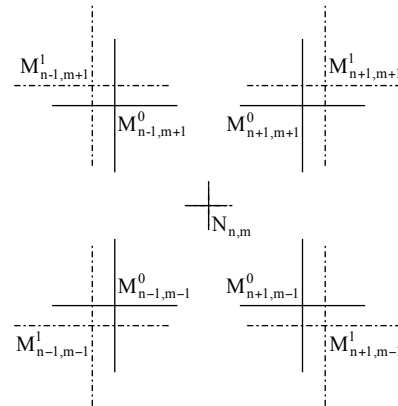


Figure 27 : Disposition des marques pour le calcul de la déformation moyenne en $N_{n,m}$

On appelle $E_{i,j}^L$ (resp. $E_{i,j}^T$) la déformation longitudinale (resp. transversale) mesurée entre les points $M_{i,j}$ et $M_{i,j+2}$ (resp. $M_{i,j}$ et $M_{i+2,j}$) dans le sens de la traction y (resp. sens x perpendiculaire à la traction). Les déformations moyennes en $N_{n,m}$, sont obtenues par :

$$E_{i,j}^L = \frac{1}{2}(E_{n-1,m}^L + E_{n+1,m}^L) \quad \text{et} \quad E_{i,j}^T = \frac{1}{2}(E_{n-1,m}^T + E_{n+1,m}^T)$$

Vus les grands allongements atteints par les matériaux testés (de l'ordre de 50%), les calculs de déformations sont faits dans le cadre des grandes transformations. On se place dans le plan xy (plan de la surface textile). Les points de la surface ont des déplacements u, v et w dans les directions x, y et z . Alors les déformations E_1 et E_2 dans les directions x et y ont pour expression :

$$E_1 = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial w}{\partial x} \right)^2 \right]$$

$$E_2 = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{1}{2} \left[\left(\frac{\partial u}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial v}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial w}{\partial x} \right)^2 \right]$$

Concrètement, ce calcul de déformations se fait à partir du quadrillage. Aussi, pour obtenir $E_{i,j}^L$ et $E_{i,j}^T$, on procède de la manière suivante :

$$E_{i,j}^T = E_1 = \frac{1}{2} \left[\frac{(x_{i,j}^1 - x_{i,j+2}^1)^2 - (x_{i,j}^0 - x_{i,j+2}^0)^2}{(x_{i,j}^0 - x_{i,j+2}^0)^2} \right] \quad \text{et} \quad E_{i,j}^L = E_2 = \frac{1}{2} \left[\frac{(y_{i,j}^1 - y_{i,j+2}^1)^2 - (y_{i,j}^0 - y_{i,j+2}^0)^2}{(y_{i,j}^0 - y_{i,j+2}^0)^2} \right]$$

Dans ce travail, on ne s'est pas intéressé aux déformations en cisaillement.

Thermographie infrarouge : La thermographie infrarouge permet de produire des photographies de température à partir de l'énergie rayonnée invisible émise par un objet, à distance, sans contact et donc sans perturber les phénomènes. Plus la température est élevée à la surface de l'objet étudié, plus l'énergie émise est importante. Les différences d'énergie mesurées correspondent donc à des différences de température.

L'équation de la thermoélasticité montre que les variations de température détectées résultent de quatre phénomènes complètement différents qui doivent cependant être correctement discriminés par des conditions particulières d'essais ou par des méthodes spécifiques de traitement d'images thermiques. Luong (Luong, 1998) montre que ceci est la principale difficulté rencontrée lors de l'interprétation des résultats expérimentaux.

Résultats : Vu la structure complexe et les phénomènes de déformation, de réorientation et de glissement des fibres qui existent dans les non-tissés, leur comportement s'écarte de celui prédit par la théorie des matériaux élastiques continus.

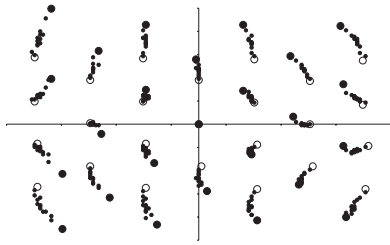


Figure 28 : Non-tissé Aiguilleté (AL)
Champ de déplacement - Traction sur échantillon
dans la direction de production

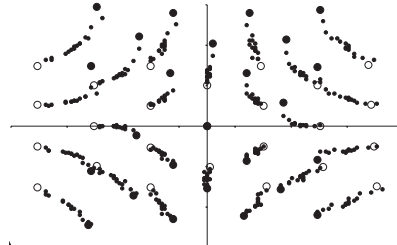


Figure 29 : Non-tissé Aiguilleté (AT)
Champ de déplacement - Traction sur échantillon dans la
direction transverse à la de production

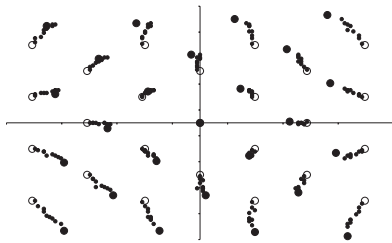


Figure 30 : Non-tissé Thermolié (TL)
Champ de déplacement - Traction sur échantillon dans
la direction de production

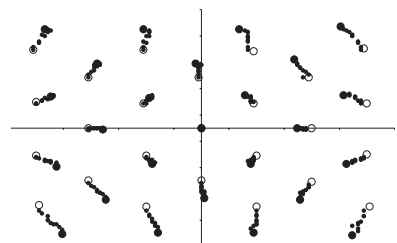


Figure 31 : Non-tissé Thermolié (TT)
Champ de déplacement - Traction sur échantillon dans
la direction transverse à la de production

Avec AL : Aiguilleté dans la direction longitudinale (de production)

AT : Aiguilleté dans la direction transverse

TL : Thermolié dans la direction longitudinale (de production)

TT : Thermolié dans la direction transverse

Sur les figures 28 à 31, on représente les champs de déplacements calculés comme indiqué précédemment. Le cercle évidé indique les positions initiales des points (espacés de 20 mm selon x et selon y), les petits disques noirs donnent les coordonnées aux divers instants de calcul et le gros cercle noir est relatif à la position finale des points du quadrillage.

On notera les différences enregistrées entre l'aiguilleté et le thermolié. En effet, comme on l'a déjà signalé, l'aiguilleté est relativement anisotrope et possède donc deux directions privilégiées qui sont le sens de production (correspondant à une orientation préférentielle des fibres) et le sens travers. Ainsi, lorsqu'il est sollicité dans le sens de production, les filaments qui le constituent se réorientent peu et on a essentiellement un déplacement suivant la direction de traction. Par contre, lorsque le sens travers est sollicité, de grands mouvements s'opèrent pour modifier l'orientation des fibres et les aligner par rapport à la direction de traction. On observe donc un important rétrécissement au niveau de la zone centrale. Ces mouvements sont autorisés par le liage mécanique qui bloque assez peu la structure.

Au contraire, le thermolié semble relativement isotrope, et ce pour deux raisons essentielles. D'une part, le procédé de fabrication ne tend pas à conférer une orientation privilégiée aussi marquée que pour l'aiguilleté. Ensuite, la fusion partielle des fibres bloque les mouvements relatifs des filaments les uns par

rapport aux autres. Ainsi, les champs de déplacements obtenus sont relativement semblables, que l'on sollicite le thermolié suivant le sens production ou le sens travers.

L'analyse des champs de déformations confirme les observations précédentes. Ainsi, pour l'aiguilleté on a des déformations longitudinales (dans le sens de la traction) et transverse du même ordre de grandeur lorsque l'on sollicite la structure dans le sens travers. Cependant, lorsque la traction est exercée suivant la direction de production, on note une forte dissymétrie dans les champs de déformations. En effet, la déformation transverse est quasi nulle alors que celle dans le sens longitudinal est importante : la contraction latérale du non-tissé est très faible. A l'opposé, les déformations longitudinales et transversales d'un aiguilleté sont très proches qu'il s'agisse d'une sollicitation dans le sens production ou travers

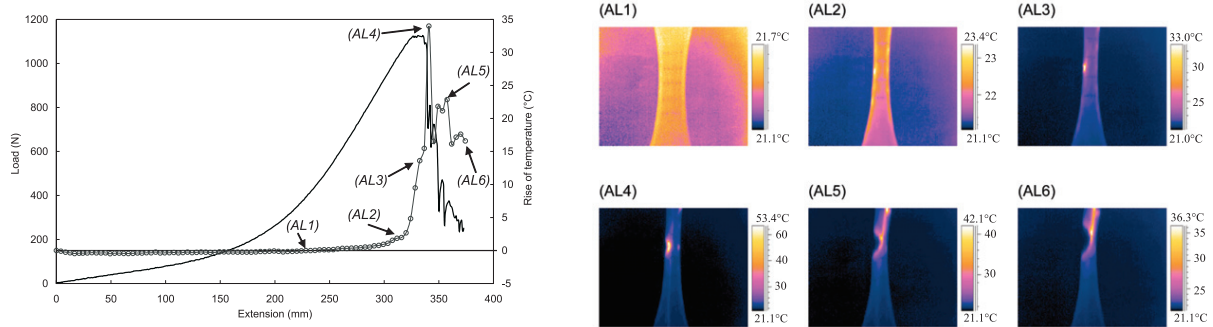


Figure 32 : Exemple de courbe de traction et élévation de température au centre de l'éprouvette aiguilletée direction sens de production (AL)

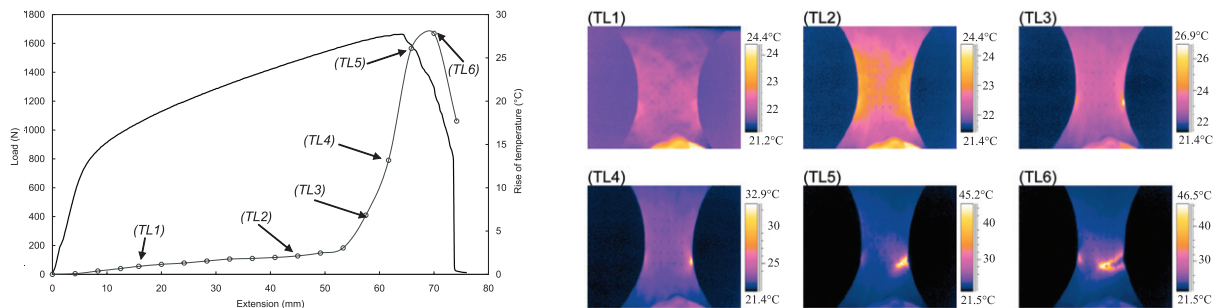


Figure 33 : Exemple de courbe de traction et élévation de température au centre de l'éprouvette thermoliée direction sens de production (pour TL)

Les Figures 32 et 33 présentent les courbes de traction - effort par unité de largeur réelle d'éprouvette en fonction de la déformation, suivant la direction longitudinale. Parallèlement, on fait figurer sur le même graphe, l'évolution de la température maximale sur l'éprouvette en fonction de la déformation longitudinale au cours de l'essai.

Aiguilleté : Le fait que la température ne varie pas beaucoup pendant une grande partie du test pour les deux directions de traction suggère que les phénomènes mésoscopiques impliqués ne sont pas dissipatifs, donc sont réversibles. Le frottement et le réarrangement des fibres se produisent sans perte d'énergie significative, du moins dans le cas où l'effort de traction est dans le sens de production (AL). Dans le sens transverse, il y a une élévation de température, même à extension moyenne, liée à des transformations plus importantes nécessaires pour aligner les filaments. À la fin, la rupture est bien sûr irréversible et très dissipative, donc une importante élévation de la température est notée localement.

Thermolié : Les courbes de traction dans le sens production (TL) et le sens travers (TT) montrent des comportements très similaires. Lorsque la déchirure commence, les élévations de température locales deviennent importantes.

Les essais que nous avons effectués ont donné des résultats intéressants, mais les méthodes devraient être améliorées. En particulier, il aurait été très intéressant de comparer le champ de température avec les champs de déformation à chaque point de l'échantillon. Cependant, le lien entre la structure mésoscopique, le comportement macroscopique et les mécanismes thermomécaniques a été souligné. Cette étude a été poursuivie par K. Buet-Gautier, en particulier dans le cadre de la thèse de S. Berger. Pour ma part, je me suis concentrée sur le comportement transverse des fibres et ai abandonné cette direction de recherche.

Références

- Adanur S. and Liao Tianyi, 1999, *Fiber arrangement characteristics and their effects on non-woven tensile behavior*, *Textile Research Journal*, v.69 (11), pp. 816-824
- Baudonnel J., Giroud JP., and Gourc JP., 1984, *Experimental and theoretical study of behavior of non-woven geotextiles*, *Second International Conference on Geotextiles, Las Vegas*, pp. 823-828.
- Cazzuffi, D., and Venezia, S., *The Mechanical Properties of Geotextiles: Italian Standard and Interlaboratory Test Comparison*, "Third International Conference on Geotextiles, Vienna", 1986, pp. 695–700.
- Chrysochoos, A., and Peyroux, R., *Analyse expérimentale et modélisation numérique des couplages thermomécaniques dans les matériaux solides*, *Rev. Gén. Therm.* **37**, 582–606 (1998).
- Hearle, J. W. S., and Stevenson, P. J., *Non Woven Fabric Study. Part III: The Anisotropy of Non Woven Fabrics*, *Textile Res. J.* **33**(11), 877–888 (1963).
- Lemaître, J., and Chaboche, J.-L., "Mécanique des matériaux solides", 2nd edn, Dunod, Paris, 1988.
- Luong, M. P., *Thermographie infrarouge appliquée à la mécanique des solides*, dans "Mécanique et géotextiles", *Ecole Poly- tech, Paris*, 1998, pp. 115–129.
- Marchio, D., and Reboux, P., "Introduction aux transferts thermiques", *Les Presses de l'École des mines, Paris*, 2003. 9. Myles, B., and Carswell, I. G., *Tensile Testing of Geotextiles*, "Third International Conference on Geotextiles, Vienna", 1986, pp. 713–718. 10.
- Myles B. and Carswell I.G., 1986, *Tensile testing of geotextiles*, *Third International Conference on Geotextiles, Vienna-Austria*, pp. 713-718
- Offermann, S., Bissieux, C., and Beaudoin, J. L., *Statistical Treatment to Infrared Thermoelastic Analysis of Applied and Residual Mechanical Stresses*, *Rev. Gén. Therm.* **37**, 718–724 (1998). 11.
- Poudeyhimi, B., Ramanathan, R., and Dent, R., *Measuring Fiber Orientation in Non Wovens*, Part V: *Real Webs*, *Textile Res. J.* **69**(3), 185–192 (1999). 13. Rowe, R. K., and Ho, S. K., *Determination of Geotextile*
- Rowe RK and Ho SK, *Determination of geotextile stress-strain characteristics using a wide strip test*, *Third International Conference on Geotextiles, Vienna-Austria*, pp.885-890
- Thorr, F., "Contribution à l'étude de l'évolution de la structure de non-tissés sous sollicitation uniaxiale", *Thèse Université de Haute Alsace*, 1997.
- Thorr, F., Adolphe, D. C., and Drean, J. Y., *Study of Non Woven Mass Reorganization under Tensile Stress Thanks to a New Sensor and Image Analysis*, *Sensors Actuators A* **62**, 565– 570 (1997).
- Villard P. and Giraud H., 1998, *Three dimensional modeling of the behavior of geotextiles sheets as membranes*, *Textile Research Journal*, v. 68 (11), pp. 797-806

Wayne MH, Montalvo JR and Boatwright M., 1993, *Relationship between wide-width strip tensile and modified strip tensile tests when testing nonwoven geotextiles*, Geosynthetics'93, Vancouver-Canada, pp. 571-577

Zhao Y., 1991. *Visualisation du champ de déformation de surfaces textiles. Mise au point et utilisation d'un logiciel d'analyse d'image*, Thèse Ecole Centrale de Paris.

3.2.2- Comportement de monofilaments en polymères, torons en monofilaments et torons en fibres de carbone

Peu après mon arrivée au LPMT, j'y ai introduit une nouvelle thématique autour de la compréhension du comportement mécanique de matériaux textiles unidimensionnels (fibres et fils) dans le sens transverse. Dans cette thématique, je me suis dans un premier temps intéressée au comportement transverse de monofilaments, puis dans le cadre de l'ANR Mécafibres, en collaboration avec Stéphane Fontaine (MdC UHA et aujourd'hui Pr. A l'ISAT Nevers), nous avons élargi ce champ de recherche vers des torons « modèles » en monofilaments, pour finalement nous orienter vers des torons de carbone et nous intéresser au frottement inter-fibres dans les torons.

Une grande partie de ces travaux ont donc eu lieu dans le cadre de l'ANR MECAFIBRES et INTERLOCK 3D. Ils ont été menés en étroite collaboration avec SAFRAN SNECMA (G. Perrié) et ont permis de nouer des liens et collaborations avec d'autres laboratoires français ou européens. Nous avons en particulier travaillé avec le LEMTA à Nancy (Pr. J.F. Ganghoffer), avec le MSSMat de l'Ecole Centrale Paris (C.R. D. Durville) et le département MTM de Louvain (Pr. S. Lomov).

3.2.2.1- Comportement transverse de monofilaments

Mots clés : *Monofilaments, torons modèles, fibres de carbone, comportement transverse, compression*

Financement : *ANVAR, Rhodia (matériaux)*

Encadrements : *Thèse G. Stamoulis (financement de thèse MNSER), DEA M. Derbel*

Valorisation : *[A4], [A5], [C15], [C17], [CN7], [CN8]*

Dans un premier temps, je me suis intéressée au comportement de monofilaments en polymères utilisés pour la confection de tissus techniques.

Le comportement de ces structures textiles complexes ne peut se modéliser et se caractériser sans une bonne connaissance rhéologique des fils qui les constituent. Aussi est-il essentiel aujourd'hui de s'intéresser aux propriétés mécaniques du constituant de base (à l'échelle mésoscopique) qui forme certaines structures tissées. Dans notre cas, nous nous intéresserons plus particulièrement au polyamide qui intervient dans des tissus techniques fortement sollicités comme ceux utilisés dans les toiles de sécherie ou de formation pour machines à papier. C'est dans ce cadre, que j'ai co-encadré la thèse de Georgios Stamoulis (financement MENRT), elle a démarré en octobre 2002 et a été soutenue en décembre 2005.

De nombreux travaux avaient alors déjà traité du comportement transverse élastique de monofilaments. Mais aucun d'entre eux ne se sont intéressés à des propriétés spécifiques aux polymères, notamment à la viscoélasticité et à la viscoplasticité, à l'anisotropie des monofilaments (propriétés longitudinale et transverse complexes), ni à leur intégration dans un code de calcul.

Nous avons donc mis au point des méthodes de caractérisation spécifiques à des monofilaments ainsi que des procédures d'essais pour mettre en évidence les comportements non isotropes et non linéaires de ces structures en polymères.

Dans ce cadre, nous avons démarré l'étude par un premier montage expérimental adaptable sur une machine de traction-compression MTS permettant d'identifier le module d'Young transverse de monofilaments en polymères de grand diamètre (inférieur à 500 μm). Ces premiers travaux ont eu le soutien financier de l'ANVAR et de la société ALBANY INTERNATIONAL, un stagiaire de DEA (M. Derbel) a travaillé sur les premiers essais préliminaires.

Mais ces premiers résultats n'ont pas donné entière satisfaction car le montage expérimental n'était pas suffisamment précis. J'ai donc imaginé un dispositif de compression qui pallierait aux problèmes rencontrés. La mise au point de ce second montage expérimental complètement instrumenté (capteurs de déplacement, caméra numérique...) a pu être réalisé dans le cadre de la thèse de G. Stamoulis. Ce dispositif permet de tester des fibres ayant des diamètres supérieurs à 100 μm . Pour réaliser ce montage, nous avons eu le soutien financier de l'ANVAR et l'entreprise RHODIA nous a fourni la matière première pour les expérimentations avec les monofilaments.

Dans ce travail, nous nous intéressons au comportement élastique et viscoélastique longitudinal et transverse de mono filaments en polymère de diamètre compris entre 100 et 450 μm . La fibre est souvent considérée comme une structure cylindrique élastique isotrope. Or, de nombreux tests montrent la forte anisotropie et un comportement non élastique de ces mono filaments. Dans un premier temps, nous avons étudié de manière classique le comportement longitudinal de fibres en PA 6-6 sur une machine de traction équipée de pinces spéciales. Des tests de traction à différentes vitesses ainsi que des tests de relaxation sont effectués et analysés. Dans un second temps, nous avons étudié le comportement transverse de ces fibres. Après avoir rappelé la réponse d'un cylindre comprimé transversalement par la théorie élastique, on présente le montage spécial de compression transverse que nous avons développé. On montre que le comportement des mono filaments est non seulement isotrope transverse, mais de plus que ce comportement n'est pas simplement élastique.

Le comportement des monofilaments a souvent été étudié dans la littérature (Headley 65 et 69). Les études sur le comportement longitudinal sont nombreuses, mais très peu traitent du comportement transverse si ce n'est en élasticité. L'objectif est donc d'étudier de façon complète le comportement anisotrope de ces mono filaments. Nous avons d'abord effectué des essais de traction longitudinaux à différentes vitesses ainsi que des tests de relaxation dans en premier lieu. Pour étudier le comportement transverse, nous nous sommes appuyés sur la théorie élastique pour déterminer le module d'Young transverse et avons développé un dispositif expérimental capable de comprimer transversalement un cylindre de petit diamètre.

Afin d'étudier le comportement longitudinal des mono filaments en PA 6-6, nous les testons en traction à différentes vitesses : 5, 10, 25, 50, 125 et 250 mm/min, ce qui correspond à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ comprise entre 2 et 100 %/sec. Pour chaque vitesse, nous avons testé 12 à 15 échantillons. Dans un second temps, nous avons effectué des tests de relaxation, avec une montée en charge à une vitesse de 5 mm/min.

Sur la Figure 34, on représente la moyenne de 12 essais de tractions pour chaque vitesse de déplacement de la traverse. On remarque que les courbes sont quasiment superposées. Les allongements à rupture, ainsi que les forces à ruptures ne présentent pas de tendance particulière en fonction de la vitesse de déformation. La valeur moyenne du module est de 2.5 ± 0.5 GPa. Les faciès de rupture des échantillons testés présentent de fortes différences suivant la vitesse d'essais où le test était effectué. En effet, sur la Figure 35, on présente les photographies de ruptures de quatre fibres rompues qui ont été étirées à 10, 25, 50 et 125 mm/min. On constate que plus la vitesse de traction est faible (inférieure à 25 mm/min), plus la fibre "fibrille", c'est à dire qu'elle se fissure axialement (Figure 35 (a) et (b)). Ce type de faciès de rupture est caractéristique de fibres très fortement orientées telles que les fibres d'aramide ou de polyéthylène haute densité (Haerle 1998). Pour des vitesses supérieures à 50 mm/min (figure 35 (d)), la rupture est de type ductile avec, probablement, deux amorces de rupture sur deux côtés du mono filament, puis une propagation le long de la fibre pour aboutir à la rupture finale de la fibre (Haerle 1998). Ces observations peuvent être expliquées : pour des vitesses très faibles, les chaînes macromoléculaires peuvent se réorienter, se déplacer et même se détacher les unes des autres, d'où l'apparition de fibrilles lors de la rupture. Pour des vitesses plus élevées, les chaînes moléculaires n'ont plus le temps de se réorienter.

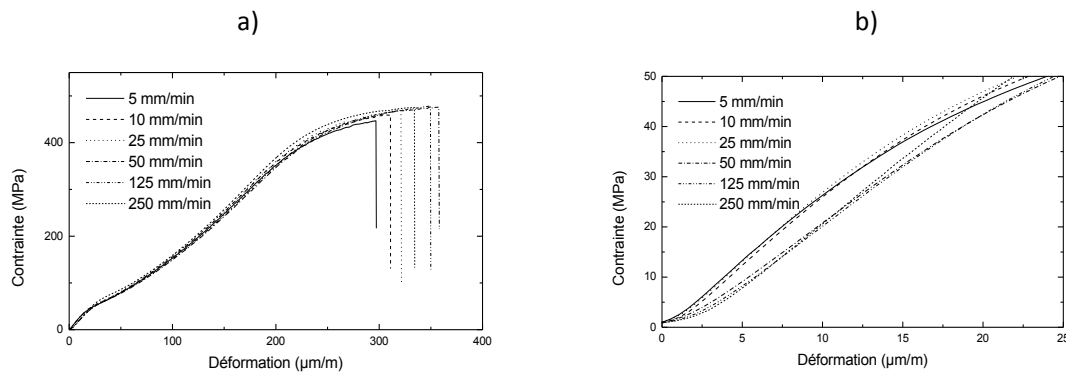


Figure 34 : Essais de traction à différentes vitesses
(a) Courbes expérimentales de traction, (b) Zoom de la figure 1 (a)



(a) 10 mm/min

(b) 25 mm/min

(c) 50 mm/min

(d) 125 mm/min

Figure 35 : Photographie MEB des ruptures à différentes vitesses

Dans un deuxième temps, nous avons étudié le comportement en relaxation du même mono filament. Après une montée en charge à une vitesse de 5 mm/min, nous avons stoppé la progression de la traverse dans le domaine quasi linéaire de la courbe de traction et avons observé la relaxation du matériau. Une

rapide modélisation montre qu'un modèle de Maxwell simple associé en parallèle à un patin n'est pas suffisant pour décrire la courbe expérimentale, mais en associant trois modèles en parallèle avec un patin seul, on montre une excellente concordance entre l'expérience et la modélisation (voir Figure 36).

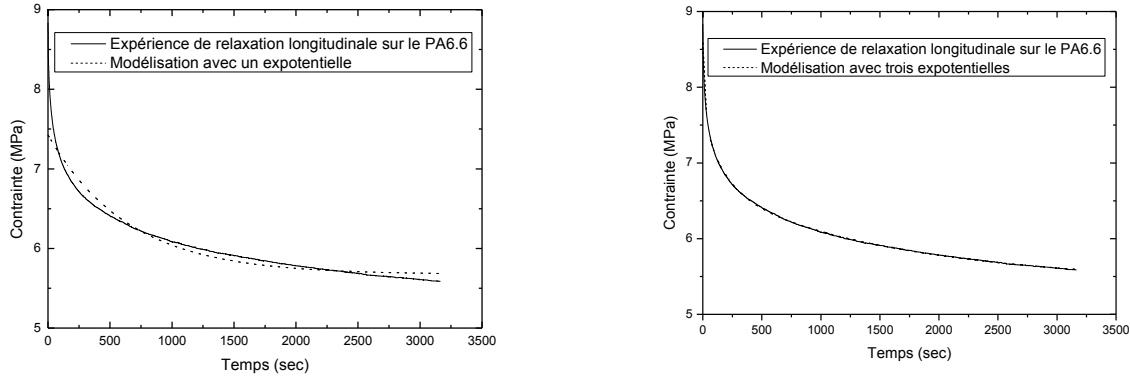


Figure 36 : Essais de relaxation longitudinale en traction avec modélisation à 1 ou 3 exponentielles

Après avoir étudié le comportement longitudinal de la fibre, nous nous intéressons à son comportement dans le sens radial, c'est à dire à son comportement transverse. Nous étudierons uniquement son comportement en compression vu les dimensions de la structure (le diamètre maximal des fibres étudiées en PA 6-6 étant de 400 µm).

Le contact entre une sphère ou un cylindre élastique isotrope et un plan infiniment rigide a été étudié par Hertz (Hertz 1896). Il donne l'expression de la zone de contact. Celle-ci a été étendue au cas d'un cylindre élastique isotrope transverse par Hadley et al (Hadley 1965).

Le plan 1-2 est le plan d'isotropie transverse, la direction 3 est celle de la fibre (figure 37). Nous sommes donc dans un cas de contrainte plane dans le plan 1-2. La fibre est comprimée entre deux plans infinis en matériaux rigides (figure 37). L'équation de la largeur de contact 2b est donnée par (Headley 1965):

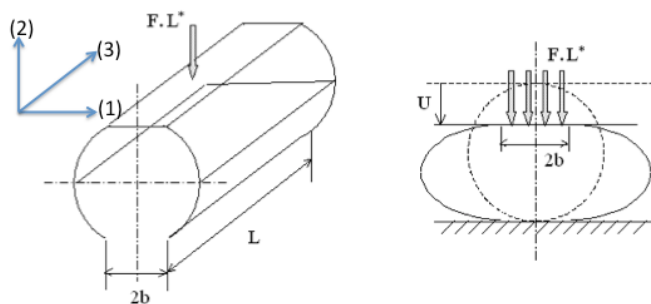


Figure 37 : Schématisation de la compression transverse d'une fibre simple

Pour une fibre isotrope transverse, l'expression simplifiée est donnée par :

$$2b = 2 \cdot \sqrt{\frac{4F.R}{\pi} \left[\frac{1}{E_T} - \frac{\nu_{LT}^2}{E_L} \right]}$$

où E_L , E_T représentent respectivement les modules transverses et longitudinaux de la fibres et où ν_{LT} représente le coefficient de Poisson associé à la déformation longitudinale.

Dans les fibres très anisotropes où $E_L \gg E_T$, on a $2b = 2 \cdot \sqrt{\frac{4F.R}{\pi} \left[\frac{1}{E_T} \right]}$.

On en déduit que b dépend essentiellement du module transverse dans les fibres fortement anisotropes. La relation approchée liant E_T avec le déplacement U du plan supérieur de compression pour $b \ll R$ est donnée par (Jawad 1978) :

$$U = \frac{4F}{\pi \cdot E_T} \left[0.19 + \sinh^{-1} \left(\sqrt{\frac{\pi \cdot R \cdot E_T}{4F}} \right) \right]$$

Grâce aux équations de Phoenix et Skelton (Phoenix 1974), on pourra, pour un déplacement U_1 choisi dans la zone élastique de la courbe expérimentale de traction, déterminer le module transverse E_T de la fibre.

Le dispositif expérimental qui a été développé pour comprimer diamétralement des gros diamètres de fibres est essentiellement composé de deux plateaux parfaitement parallèles. Le plateau supérieur est fixé sur la partie fixe de la machine de traction. Le plateau inférieur est relié à la traverse mobile de la machine par l'intermédiaire d'une liaison rotule (bille de roulement) et actionné par celle-ci. Ce plateau est guidé en translation grâce à des vis à billes fixées sur des colonnes (Figure 38). Un capteur de force, placé directement sous la fibre à tester permettra de mesurer la force de compression exercée sur l'échantillon. Le déplacement est mesuré par deux capteurs LVDT placés entre les deux plateaux. Une ouverture obstruée par un cône en verre blindé a été prévue pour pouvoir observer, grâce à une caméra, l'évolution de la surface de contact tout au long de l'essai.

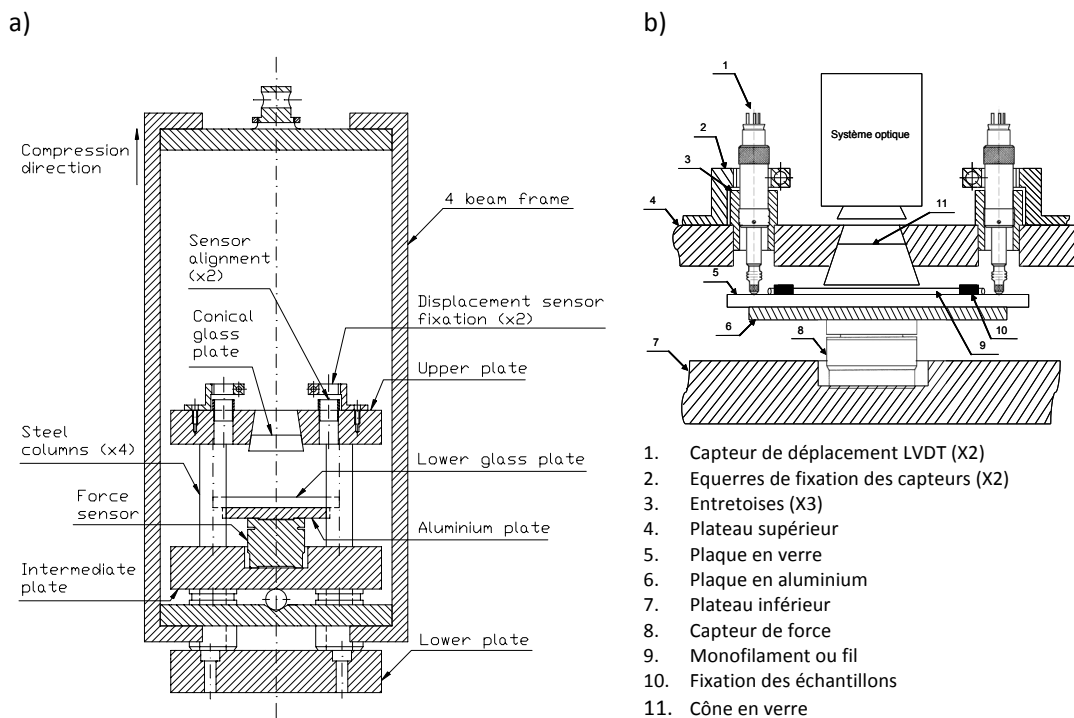


Figure 38: Dispositif de compression transverse pour fibres
a) Principe général b) Détail

Afin de calculer la largeur de contact et le diamètre du monofilament, nous avons développé, au sein du laboratoire, un logiciel d'analyse d'images capable de traiter chaque image acquise durant le test de compression.

Le code développé sur Matlab prend la valeur moyenne des intensités des pixels de chaque ligne de la matrice de l'image. Cette intensité moyenne est ensuite tracée en fonction du numéro de ligne de l'image (figure 39). On peut aisément y distinguer la position du monofilament du reste de l'image. Le logiciel considère par défaut tous les pixels dont l'intensité est supérieure à 0.2 comme représentant le monofilament. Bien entendu, ce paramètre 0.2 est modifiable, c'est-à-dire que l'utilisateur peut, à n'importe quel moment, le changer si il considère que les résultats ne sont pas fiables. Dans le cas de l'image de la Figure 40, on pourra conclure que le monofilament se trouve dans la zone située entre la 86^{ème} ligne et la 462^{ème} ligne

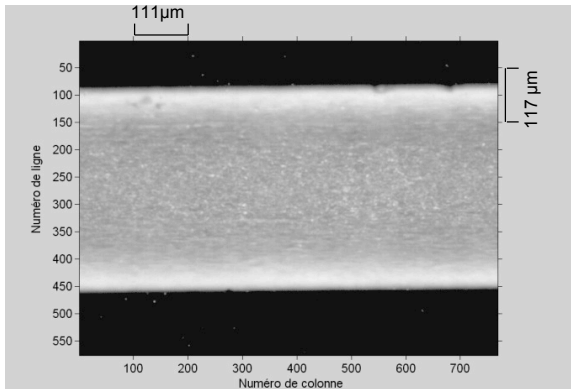


Figure 39 : Image d'un monofilament avant le contact avec le plateau de compression

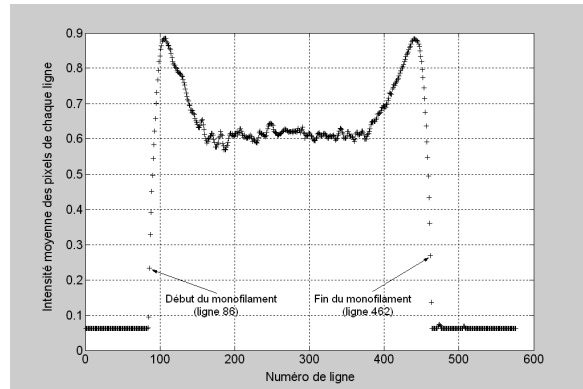


Figure 40 : Intensité moyenne des pixels de chaque ligne en fonction du numéro de la ligne

On posera comme hypothèse que le contact se fait de manière symétrique et que celui-ci a bien lieu au milieu du monofilament. Cette hypothèse a été vérifiée dans de nombreux cas expérimentaux. Pour illustrer ceci, nous représentons sur la figure 42, l'intensité moyenne des pixels de chaque ligne de l'image, en fonction du numéro de la ligne. Sur cet exemple, le début du contact se fait sur la ligne 272 (Figures 41). Mais il faut aussi déterminer le numéro de l'image où commence le contact. Pour cela, on trace l'intensité moyenne des 5 lignes autour de celle correspondant au milieu du diamètre du monofilament (ici lignes 270 à 275 correspondant à 272 ± 2), en fonction du numéro de l'image correspondante. Ce graphe est représenté sur la Figure 42.

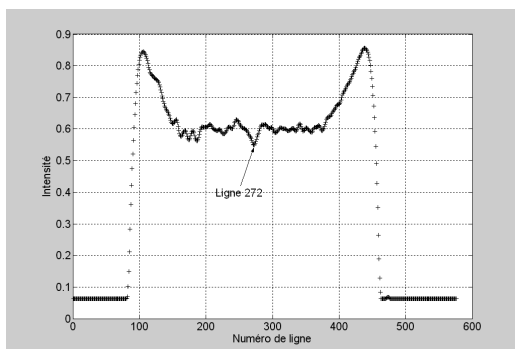


Figure 41 : Intensité moyenne des pixels de chaque ligne en fonction du numéro de la ligne

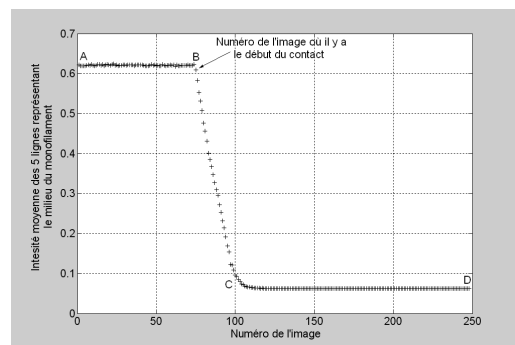


Figure 42 : Intensité moyenne des 5 lignes du milieu du monofilament en fonction du numéro de l'image enregistrée

L'observation de la Figure 42, de la gauche vers la droite, permet de distinguer 3 zones :

- Zone AB : L'intensité des pixels représentant les lignes du milieu reste constante. Le contact n'a pas encore commencé.

- Zone BC : L'intensité des pixels représentant les lignes du milieu commence à se réduire, c'est-à-dire que le contact commence, mais la zone de contact n'est pas assez grande pour qu'on puisse voir au travers du monofilament.

- Zone CD : L'intensité des pixels représentant les lignes du milieu arrive à la même valeur que celle des pixels de l'image du fond, c'est-à-dire que la zone de contact est assez épaisse pour qu'on puisse voir à travers le monofilament.

Le contact commence donc à l'image correspondant au début de la zone BC.

Des essais de compression transverse sont effectués sur des monofilaments de diamètre 400 μm à quatre vitesses de compression de 0.001, 0.01, 0.1 et 1 mm/min. Les images sont enregistrées tout au long de ces tests. Celles-ci sont ensuite analysées et traitées avec la méthode que nous venons d'exposer. Ce travail a permis de construire des courbes représentant l'évolution de la surface de contact ainsi que du diamètre des fibres en fonction de la force appliquée. Les moyennes de ces résultats expérimentaux sont représentées sur les Figures 43 à 46. En comparant les quatre graphes, on constate que les évolutions des surfaces de contact et des diamètres sont assez sensibles aux vitesses de sollicitations appliquées. Ceci met donc en évidence le caractère visqueux transverse des monofilaments en polyamide.

D'autres monofilaments ont été testés (PA 6-6 de diamètre 230 et 120 μm), à différentes vitesses. D'autres nombreux résultats expérimentaux figurent dans le manuscrit de thèse de G. Stamoulis.

Le caractère visqueux transverse a pu être mis en évidence, en effectuant des essais de relaxation (voir Figure 47). On représente un exemple de deux essais de compression transverse sur des fibres de 400 μm de diamètre avec une vitesse de chargement de 5 mm/min.

Pour les deux exemples de la Figure 10, la force initiale de 200 N chute jusqu'à une valeur de 120 N (respectivement de 100N à 45 N) au bout d'environ 5h30. Cette dernière correspond à la partie élastique (réversible), et le phénomène dissipatif lié à l'élasticité peut donc être traduit globalement par une viscosité.

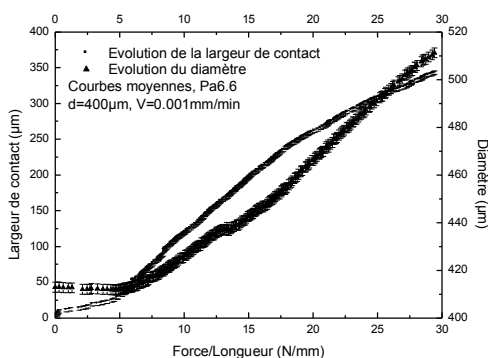


Figure 43 : largeur de contact et diamètre en fonction de la force ($V=0.001\text{mm/min}$, $\text{Ø } 400 \mu\text{m}$)

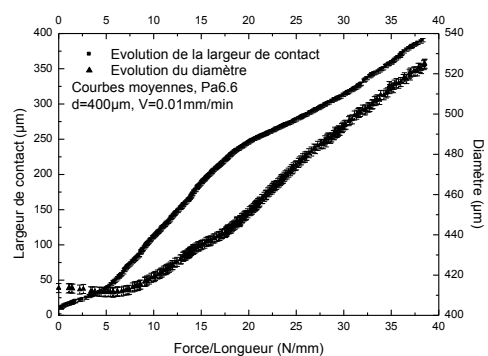


Figure 44 : largeur de contact et diamètre en fonction de la force ($V=0.01\text{mm/min}$, $\text{Ø } 400 \mu\text{m}$)

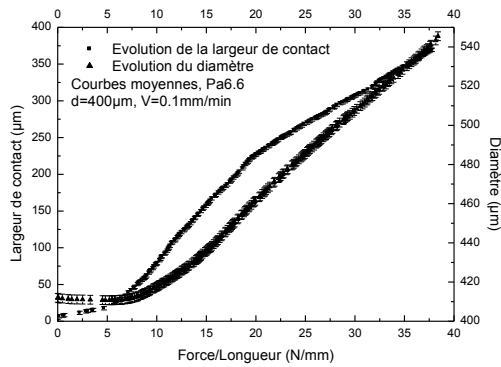


Figure 45 : largeur de contact et diamètre en fonction de la force ($V=0.1\text{mm/min}$, $\varnothing 400 \mu\text{m}$)

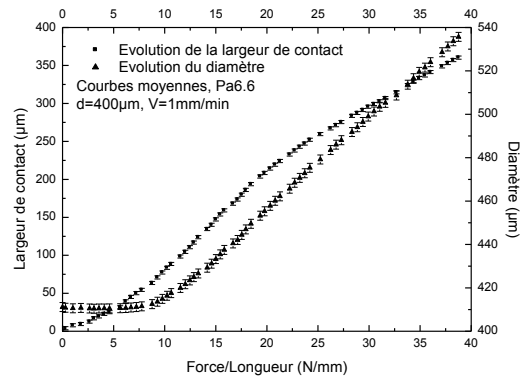


Figure 46 : largeur de contact et diamètre en fonction de la force ($V=1\text{mm/min}$, $\varnothing 400 \mu\text{m}$)

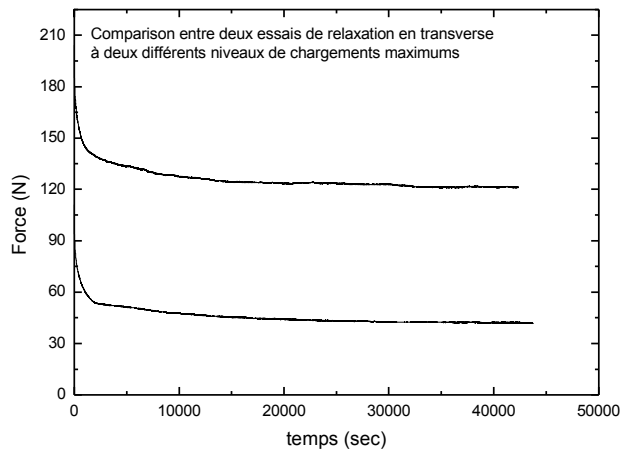


Figure 47: Exemple de test de relaxation transverse

Une rapide modélisation montre qu'un modèle de Maxwell simple associé en parallèle à un patin seuil n'est pas suffisant pour décrire la courbe expérimentale. En associant deux puis finalement trois modèles de Maxwell en parallèle avec un patin seuil, nous avons montré une excellente concordance entre l'expérience et la modélisation.

Les équations des trois modèles testés sont les suivants :

$$\sigma = \sigma_{10} + \sigma_{11} e^{-\frac{E_{11}t}{\eta_{11}}} \quad \text{Modèle 1}$$

$$\sigma = \sigma_{20} + \sigma_{21} e^{-\frac{E_{21}t}{\eta_{21}}} + \sigma_{22} e^{-\frac{E_{22}t}{\eta_{22}}} \quad \text{Modèle 2}$$

$$\sigma = \sigma_{30} + \sigma_{31} e^{-\frac{E_{31}t}{\eta_{31}}} + \sigma_{32} e^{-\frac{E_{32}t}{\eta_{32}}} + \sigma_{33} e^{-\frac{E_{33}t}{\eta_{33}}} \quad \text{Modèle 3}$$

Nous avons également montré dans ce travail que, pour deux monofilaments en même polymère mais de diamètre différent, le module transverse pouvait être très différent. Ainsi par exemple, pour deux monofilaments en PA 6-10 et de diamètres de 600 et 700 μm , on trouve des modules d'Young de 92 et

respectivement 125 MPa. Ceci montre bien l'influence du taux d'élongation sur le comportement transverse.

Ce travail a donc traité du comportement transverse de monofilaments de gros diamètre en polyamide. Les résultats expérimentaux issus de cette étude permettent de remonter à des caractéristiques géométriques et mécaniques du monofilament comprimé. Ils montrent un caractère fortement viscoélastique en compression transversale. Aussi une modélisation élastique, notamment du comportement transverse, s'avère tout à fait insuffisante. Ces travaux ouvrent un large champ d'investigation pour la modélisation de ce type de fibres noyées dans des matrices en polymère ou tissées dans des structures textiles techniques. En effet, il sera à présent nécessaire de prendre en compte non seulement l'anisotropie des fibres textiles mais également leur comportement non élastique que ce soit dans le sens longitudinal ou transverse.

Références

H. HERTZ, 1896 Miscellaneous Papers, (Mac-Millan, London) p. 146.

JWS HAERLE, B. LOMAS, WD COOKE, "Atlas of fibre fracture and damage to textile - 2nd edition", The Textile Institute - Woohhead Publishing 1998

D.W.HEADLEY, I.M.WARD, J.WARD, " The transverse compression of anisotropic fibre monofilaments", Proceedings of the Royal Society of London A, 285 (1965) p. 275-286.

D.W.HEADLEY, P.R.PINNOCK, I.M.WARD, "Anisotropy in Oriented Fibres from Synthetic Polymers", Journal of materials science, 4 (1969) p. 152-165.

S.A. JAWAD, I.M. WARD, "The transverse compression of oriented nylon and polyethylene extrudates", Journal of materials science, 13 (1978) p. 1381-1387.

S.L.PHOENIX, J. SKELTON, " Transverse compressive Moduli and Yield Behavior of Some Orthothropic, High-Modulus Filaments", Textile Research Journal, 44 (1974) p. 934-940.C.

CH.WAGNER-KOCHER AND Y. RÉMOND "Transverse compression of nylon fibers : Experimental study", 13th International Conference on Composite Materials - ICCM13 Conference Beijing (China) July 2001, paper 1530 , ISBN 7-900075-46-1.

3.2.2.2 - Comportement transverse de torons

Mots clés : *Monofilaments, torons modèles, comportement transverse, compression*

Collaborations : *SAFRAN SNECMA (G. Périer), LEMTA à l'Université de Nancy (Pr. J.F. Ganghoffer), MSSMat de l'Ecole Centrale Paris (D.R. D. Durville), département MTM de l'Université de Louvain (Pr. S. Lomov)*

Encadrements : *M2 W Caster, Post-doc S. Jeriguim*

Financement : *ANR MECAFIBRES (865 443 euros – juillet 2008/juillet 2011) et ANR INTERLOCK 3D (999 936 euros – nov 2013/nov 2017)*

Valorisation : *[A7], [A8], [C18], [CN10], [CIsa6], [CIsa7]*

Suite aux travaux effectués sur le comportement transverse de monofilaments, nous nous sommes intéressés au comportement transverse d'un assemblage de monofilaments. En effet, la thématique du comportement transverse de fibres a permis de nous intégrer dans un projet beaucoup plus vaste : l'ANR MECAFIBRES puis l'ANR INTERLOCK 3D. A l'origine, l'ANR Mécafibres a été montée lorsque j'étais en délégation en Egypte. M. Renner et S. Fontaine sont venus me trouver afin que je participe activement à ce projet, ce que j'ai accepté avec grand plaisir. Le travail de notre équipe a consisté à étudier le comportement en compression transverse (direction radiale) de torons modèles en monofilaments afin de comprendre comment se passe le réarrangement des fibres, puis de passer sur des torons de carbone pour l'industrie aéronautique. Ces torons de carbone sont destinés à être tissés avec un maillage correspondant à un motif en 3D soigneusement élaboré par les bureaux d'études de SNECMA (groupe SAFRAN) pour former les préformes des aubes de moteurs d'avion. Cette préforme est une espèce de tapis rectangulaire de quelques centimètres d'épaisseur, de couleur sombre et d'apparence rugueuse. Son épaisseur n'est pas homogène mais en bout de chaîne, sortira une aube lisse, au profil aérodynamique presque parfait. La préforme est d'abord découpée aux bonnes dimensions à l'aide d'un jet d'eau à très haute pression qui casse les fibres. L'étape suivante s'avère la plus déterminante : le moulage par injection de résine, dit RTM (résine transfert molding). Dans le moule, la résine vient occuper l'espace libre entre les fibres. L'aube prend alors vraiment naissance avec sa forme finale et acquiert sa rigidité. Cette mise en forme a nécessité de longues années de recherche, et notamment le développement du logiciel WISETEX (S. Lomov, Katholieke Universiteit Leuven Belgium) qui permet de simuler la mise en forme des structures fibreuses sèches. Nos nombreux résultats expérimentaux mettent en évidence non seulement l'importance de la dimension des monofilaments et des glissements inter-fibres, mais surtout la prépondérance du coefficient de frottement intra-mèche. Ces résultats expérimentaux ont été corroborés par une étude de simulation numérique menée par l'équipe partenaire de D. Durville. Les expérimentations de compression transverse que nous avons réalisées sur des mèches en carbone ont permis de construire une base de données qui a été implémentée dans WISETEX. Différents paramètres comme la torsion, la tension des fils, le nombre de fibres et l'écartement entre torons ont été balayés lors de la compression transverse de torons en carbone. Toutes les courbes issues d'une campagne d'essais ont été traitées, analysées puis implémentées dans code de calcul et ont permis d'améliorer notablement la prédiction de la géométrie des tissus 3D en carbone lors de leur mise en forme. Nos essais ont en particulier permis de résoudre les problèmes de résultats numériques qui prédisaient des interpénétrations des torons.

✓ Torons en matériaux modèles en monofilaments de PA 6-6

Afin de comprendre comment se mettent en place les fils lors du préformage d'un textile sec pour un matériau composite, nous avons décidé de travailler sur un « matériau modèle ». Celui-ci est un toron composé de monofilaments de grand diamètre (les mêmes que ceux étudiés dans les travaux exposés précédemment), tordus et mus sous tension.

Le comportement transverse de matériaux unidirectionnels tels que les fibres a été étudié depuis longtemps, que ce soit de manière expérimentale ou théorique. Mais ces études concernent essentiellement des monofilaments et très peu traitent du comportement transverse de mèches, en particulier lorsqu'il s'agit de mèches de fibres utilisées pour des matériaux composites.

Plusieurs études ont développé des modèles analytiques pour le comportement de compression d'assemblages de fibres (Grishanov et al. 1997) (Harwood et al. 1997). L'un des premiers travaux, développé par Van Wyk, remonte à 1946 (Van Wyk 1946). L'auteur y propose un modèle analytique pour la compression des fibres de laine orientées de façon aléatoire sans direction privilégiée des fibres, contrairement aux mèches. Afin de répondre à cette limitation, (Komori et al. 1977) ont développé les idées de Van Wyk en dérivant son équation et ont calculé le nombre de contacts au sein de l'assemblage de fibres orientées aléatoirement. Cependant, les études expérimentales et théoriques dans la littérature ne fournissent pas un aperçu de la façon dont certaines caractéristiques mécaniques et géométriques peuvent avoir une incidence sur les comportements transversaux de mèches.

Le premier objectif de cette étude est de comprendre le passage du comportement de la fibre à celui de la mèche composée de N fibres tordues et contraintes (mèches modèles) puis de déterminer le comportement transverse de fibres dans des matériaux réels, en particulier pour les torons de carbone dans des composites lors de leur mise en œuvre (voir seconde partie du paragraphe 3.2.2.2).

Afin de comprimer les torons de fibres dans la direction radiale, nous avons adapté le dispositif expérimental déjà utilisé précédemment pour les monofilaments (voir Figure 48). Celui-ci permet de comprimer dans la direction radiale soit des monofilaments de grand diamètre, soit des assemblages de monofilaments ou torons en fibres de verre ou de carbone (Stamoulis et al. 2005 et 2007).

Nous y avons donc adapté deux capteurs de déplacement LVDT directement en contact avec la plaque en verre, permettent de mesurer le déplacement relatif entre les deux plateaux de compression en s'affranchissant des jeux induits par la chaîne cinématique. La valeur moyenne des deux déplacements sera utilisée pour traiter nos résultats.

Un capteur de force U3 de capacité de 0 à 2 KN (ou 0 à 0.5 KN selon la nature de l'échantillon), placé directement sous le fil à tester, permet de mesurer la force de compression exercée sur l'échantillon. Le système optique visualise toujours le centre de la base basse du cône en verre. Un système simple permettant la mise en torsion a également été adapté (Figure 49).

Dans le travail complet, l'influence de plusieurs paramètres a été étudiée. Il s'agit de l'effet de la torsion initiale du fil, de l'effet de la tension initiale du fil, ainsi que l'influence du nombre de monofilaments composants le toron lors de la compression transverse. Les matériaux modèles étudiés sont composés de monofilaments en PA 6-6, de diamètre 230 ou 400 μm . Nous avons fait varier les paramètres tels que leur nombre (variant de 40 à 230), leur torsion initiale (entre 6,67 tr/m et 40 tr/m), ainsi que leur tension initiale (1 ou 2 N).

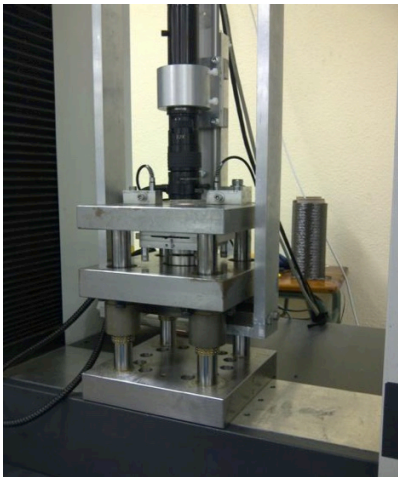


Figure 48 : Vue d'ensemble du dispositif de compression transverse pour fibres et fils [5]

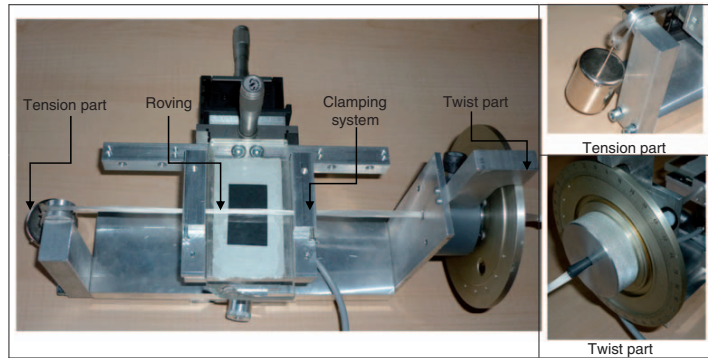


Figure 49 : Dispositif pour mise en torsion des mèches modèles

Effet de la torsion :

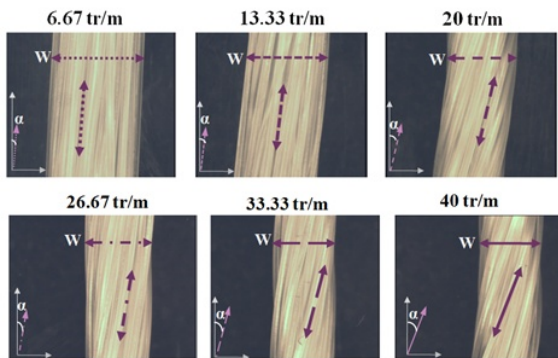


Figure 50 : . Matériaux modèles testés

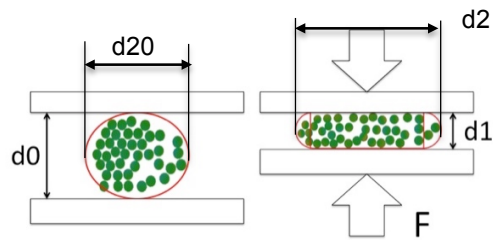


Figure 51: Compression de fibres

La figure 53 présente l'écrasement des torons de différentes torsions. Le paramètre que nous avons fait varier est la torsion initiale des torons composés ici de 40 monofilaments de diamètre 400 μm avec une tension de 2N.

Dans la publication [A7], on présente des résultats normalisés de l'évolution de η_1 : épaisseur divisée par l'épaisseur initiale en fonction de la force de compression appliquée (η_2 respectivement pour les largeurs).

C'est à dire : $\eta_1 = (d1(F)/d0)$ et $\eta_2 = (d2(F)/d20)$

avec $d1(F)$: épaisseurs des torons en fonction de la force appliquée
 $d0$: épaisseurs initiales des torons.
 $d2(F)$ largeurs des torons en fonction de la force appliquée
 $d20$ largeurs initiales des torons

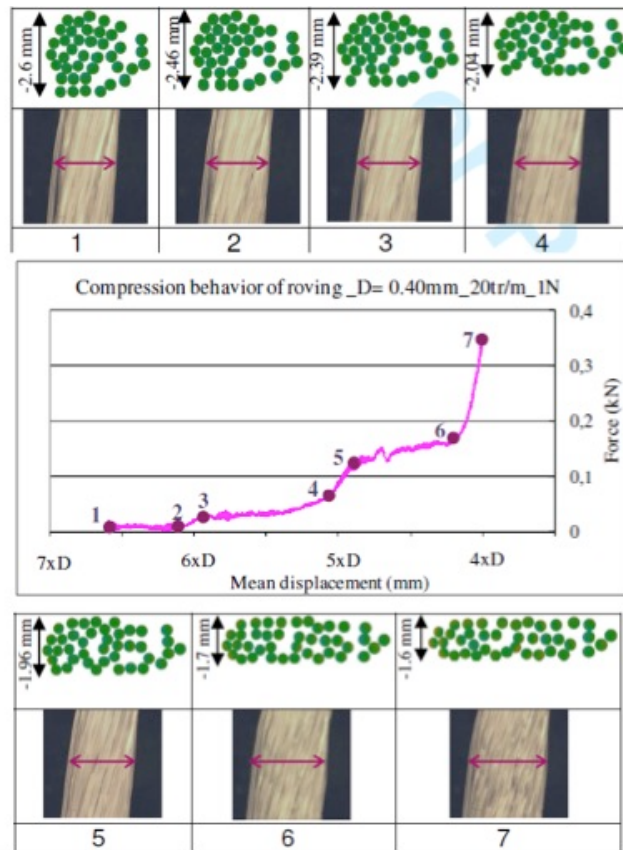


Figure 53 : Evolution de la largeur d'un toron modèle en compression transverse

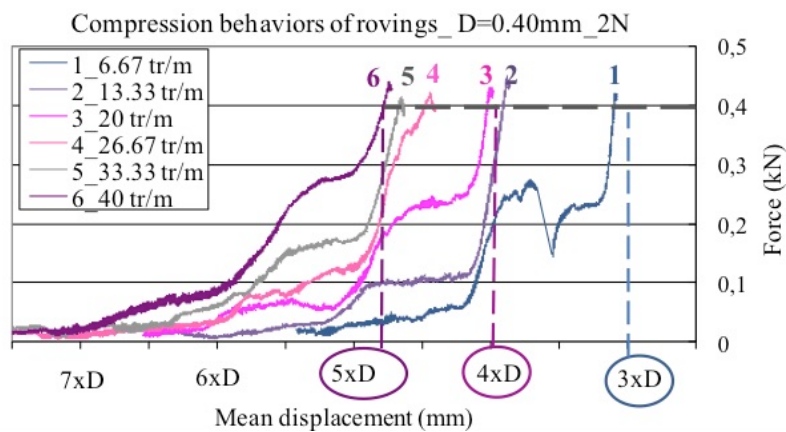


Figure 53 Effet de la torsion sur le comportement transverse de torons modèles
Epaisseur en fonction de la force appliquée

L'analyse des courbes permet de mettre en évidence des comportements atypiques d'affaissements transverse des filaments. Des paliers, ayant la dimension du diamètre des fibres, apparaissent sur les courbes de compressions. Ces phénomènes « granulaires » sont retrouvés lors de la simulation et

permettent de caractériser les changements d'échelles de la structure microscopique à la structure macroscopique.

On remarque qu'une forte torsion, compactant d'avantage le toron, tend à « lisser » les courbes expérimentales. D'autre part, nous avons également noté qu'en augmentant le nombre de fibres dans les torons, les « paliers tendent à s'atténuer jusqu'à disparaître.

Suite à ces différents essais, nous avons noté que le coefficient de frottement (vu comme régi par une loi de frottement de Coulomb, lors des simulations) semble être un verrou majeur à lever pour comprendre les phénomènes d'affaissements.

Des simulations numériques réalisées par Damien Durville, conjointement à ce travail expérimental, ont montré leur importance majeure (voir Figure 54). On a notamment identifié un coefficient de frottement de 0,3 qui montre une excellente adéquation entre la simulation numérique et la courbe expérimentale (voir Figure 55).

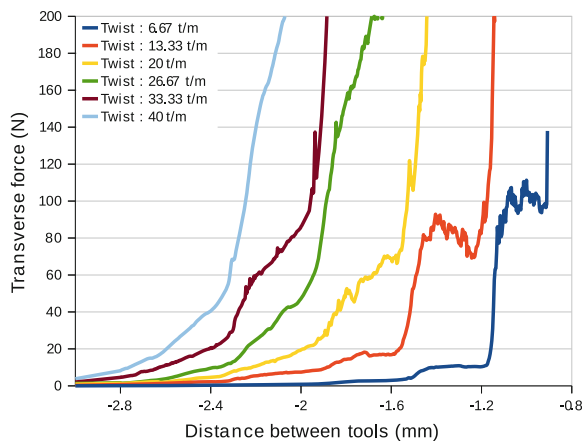


Figure 54 : Influence de la torsion sur la compression transverse de torons en tension (2N) et coefficient de frottement 0.1 (Moustaghfir et al 2012)

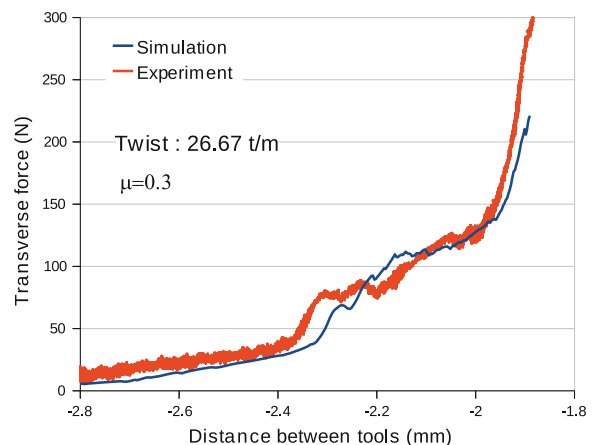


Figure 55 : Comparaison entre résultats expérimentaux et simulation numérique pour une torsion 26.67 t/m, tension de 2 N, et coefficient de frottement $\mu=0.3$ dans la simulation 1 (Moustaghfir et al 2012)

✓ Torons en carbone

Pour la réalisation de structures composites complexes, le groupe SAFRAN utilise des textures multicouches 3D. De nouvelles pièces sont constamment en cours de développement, réalisées par injection de résine époxy sur un renfort tissé 3D en fibres de carbone. Ces tissus présentent un saut technologique considérable, notamment par leur comportement à l'impact.

Snecma utilise le logiciel WiseTex (Lomov et al. 2011) pour le calcul des propriétés mécaniques des composites à base de fibre de carbone. Cet outil s'appuie sur les propriétés des torons, (géométrie, comportement en compression transverse, flexion), pour modéliser la structure du tissu. La connaissance de la géométrie et du comportement des torons est donc primordiale pour obtenir des modèles fiables. Ceci justifie la nécessité de développer les essais de compression pour caractériser les propriétés des torons de carbone. Pour des raisons de confidentialité, nous ne décrivons pas d'avantage les fils testés.

Comportement d'un toron unique

Des torons de carbone, avec trois torsions initiales, de 5, 10 et 20 tr/m, ont été testés dans le montage présenté dans la première partie de ce document. Pour des raisons de confidentialité avec la SNECMA, je ne présenterai dans ce document que les deux familles de courbes ci-dessus (Figures 56 et 57) avec des valeurs normalisées. Pour cette même raison, nous n'avons pour l'instant pas encore publié les résultats de ces travaux.

Les courbes expérimentales, après avoir été traitées, moyennées et lissées montrent la même allure générale que pour les matériaux modèles. Bien sûr, les plateaux n'apparaissent pas sur les courbes des carbones, vu la très petite dimension des diamètres des fibres par rapport à la précision de nos mesures. En effet, le diamètre du monofilament de carbone est d'environ 5 micromètres. Il est tout à fait impossible de visualiser un plateau de cette dimension avec notre équipement optique. L'influence de la torsion va également dans le même sens que pour les torons en monofilaments de PA. En effet, plus la torsion augmente, plus la compaction est importante et moins les fibres ont d'espace pour glisser et se déplacer entre elles.

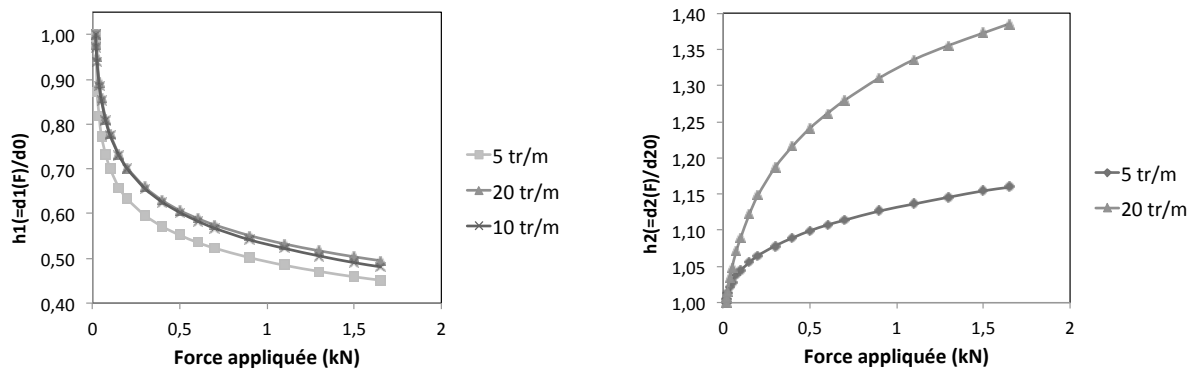


Fig. 56 et 57 : Epaisseur relative h_1 et largeur relative h_2 pour un toron de carbone avec différentes torsions

Les essais ont été faits sur des fibres torons seuls mais également sur plusieurs torons placés parallèlement sur les plateaux de compression afin d'étudier leurs interactions. On a ensuite supposé que chaque toron se comportait de la même manière, et les données expérimentales ont été divisées par le nombre total de torons. Nous avons alors constaté que les mèches de fibres de carbone montrent un comportement différent à la compression selon qu'elles soient libres ou placées côte à côte. Une seconde campagne d'essais a donc été réalisée pour caractériser l'influence des fibres voisines lors de l'écrasement radial de torons dans un tissu.

Comportement/interaction de plusieurs torons

Afin de réaliser des essais sur des torons parallèles et sur lesquels on peut régler les tensions et torsions initiales, il a fallu concevoir un nouveau dispositif adaptable sur la machine de compression transverse. Le dispositif est réalisé en grande partie à partir d'éléments standard du commerce ainsi que de pièces spécialement dimensionnées et fabriquées pour cette application. La base de la machine reste la même que pour les torons uniques : 3 plateaux en acier parallèles, avec le plateau du milieu mobile et guidé par 4 colonnes en liaison glissière. Deux sous-systèmes, l'un de torsion et l'autre de tension des fils, viennent se fixer sur 2 faces parallèles du plateau mobile (Figure 58).

Le système de torsion est constitué de deux rangées d'engrenages, celle du haut et celle du bas, telle que la rangée des 5 pignons du haut puissent tourner dans un même sens (Figure 59 a).

Chaque toron est coincé dans un engrenage (de la rangée du haut). Une manivelle permet ensuite d'appliquer la même torsion à chacun des torons.

De l'autre côté des torons, se trouve le système de tension. Celui-ci est composé de 2 pièces, l'une fixée sur la plaque mobile, la seconde rehaussée et sur laquelle sont fixés 5 dynamomètres, bloqués en rotation pour ne pas « détordre » les torons. Chaque toron est attaché à un dynamomètre et est mis sous tension (Figure 59 b).

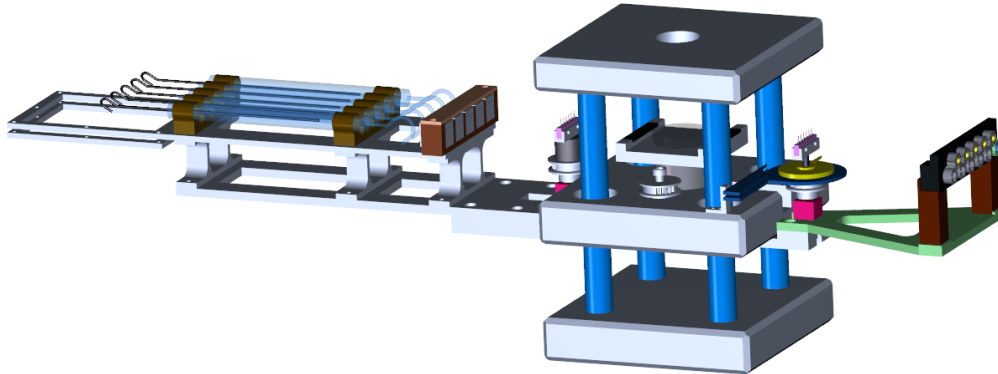


Figure 58 : Dispositif pour compression transverse de fibres parallèles

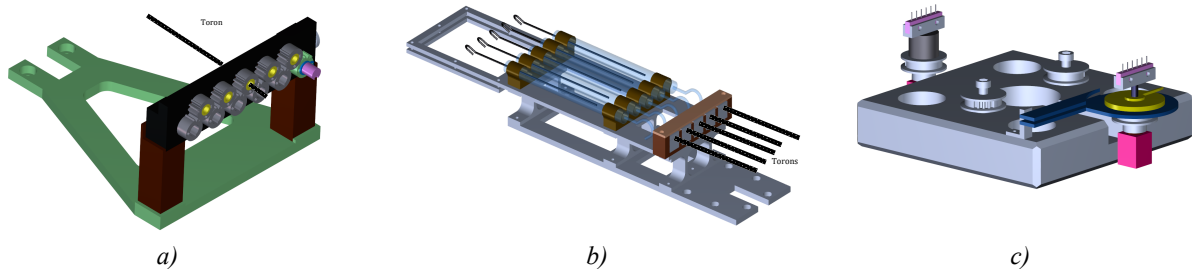


Figure 59 : Détail des dispositifs complémentaires
 a) Système de mise sous torsion b) Système de mise sous tension c) Système d'écartement des torons

L'écartement entre les différents torons est modifiable via la rotation des 2 peignes, l'un côté torsion et l'autre côté tension. Ces deux peignes sont synchronisés en rotation grâce à un système poulies/courroie crantée situé à leurs bases. Le réglage de l'écartement se fait à l'aide d'un rapporteur d'angle de précision à vernier lié à l'une des 2 poulies (Figure 59c).

Les images d'élargissement des torons au cours de la compression sont toujours enregistrées via une caméra placée au dessus du cône en verre de compression.

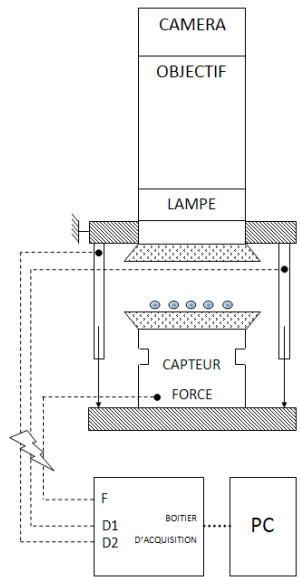


Figure 60 : Schéma de principe du dispositif de compression transverse - Vue de Face

Les tests sont menés sur 3 torons parallèles identiques, distants d'un écartement donné (2.12 – 2.40 –ou 3.18 mm). Cela permet d'observer les limites d'élargissement des torons centraux selon leurs distances initiales avec les torons adjacents.

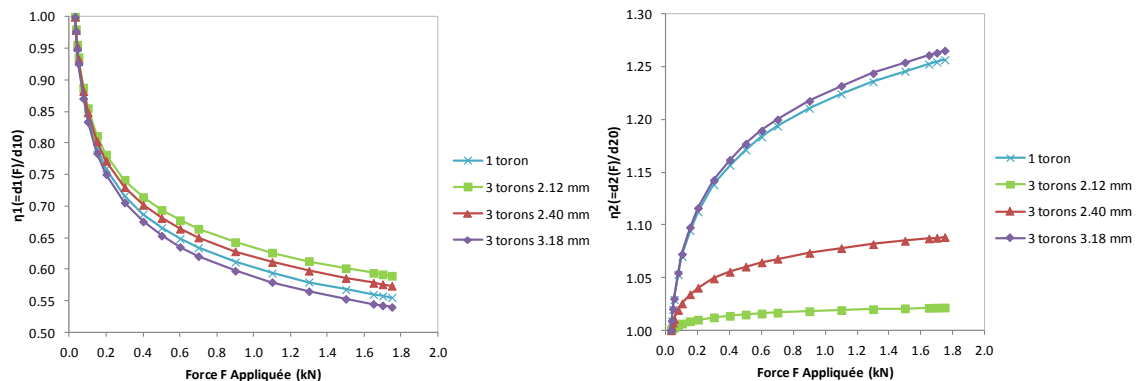


Figure 61 : Epaisseur relative η_1 et largeur relative η_2 pour torons de carbones à différentes distances

Après avoir traité les résultats expérimentaux sur MATLAB, on obtient des courbes du même type que celles obtenues Figure 61.

Notons que les routines avaient été originellement prévues pour traiter les données relatives à l'écrasement d'un seul toron. On a donc fait l'hypothèse que la force de compression est équitablement répartie sur les 3 torons.

On établit donc les courbes $\eta_1 = (d1(F)/d10)$.

L'allure générale suit bien celle des matériaux modèles, mais il est évident que la prise en compte de l'interaction de torons entre eux n'est pas négligeable. Lorsque la distance entre torons augmente, le comportement du toron central tend vers le comportement d'un toron seul, puisque rien ne le bloque de part et d'autre et ne contrarie son étalement en largeur.

Pour des écartements faibles (ex 2.12 mm), les torons ont très peu de marge pour se déformer latéralement (moins de 3% d'élargissement final). La compression n'est en réalité plus uniquement unidirectionnelle en raison du confinement latéral créé par les torons voisins.

Lors de la compression de mèches positionnées côte à côte, un plateau apparaît sur la courbe d'évolution de la largeur en fonction de la force appliquée. Ce plateau correspond à l'espace initial entre les fibres, comblé par leurs propres déformations. L'épaisseur des mèches est quant à elle légèrement plus importante que lors d'un essai sur mèche seule.

Les courbes relatives η_1 et η_2 serviront ensuite à caractériser le comportement en compression des torons dans les outils de simulation Snecma.

Ces résultats expérimentaux ont été implémentés par l'équipe de S. Lomov et G. Périé dans le code Wisetex et ont permis de valider les résultats de simulation par caractérisation de la structure des tissus (analyse d'image sur coupe matériau ou micro tomographie), et confrontation de résultats d'essais mécaniques aux calculs. Ces identifications comportementales ont permis d'améliorer les modèles géométriques générés par WiseTex, et ainsi la prédiction des propriétés mécaniques du composite.

Nos résultats expérimentaux ont permis d'améliorer notablement les résultats de simulation numérique de mise en forme des structures sèches en carbone (Figures 62 a). On voit sur ces mêmes figures qu'après avoir implémenté les courbes expérimentales de compression transverse des torons de carbone, il n'y a plus d'interpénétrations des torons suivant leur grand axe.

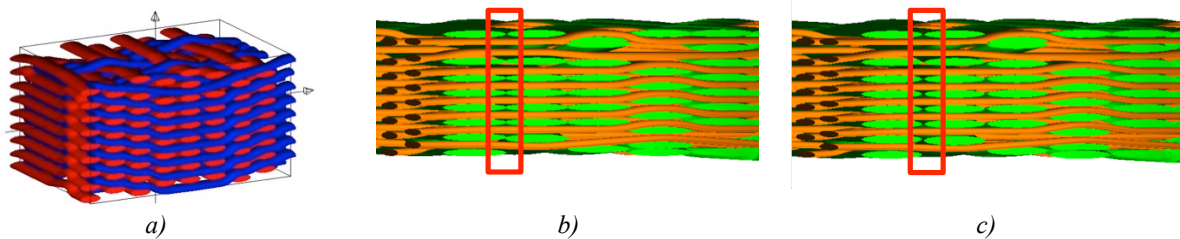


Figure 62 : Simulation numérique sous Wisetex de l'écrasement d'une structure interlock3D
 a) Structure tridimensionnelles Interlock 3D (SNECMA)
 b) Interpénétration suivant grand axe avant implémentation des essais de compression transverse
 c) Plus d'interpénétration suivant grand axe avec utilisation des essais de compression transverse

Références

Grishanov, S.A., Lomov, S.V., Harwood, R.J., Cassidy, T., and Farrer, C., *The simulation of the geometry of two-component yarns. Part I: the mechanics of strand compression: simulating yarn cross-section shape*, *J Text Inst, Part 1*, 88, 118–131 (1997).

Harwood, R.J., Grishanov, S.V., Lomov, S.V., and Cassidy, T., *Modeling of two-component yarns. Part I: the compressibility of yarns*, *J Text Inst, Part 1*, 88, 373–384 (1997).

Van Wyk, C. M., *Note on the compressibility of wool*, *J Text Inst*, 37, 285–292 (1946).

Komori, T., and Makishima, K., *Numbers of fibre-to-fibre contacts in general fibre assemblies*, *Textile Research Journal*, 47, 13–17 (1977).

Stamoulis G., Wagner-Kocher C., Renner M., *Experimental study of the transverse mechanical properties of polyamide 6.6 monofilaments*, *Journal of Material Science*, 42, 4441–4450 (2007).

G. Stamoulis, Ch. Wagner-Kocher and M. Renner, An experimental setup to study the transverse mechanical behaviour of polymer monofilaments, Experimental Technics, Vol 9, N°4, July/august 2005, pp. 26-31.

Jeguirim S., Fontaine S., Wagner-Kocher C., Moustaghfir N., Durville D., Transverse compression behavior of polyamide 6. 6 rovings: Experimental study, Textile Research Journal, 82(1) 77–87-, 2011 DOI: 10.1177/0040517511418563

N. Moustaghfir, S. El-Ghezal Jeguirim, D. Durville, S. Fontaine, C. Wagner-Kocher, Transverse compression behavior of textile rovings: finite element simulation and experimental study, J Mater SciDOI 10.1007/s10853-012-6760-0 (2012)

S.V. Lomov, G. Perie , D.S. Ivanov, I. Verpoest, D. Marsal, Modeling three-dimensional fabrics and three-dimensional reinforced composites: challenges and solutions, Textile Research Journal January 2011 vol. 81 no. 1 28-41

3.2.2.3 – Frottements inter-fibres

Mots clés : *Coefficient de frottement, paramètre de frottement transverse, paramètre de frottement longitudinal, interactions entre fibres, monofilament*

Financement : *ANR INTERLOCK 3D (en partie)*

Encadrements : *M2 R. David, Thèse H.E. Gassara*

Valorisation : *[CI11], [CI12], [CIsa8], [CNsa6], [AS3]*

Suite aux travaux sur le comportement mécanique de torons, un verrou scientifique a été identifié : que se passe-t-il en terme de frottement et glissement inter-fibres ? Cette problématique a été étudiée en particulier lors de la thèse de H.E. Gassara.

La connaissance de lois de comportement en compression transverse est un verrou scientifique de taille lors de la modélisation numérique du comportement mécanique de structures fibreuses. La mesure des propriétés frictionnelles des fibres, dont les dimensions transversales sont en général très faibles, est une entreprise très délicate. Au sein de l'ANR Interlock 3D, nous nous sommes intéressés à cette problématique. Dans ce projet, la contribution de l'équipe « Mécanique des Fibres » du LPMT s'est essentiellement focalisée sur la compréhension et la mesure des coefficients de frottement dans les renforts « secs ». L'approche développée jusqu'à ce jour concerne des monofilaments, mais le but est d'étendre aux renforts 3D de composites à base de fibres de carbone.

Il existe dans la littérature un certain nombre d'études et de dispositifs sur le contact et le frottement inter-fibres, mais ils se concentrent tous sur les mouvements longitudinaux (dispositif de (Lindberg 1948)) et radiaux (dispositif de (Howell 1951)). Rien ne permet pour l'instant de modéliser et de mesurer le frottement inter-fibres pour les mouvements ortho-radiaux. Cependant, ce sont ces derniers qui se produisent lors de la compression latérale des filés ou mèches multi-filamentaires.

C'est pourquoi la conception d'un banc de mesure original, permettant de déterminer des coefficients de frottement entre mono-filament (dans un premier temps), a été réalisée (thèse H. E. Gassara). Un modèle mathématique ainsi qu'une analyse d'images ont été développés afin de déterminer les coefficients de frottement ortho-radial entre deux fibres à partir des paramètres mesurables (tensions sur les fils, images à l'instant du glissement...).

Cette première étape du travail concernant le frottement inter-fibres a permis de développer un premier dispositif qui permet de modéliser le contact frottant ortho-radial, ainsi que le contact frottant longitudinal et radial, entre fibres. Les résultats du frottement ortho-radial semblent cohérents et très prometteurs pour la suite de ce projet. Mais les mesures que nous avons pu effectuer permettent seulement de donner des ordres de grandeurs de coefficients de frottement (dans différentes directions en fonction du contact entre fibres). Un second dispositif a donc également été développé. Les premiers résultats issus de ce second dispositif ont été présentés lors de la soutenance de thèse de H. Gassara en décembre 2016. Mes collègues du LPMT, Pr. Artan Sinoimeri et G. Barbier, continuent actuellement de travailler sur ce dispositif.

Dans les assemblages de fibres à structure bien organisée, les caractéristiques des fibres jouent un rôle très important dans les propriétés du produit final. De nombreuses recherches ont été menées pour

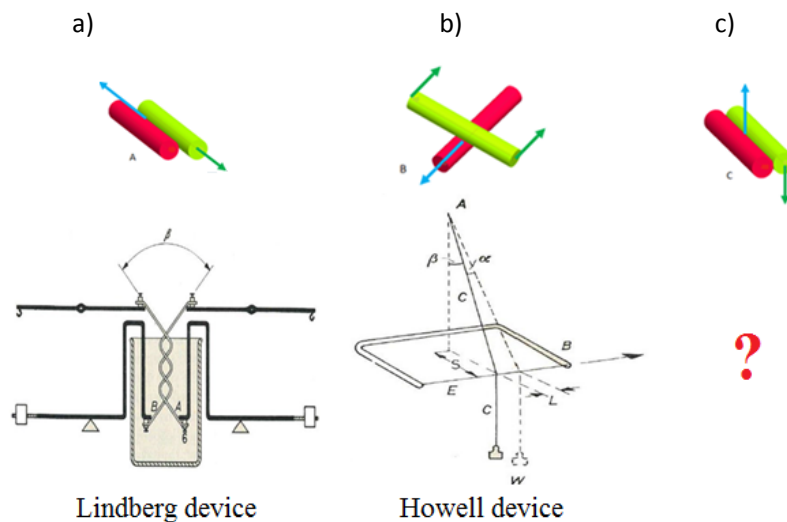
étudier les effets de la longueur des fibres, de leur finesse, des propriétés de traction, etc. sur les propriétés mécaniques des produits finis. Cependant, très peu d'études ont porté sur les propriétés de surface des fibres, et surtout sur leurs propriétés de friction. Ceci en dépit de l'hypothèse courante selon laquelle, au cours du processus de transformation de la fibre et du tissu ainsi que pendant l'utilisation du tissu, le glissement relatif des fibres influence de manière significative la structure du tissu et son comportement mécanique. En particulier, le comportement de compression transversale du fil et / ou du tissu est un verrou important pour la modélisation numérique du comportement mécanique de structures fibreuses dans des structures composites tridimensionnelles.

La force de friction peut être calculée suivant l'approche classique (Amontons, 1699), où lorsque deux corps glissent l'un sur l'autre avec une certaine vitesse v , la force de friction tangentielle F est proportionnelle au coefficient μ de frottement et à la force normale N comme suit (loi de Coulomb) :

$$F = \mu \cdot N$$

Si on considère les surfaces des fibres, on remarque qu'il existe souvent des stries de surface orientées, généralement dans le sens longitudinal, dues aux procédés de filage et d'étirage de fibres synthétiques ou artificielles. Il s'en suit que le comportement de friction entre fibres dépend fortement de la direction de déplacement de l'axe d'une fibre par rapport à l'axe de l'autre.

Dans le domaine de la mécanique textile, les méthodes de mesure de frottement peuvent être divisées en deux classes, selon (Mieszkis, 1959) : les méthodes de mesure globale entre un corps fibreux et un corps non fibreux, entre un corps fibreux et une fibre, ou bien entre deux corps fibreux ; et les méthodes de mesure individuelle entre une fibre et un corps non fibreux ou bien entre deux fibres. Le premier type de méthodes de mesure permet d'avoir une caractérisation moyenne du type de frottement parce que la mesure est effectuée sur toute une distribution de point de contact. Pour les secondes méthodes, la mesure est effectuée en un seul point de contact, ce qui semble être plus convenable parce qu'avec une meilleure maîtrise des conditions de mesure elles devraient donner des résultats plus précis et plus faciles à interpréter, mais aussi une évaluation de la variabilité.



Figurs 63 : Dispositifs de mesure de coefficient de frottement

Notons l , la direction longitudinale de la fibre (donc suivant son axe) et t , la direction transverse à l'axe de la fibre.

Dans la littérature scientifique, nous trouvons un bon nombre d'études et de dispositifs de mesure concernant le frottement entre deux fibres ou le frottement d'une fibre avec un autre corps. Malgré l'existence d'un grand nombre de dispositifs expérimentaux, ils peuvent être classés en deux groupes principaux selon leurs principes de mesure : l-t (cas (a) de la Figure 63a) et l-l (cas (b) de la Figure 63b). Malheureusement, aucun dispositif expérimental n'est proposé sur le type de mesure de frottement t-t (cas (c) de la Figure 63c).

On trouvera une étude bibliographique complète des différents dispositifs expérimentaux dans le manuscrit de thèse de H. Gassara.

Un premier dispositif expérimental a été conçu pour mesurer les forces de frottement entre deux filaments en contact. Deux filaments sont soumis à des tensions contrôlées (égales ou différentes) puis sont mis en contact (voir Figure 64). Les angles de contact horizontal et vertical peuvent être choisis librement. Ensuite, les extrémités d'une des fibres sont déplacées selon la Figure 64. Le frottement empêche un déplacement relatif au point de contact, mais lorsque la force tangentielle due à la tension de la fibre devient supérieure à la force de frottement entre les deux fibres, le glissement se produit brusquement. La mesure directe des forces inter-fibres, normales et tangentielles, est très difficile en raison de leurs très faibles niveaux. D'autre part, l'utilisation de tout capteur de contact perturbe sensiblement la mesure elle-même. Pour cette raison, nous avons choisi d'évaluer ces forces en considérant l'état d'équilibre (voir Figure 65).

En utilisant deux caméras numériques qui repèrent la position de chaque filament, nous pouvons mesurer les angles horizontaux et verticaux juste avant et après le glissement (voir figure 65).

Les lignes pointillées représentent la configuration initiale des filaments après avoir été mis sous tension et avant le mouvement relatif, alors que les lignes pleines représentent la position du filament juste avant le glissement. On note F_1 et F_2 les forces de frottement entre les deux filaments et R la force normale.

On écrit l'équilibre de l'ensemble (Filament fixe + Filament mobile), ainsi que l'équilibre de chaque filament. Les forces F_{lm} et F_{tm} sont les forces de frottement longitudinale et transversale pour le monofilament mobile, et les forces F_{lf} et F_{tf} sont les forces de frottement longitudinale et transversale pour le monofilament fixe (projections de F sur les axes et axes orthogonaux des monofilaments, voir figure 66).

L'originalité de la modélisation repose sur l'hypothèse de l'introduction de nouveaux paramètres de frottement définis ci-dessous :

$$\mu_{lm} = \frac{F_{Lm}}{N} \quad et \quad \mu_{tm} = \frac{F_{Tm}}{N}$$

$$\mu_{lf} = \frac{F_{Lf}}{N} \quad et \quad \mu_{tf} = \frac{F_{Tf}}{N}$$

μ_{lm} : paramètre de frottement longitudinal pour le monofilament mobile

μ_{tm} : paramètre de frottement transversal pour le monofilament mobile

μ_{lf} : paramètre de frottement longitudinal pour le monofilament fixe

μ_{tf} : paramètre de frottement transversal pour le monofilament fixe

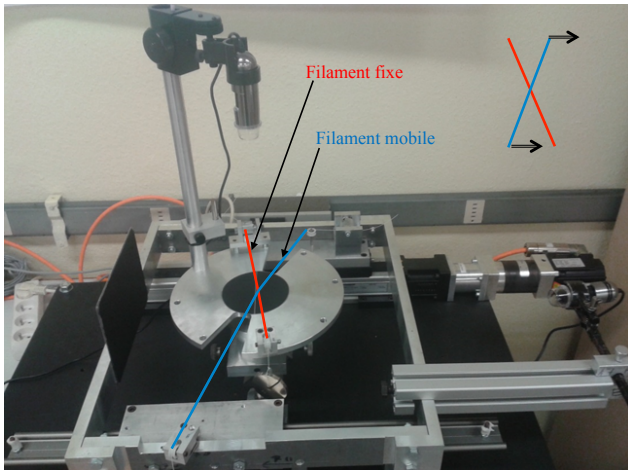


Figure 64 : Montage expérimental de frottement entre fibres

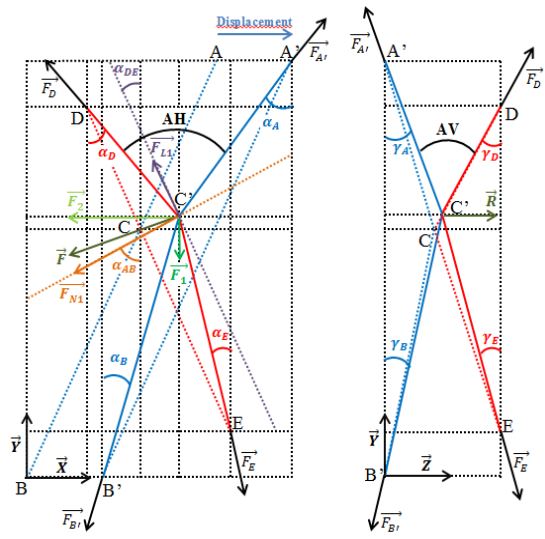


Figure 65 : Fibres mobile et fixe à l'équilibre

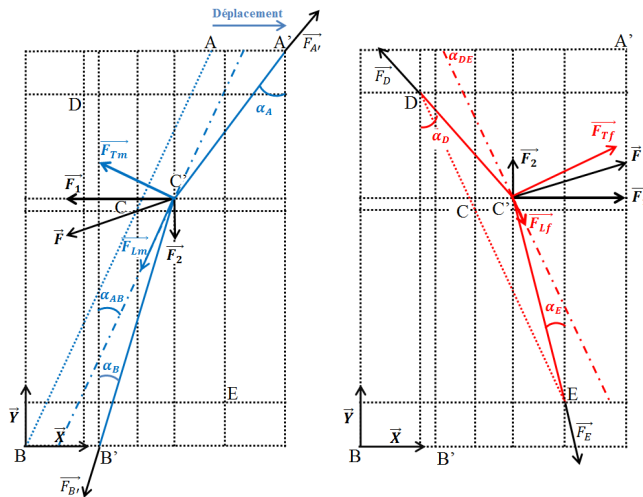


Figure 66 : Projections des forces de contact

Pour établir le modèle mathématique du système nous avons posé certaines hypothèses. La première consiste à considérer que l'influence de la flexion est négligeable dans chacun des brins des monofilaments, la tension est alors transmise telle quelle d'un point à l'autre d'un monofilament. On modélise les monofilaments par un modèle unidirectionnel, c'est-à-dire par des lignes droites. Ainsi, les monofilaments seront composés de deux segments de droites entre les poulies et le point de contact.

On suppose aussi que la force de frottement se trouve dans le plan (x, y) et que la force de contact, normale à la surface, est portée par le vecteur z (Figure 65).

On émet de plus l'hypothèse que le contact entre les deux monofilaments est ponctuel.

Finalement, après avoir écrit l'équilibre des 3 systèmes, nous obtenons un système à neuf équations et cinq inconnus. Par une méthode des moindres carrés, on calculera une solution approchée.

Une étude statistique a été menée et a permis de confirmer que l'approche mathématique n'est pas significativement affectée par les éventuelles erreurs expérimentales en suivant un protocole bien établi.

Néanmoins, afin d'évaluer l'erreur humaine dans la mesure de l'angle, une autre procédure a été développée. Un panel composé de 10 personnes, qui n'avaient eu aucune formation au préalable, a évalué les angles selon notre procédure. De toute évidence, des personnes différentes vont trouver différentes valeurs d'angle. La différence angulaire maximale, qui pourrait être considérée comme une incertitude, était de $0,1^\circ$. Donc l'erreur humaine de la mesure de l'angle n'affecte que très légèrement l'évaluation des coefficients de frottement.

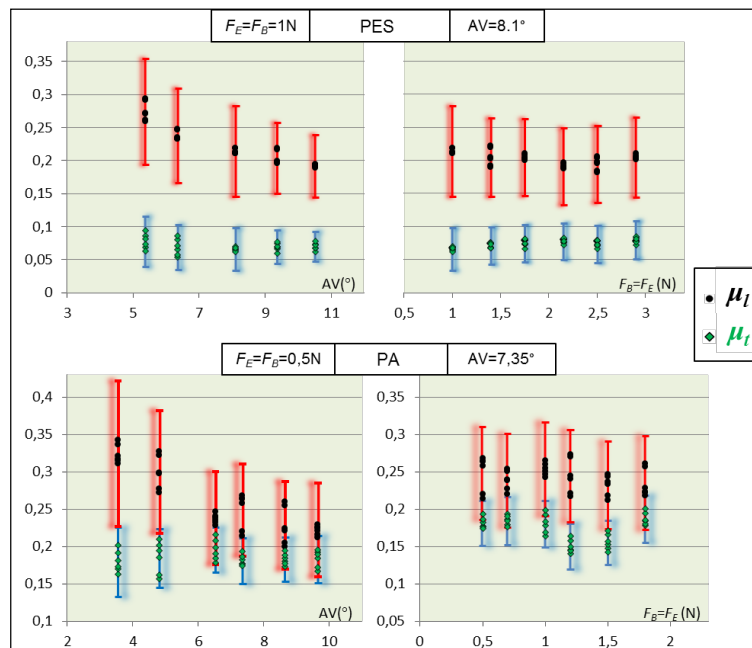


Figure 67 : Effet de la variation de l'angle vertical et des forces sur les paramètres de frottement transversal et longitudinal calculés (pour le PES et le PA)

A ce stade, trois faits observables ont été distingués : le paramètre de frottement transversal évalué par le présent travail ne dépend pas des conditions expérimentales, en particulier de l'angle entre les fibres ; le paramètre de frottement longitudinal évalué par le présent procédé diminue en augmentant l'angle entre les fibres. Le paramètre de frottement longitudinal évalué par une méthode alternative (méthode d'El Moghazy et de Gupta) est plus important que celui évalué par le présent procédé. Il y a certaines incohérences entre ces faits. Il n'y a aucune raison apparente qui pourrait expliquer d'abord pourquoi le coefficient de paramètre transversal est indépendant des conditions expérimentales, alors que le paramètre de frottement longitudinal ne l'est pas. D'autre part, pour quelle raison le paramètre de frottement longitudinal évalué par la méthode de Gupta serait-il différent et plus important que celui évalué par la présente étude ?

Un autre dispositif expérimental et un modèle associé, ont ensuite été développés afin d'évaluer par une autre approche le frottement transversal entre fibres. Ce travail ne sera pas exposé ici puisque, d'une part je n'y ai que très partiellement participé et, d'autre part, les essais expérimentaux menés jusqu'à ce jour ne donnent pas encore entière satisfaction sur leur pertinence.

La mesure des propriétés de frottement des matériaux fibreux ou des fibres est un sujet difficile, d'abord en raison des petites dimensions des fibres et des faibles efforts impliqués, et ensuite en raison de la perturbation causée par l'utilisation d'éventuels capteurs de force ou de déplacement. Un nouveau

dispositif a donc été développé et montre une stabilité en terme d'erreur. Néanmoins, les résultats obtenus suggèrent qu'il serait intéressant d'évaluer les surfaces de contact inter-fibres et de les introduire dans le modèle à friction.

La suite logique de ce travail consistera à tester les torons de carbone (pour la simulation de mise en forme des aubes de moteurs d'avions), mes collègues du LPMT s'attèlent actuellement à cette tâche.

Références

F.P. Bowden and D. Tabor, The friction and lubrication of solid, Oxford, London, 1950 and Part II 1964.

H.G. Howell, Inter-fiber friction, Journal of the Textile Institute, Volume 42 (1951), p. 521-533

J. Lindberg and N. Gralen, Measurement of friction between single fibers, Part II: Frictional properties of wool fibers measured by the fiber-twist method, Textile Research Journal, Volume 18 (1948), p.287-301.

E. E. Mogahzy et B. S. Gupta, « Friction in Fibrous Materials Part II: Experimental Study of the Effects of Structural and Morphological Factors », Text. Res. J., vol. 63, 4, p. 219-230, avr. 1993.

B. S. Gupta et Y. E. E. Mogahzy, « Friction in Fibrous Materials Part I: Structural Model », Text. Res. J., vol. 61, n° 9, p. 547-555, sept. 1991.

K. W. Mieszkis, « Measurement of Friction of Yarns and Fibres ». Friction in Textiles, part3 : Test Methods, London, Butterworths Scientific Publications, 1959.

G. Amontons, « Histoire de l'Académie Royale des Sciences avec les Mémoires de Mathématique et de Physique ». Paris: Imprimerie Royale 1699: 206., 1699.

3.3- Mécanique de bio-matériaux : Caractérisation des propriétés de matériaux biologiques mous et de remplacement

Depuis 2012, et en collaboration avec le Pr. Nadia Bahlouli du laboratoire ICube de Strasbourg, nous avons travaillé sur plusieurs projets sur le comportement mécanique de polymères (que je ne présente pas dans ce manuscrit, voir [[AS1], [AS2], [CO1]). Puis notre intérêt s'est porté sur les matériaux biologiques, afin de comprendre leur comportement, avant ou après une opération chirurgicale. Il s'agit de venir en aide aux chirurgiens dans la compréhension des tissus vivants. Nous avons dans ce cadre mis en place une collaboration avec une équipe d'orthopédistes de SOS Main du CCOM à Strasbourg (Pr. P. Liverneau et Pr. S. Facca). Nous nous sommes en particulier intéressées dans un premier temps à un cas pratique de rupture précoce sur des fémurs bi-prothésés (hanche et genoux). Parallèlement, nous avons mené une étude sur des matériaux de remplacement des veines et des artères (de rats) pour avoir un modèle au moins aussi « délicat » que la structure vivante, pour l'entraînement des étudiants chirurgiens dans leur apprentissage de la micro-anastomose.

En novembre 2015, dans le but de me recentrer et de me focaliser sur la thématique du comportement mécanique de biomatériaux, une convention de collaboration a été signée entre le LPMT Mulhouse et le LMGC de Montpellier. J'ai donc commencé à travailler dans l'équipe BIOTIC afin de me former et de me spécialiser dans la connaissance des matériaux vivants mous. Dans cette équipe, l'un des thèmes de recherche est actuellement la compréhension du comportement mécanique des parois vasculaires, en particulier aux endroits de faiblesse, là où se développent des anévrismes, mais également la caractérisation et la compréhension des tissus cartilagineux. Je travaille donc actuellement, en collaboration du Pr. F. Jourdan, avec comme projet principal : le développement d'un dispositif expérimental permettant de tester sous sollicitation bi-axiale en conditions contrôlées des tissus mous. Parallèlement, je continue de travailler sur les problématiques d'anastomose pour la formation en micro-chirurgie, ainsi que sur la caractérisation à rupture de limes dentaires en alliage NiTi. Depuis le 1^{er} septembre 2016, j'effectue ma recherche à temps complet au sein de l'équipe BIOTIC, puisque je suis placée depuis cette date, et ce durant 12 mois, en Délégation CNRS au LMGC.

Dans ce chapitre, je présenterai d'une part un projet de recherche (toujours en cours à Strasbourg mais à présent sans moi) qui m'a amenée à m'intéresser aux problématiques médicales en relation avec la mécanique. Puis j'exposerai deux paragraphes de projets qui ont débuté récemment qui feront l'objet de toute mon attention pour les années à venir.

3.3.1 – Fémur bi-prothésé

Mots clés : *Fracture inter prothétique, fémur,*

Financement : *fonds propres ICube*

Encadrements : *M2 A.S. Matheron, M2 S. Sherif*

Les fractures Inter prothétiques de l'os fémoral, entre une prothèse de hanche et une prothèse de genou chez le même patient, constituent un véritable problème pour le chirurgien orthopédique. Ils représentent 1,25% des fractures du fémur et voient leur augmentation avec le vieillissement de la population et le nombre des arthroplasties (réfection chirurgicale d'une articulation avec ou sans implantation d'une prothèse). L'âge avancé et l'histoire arthroplastique de ces patients expliquent la modification qualitative et quantitative des stocks osseux fémoraux. Ces fractures entraînent un risque important de mortalité. Ils sont très difficiles à traiter, car instables. Le niveau de traitement de l'os est l'ostéosynthèse plaque-vis, à laquelle on peut ajouter un ou plusieurs cerclages.

L'équipe de Marc Soenen (chirurgien – Polyclinique du parc à Cholet) (Soenen et al. 2011) a fait en 2011 un changement dans la classification en ajoutant un 4ème groupe de fractures inter prothèses entre genou et la hanche. En 2013, la même équipe a essayé de prouver numériquement qu'il y a un lien entre la longueur de la tige des deux prothèses et le risque de fracture (Soenen et al. 2013). À notre connaissance, il n'y a pas de publication validant expérimentalement cette existence d'une distance critique entre prothèses. Le but de notre travail a été de vérifier expérimentalement puis numériquement l'existence éventuelle d'une telle distance. La finalité de ce projet sera de pouvoir développer avec des industriels une plaque d'ostéosynthèse destinée à être posée sur la diaphyse fémorale de façon préventive, dès que la distance critique est atteinte et qui aurait pour objet de rigidifier en totalité la diaphyse fémorale bi-prothésée.

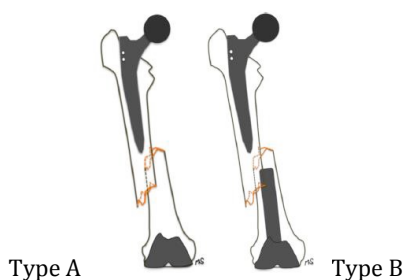


Figure 68 : *Fracture fémorale inter-prothétique stade D (2 Type A & B) proposée par (Soenen et al, 2011)*



Figure 69 : *Test de flexion 4 points sur fémur de rat*

Nous avons réalisé notre étude expérimentale sur des fémurs de rats où des broches de différentes longueurs, simulant les prothèses de genoux et de la hanche, ont été implantées. Alors que dans l'étude de Soenen et al, un essai numérique de flexion a été utilisé dans l'évaluation des rigidités osseuses. Nous avons basé notre travail sur une approche expérimentale.

Le travail consistait à mettre en évidence sur le plan expérimental, l'influence de la distance interprothétique sur le risque de fracture des fémurs biprothésés. Dans un premier temps, nous avons étudié la faisabilité d'étudier expérimentalement l'existence d'une distance critique interprothétique sur un fémur de type synthétique. Sur le plan de la méthodologie, nous avons au préalable fabriqué, à l'aide d'une imprimante 3D, des fémurs synthétiques, et réalisé des tests de flexion 4 points en quasi statique. En raison de ses limites, ce modèle a été rapidement abandonné, car bien que sa géométrie soit respectée, l'os synthétique obtenu par imprimante 3D ne simule pas le comportement anisotrope de l'os et ne prend pas en compte l'ostéointégration des implants au sein d'un os vivant. Mais ce modèle nous a permis de réaliser les tests préliminaires et de mise au point des tests de flexion d'une part, et d'autre part de réduire le nombre d'animaux sacrifiés en remplaçant les fémurs d'animaux par des synthétiques.

Dans un second temps, nous avons décidé de travailler sur des fémurs d'animaux, afin d'étudier le comportement de l'os vivant « normal » et avec des implants ostéointégrés dans l'os, à différents stades de fatigue. Pour tenir compte de ces paramètres, il a fallu choisir un modèle vivant le plus proche possible de l'homme. Dans la littérature, le modèle de choix est le modèle rat (Ekeland *et al*, 1981) (Ekeland *et al*, 1982). Nous avons donc implanté *ex vivo* sur des fémurs de rats (Wistar, mâles de 15 semaines) des broches mimant les tiges prothétiques des PTG (Prothèse Totale du Genoux). Puis nous avons réalisé sur ces fémurs *ex vivo*, 2 séries de tests mécaniques de flexion 4 points en quasi statique à 2 vitesses différentes. Ce modèle s'approchait plus de la réalité mais bien sûr ne tenait pas compte de l'ostéointégration des implants (car réalisé *ex vivo*), ni de l'état de l'ostéoporose (le squelette des rats étant en perpétuelle croissance).

D'un point de vue expérimental, nous avons mis en évidence l'influence de la longueur de la broche et la vitesse de déplacement sur le risque de fracture RF (M2 - A. S. Matheron). Nous avons proposé un modèle simple en utilisant comme seuls paramètres des grandeurs géométriques dans cette étude. Afin de confirmer nos résultats préliminaires, il serait opportun d'effectuer des tests dynamiques sur une plus large gamme de vitesse de déplacement (en cours à ICube). Pour vérifier que l'os du fémur est testé en flexion, nous avons déjà effectué des tests en utilisant la corrélation d'image numérique. Cette méthode d'analyse nous a permis d'obtenir une carte de la déformation de l'os du fémur et de la comparer à un calcul numérique par éléments finis sur ABAQUS que nous avons déjà effectué sur des cas simplifiés (M2 - S. Sherif). Ces travaux sont en cours d'avancement dans le cadre d'une thèse de science du Dr Anne-Sophie Matheron qui continue sur un modèle animal, le fémur de poule âgée. Un montage d'essai plus pertinent est également en cours de développement (avec la collaboration de C. Cluzel LMT Cachan et LBS ParisTech). Bien sûr, il serait également intéressant d'intégrer les paramètres cliniques tels que le sexe, l'âge, la porosité, les facteurs de risque d'arthrose. L'idée de cette étude est de conceptualiser un implant qui permettrait de rigidifier le fémur dans son intégralité afin d'éviter le risque de fractures interprothétique. Ceci réduirait la morbidité et la mortalité par ce type de fractures chez les patients âgés et fragiles.

Ce projet toujours en cours inclut à présent des simulations numériques complètes (D. Baumgartner – ICube) et le développement d'un outil permettant de choisir sur le lieu de l'opération la meilleure prothèse pour le cas en présence (H. Courtecuisse – ICube), des expérimentations sur os d'animal (N. Bahlouli et moi-même - ICube). Le suivi *in vivo* des animaux implantés se fera en collaboration avec le laboratoire de Biophysique et Médecine Nucléaire, Hôpital de Hautepierre, Faculté de Médecine, Université de Strasbourg, du Dr P Choquet.

En 2014, des collaborations sont nées avec des équipes travaillant sur la même thématique : l'équipe du Dr C. Cluzel au laboratoire de biomécanique, ENSAM, Paris et du Dr M. Ehlinger au sein d'ICube.

Le corps des cliniciens a pour rôle de modérer et gérer le groupe (Pr. S. Facca – ICube et SOS Main CCOM, Dr. M. Ehlinger – ICube et COT). Début octobre 2015, nous avons eu l'accord de la société New Clip pour démarrer une thèse en 2016 avec un financement CIFRE sur ce sujet.

Références

Soenen M, Migaud H, Bonnomet F, Girard J, Mathevon H, Ehlinger M. Interprosthetic femoral fractures: Analysis of 14 cases. Proposal for an additional grade in the Vancouver and SoFCOT classifications. Orthop Traumatol Surg Res, 2011, 97, 693-8

Soenen M, Baracchi M, De Corte R, Labey L, Innocenti B. Stemmed TKA in a femur with a total hip arthroplasty is there a safe distance between the stem tips? J Arthroplasty, 2013, 28, 1437-45

Ekeland A, Engesaeter LB, Langeland N. Mechanical properties of fractured and intact rat femora evaluated by bending, torsional and tensile tests. Acta Orthop Scand, 1981, 52, 605-13

Ekeland A, Engesaeter LB, Langeland N. Mechanical properties of fractured and intact rat femora evaluated by bending, torsional and tensile tests, Acta Orthop Scand 1982, 53, 527-34

3.3.2 - Modèles et modélisation de vaisseaux : cas de l'anastomose

Mots clés : anastomose, microchirurgie, apprentissage, vaisseaux et nerfs, modèles synthétiques

Financement : fonds propres ICube, : fonds propres LMGC et PEPS « Exploration d'un modèle de substitution de vaisseaux destinés à l'apprentissage de la microchirurgie » CNRS

Encadrements : M2 A.S. Matheron, M2 G. Prunière, M1 N. Lagma

La microchirurgie est une technique utilisée dans de nombreuses spécialités comme la chirurgie plastique, la chirurgie des nerfs périphériques, l'ophtalmologie ou la neurochirurgie. Il s'agit d'apprendre à faire des sutures (anastomoses) sur des tissus et des vaisseaux de très petit diamètre. Les étudiants de microchirurgie ont besoin d'une longue formation sur différents modèles. Le choix du modèle dépend du niveau de l'élève. Quatre niveaux ont été décrits pour la courbe d'apprentissage de la formation en microchirurgie. Au début, le niveau 1 est une micro-anastomose simulée sur ordinateur. En niveau 2 (celui qui nous intéresse ici), les étudiants doivent effectuer des micro-anastomoses sur les modèles non-vivants tels que des tubes en plastique, les vers de terre ou des artères et veines étroites de cuisses de poulets. Nous avons étudié ici un nouveau modèle non-vivant qui appartient au niveau 2 : une nouille japonaise appelée Konnyaku Shirataki. Ce modèle présente plusieurs avantages: peu cher, stériles, simple et surtout il évite les sacrifices d'animaux.

Le but de cette étude est double. La première étape a consisté en la caractérisation mécanique des différents modèles de niveau 2 pour la formation de la microchirurgie et la deuxième étape a concerné la comparaison entre les modèles non anastomosés et anastomosés sous chargement de traction uni axiale. L'hypothèse de cette étude est que l'un de ces modèles est plus approprié pour la formation selon ses propriétés mécaniques (Figure 70).

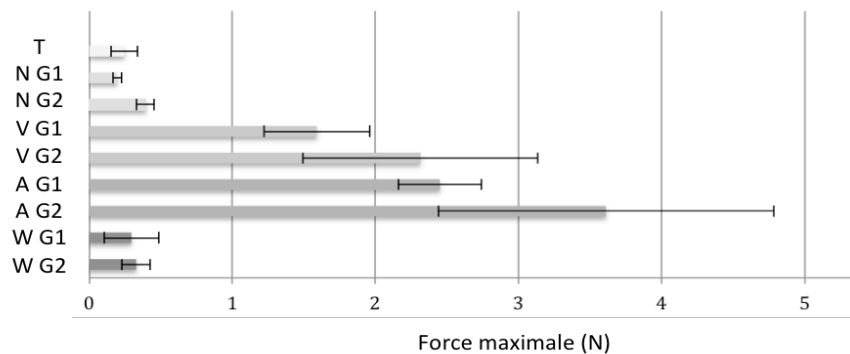


Figure 70 : Forces maximales de traction en N, entre le fil (T), les 4 modèles (N nouilles, V veines, A artères, W ver de terre) selon s'ils étaient anastomosés (G1 groupe 1) ou non anastomosés (G2 groupe 2)

Nous avons donc testé les différents modèles de type 2 cités ci-dessus. Or, tester des matériaux mous, collants et très rapidement dégradables n'est pas aisé. Nous avons donc pris un soin particulier pour la mise en place de ces tests, ainsi que du protocole pour analyser nos résultats d'essais. Après avoir trouvé des solutions, nous avons réussi à identifier et comparer certains paramètres. Nous avons par exemple

identifié les modules d'élasticité et avons remarqué que ceux des vers de terre, des artères de cuisse de poulet, des veines et des nouilles Konnyaku sont significativement différents (Figure 70).

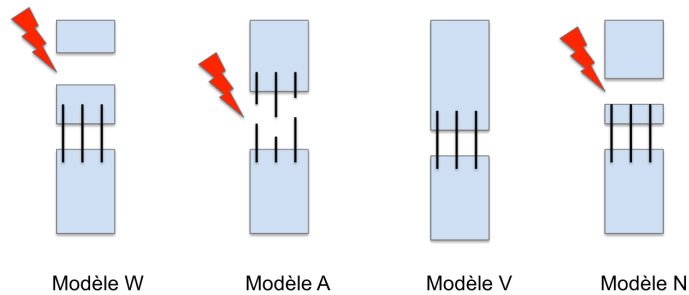


Figure 71 : Quatre modes de rupture en fonction des modèles (W : ver de terre, A : artère, V : veine, N : nouille) sous test de traction maximale dans les groupes anastomosés (G2)

Nous avons également observé les facies de rupture des modèles différents anastomosés (Figure 71). Ils étaient également très variés. Cela est dû à la constitution et la microstructure qui sont très différentes pour chaque modèle. Il s'est avéré que toutes les propriétés mécaniques du modèle Konnyaku sont beaucoup plus faibles en comparaison avec les autres modèles. Nous avons validé ce modèle Konnyaku car, lors de son utilisation, on augmente la difficulté pour suturer le modèle par rapport aux autres modèles.

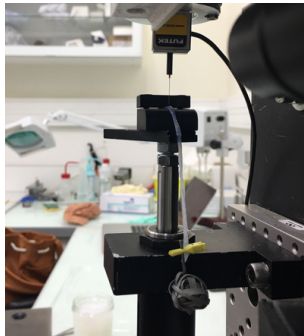


Figure 72 : Test de perçage sur modèle de vaisseaux

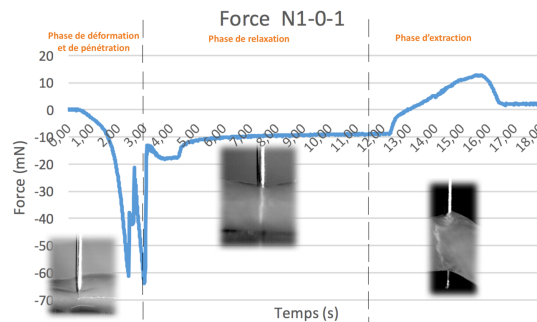


Figure 73 : Exemple de courbe de perçage (ici sur Konnyaku)

Cette étude s'est élargie à l'équipe de J. Sohier et R. Debret du Laboratoire de Biologie Tissulaire et Ingénierie Thérapeutique (LBTI) de Lyon depuis septembre 2016. En effet, cette équipe développe un nouveau système alternatif de modèle de veines destiné à l'apprentissage des techniques de microchirurgie pour les internes en chirurgie, dentaire, sciences vétérinaires et pour les chercheurs travaillant sur les modèles animaux. Le développement du nouveau modèle d'apprentissage repose sur la formulation innovante d'un hydrogel élasto-mimétique, inventé au sein du LBTI (Lyon), qui se forme en présence d'un élément de maille (dendrimère de Lysine), d'un agent réticulant (polyéthylène glycol) et d'une protéine recombinante élastique. Il résume ainsi la composante naturelle de l'élasticité des tissus dans sa composition et dans ses propriétés mécaniques. Ce biomatériau hydrogel est biocompatible, biodégradable et présente une grande versatilité de propriétés mécaniques, ajustables pour reproduire les propriétés natives élastiques des vaisseaux sanguins et des nerfs.

Des anastomoses réalisées par des étudiants en chirurgie ainsi que par des chirurgiens expérimentés ont été effectués sur ces tubes d'hydrogel (pur ou composites) afin d'analyser leur « ressenti ». Parallèlement, nous avons développé un petit test de perçage instrumenté et filmé au LMGC pour faire des essais sur les mêmes modèles(Figure 72 et 73).

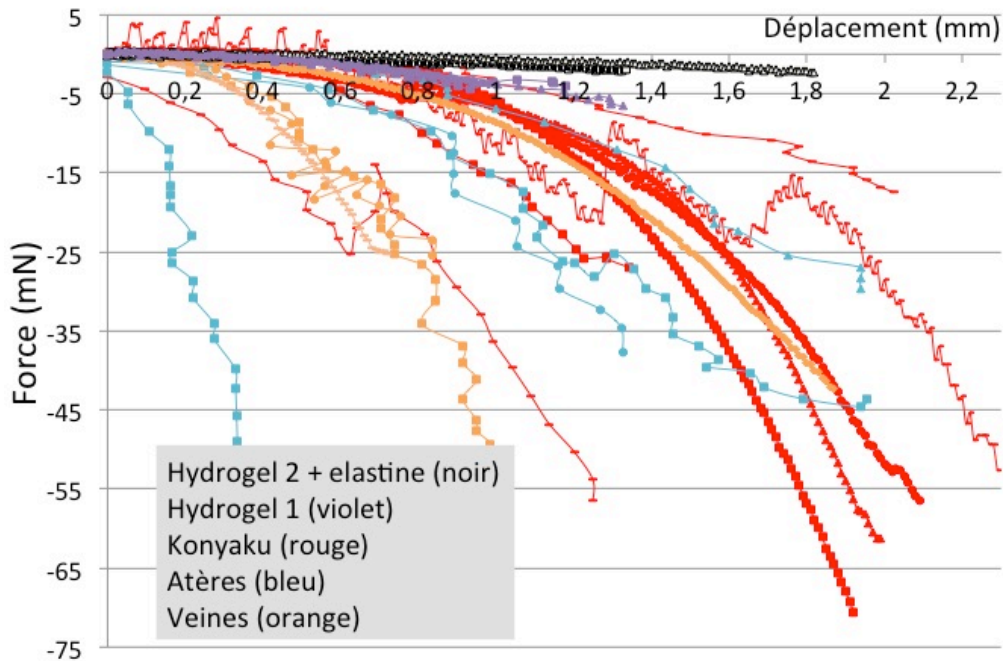


Figure 74 : Début des courbes de perçage des différents modèles

Les premiers résultats expérimentaux (figure 74) permettent de laisser entrevoir de bonnes pistes d'exploration et pour améliorer les formulations des hydrogels (actuellement encore trop « mous »), aussi une demande de pré-maturation va être demandée au CNRS au printemps 2017 (actuellement en cours de rédaction). Les laboratoires impliqués sont le LBTS Lyon, ICube Strasbourg et le LMGC Montpellier.

3.3.3 – Membrane diaphragmatique

Mots clés : *membrane, biologique, fibreuse, gonflement, nano fibres, electrospinning*

Financement : *Projet labo LMGC , demande en cours de pré-maturation SATT Alsace*

Encadrements : *M2 J. Vasquez-Villégas (début 15 février 2017)*

Valorisation : *[Clisa9, [Clisa14]*

Dans le cadre de ma demande de délégation au CNRS, j'ai proposé un projet de biomécanique concernant le remplacement de la partie tendineuse du diaphragme en cas d'hernie diaphragmatique de coupole du nouveau né. Le projet est exposé dans sa globalité dans le paragraphe 4.2., vu qu'il a démarré en septembre 2016, je ferai un rapide point sur les avancées actuelles.

Mon dossier avait eu un écho favorable au CNRS et depuis septembre 2016 je développe un test de gonflement au LMGC afin d'identifier le comportement mécanique anisotrope de la partie tendineuse du diaphragme de cochon.

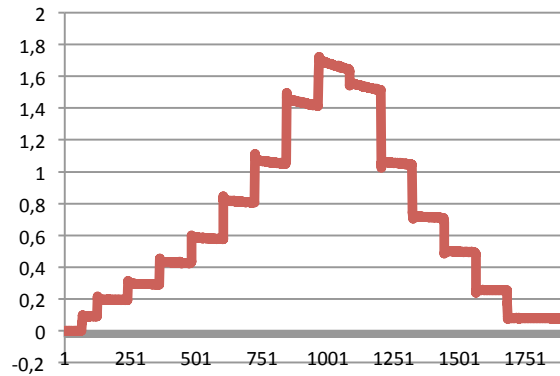
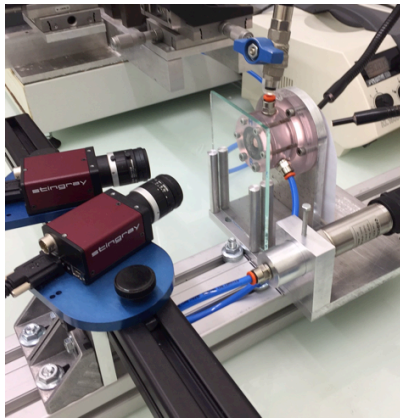
J'ai donc mis en place un montage mécanique instrumenté par un capteur de pression et de la stéréocorrélation d'image.

La mise au point de cette expérimentation fut longue (6 mois) et a demandé de nombreuses adaptations au cours de son développement. A ce jour, le montage est opérationnel, mais les réglages pour la stéréocorrélation d'image ne sont toujours pas satisfaisants.

L'essai se déroule de la manière suivante : Des éprouvettes découpées à l'aide d'un emporte-pièce de diamètre 30 mm dans la partie tendineuse de diaphragmes de porc adulte qui ont été congelés au préalable. Les échantillons ont une partie utile circulaire de diamètre 10 mm. Ils sont fixés sur une rondelle « porte »-échantillon avec de la colle cyanoacrylate et maintenus entre des supports en plexyglass. La mise sous pression est réalisée avec du sérum physiologique injecté à l'aide d'un pousse-seringue que nous avons fabriqué avec des paliers réguliers et progressifs de montée en pression (Figure 75). Les échantillons sont mouchetés en utilisant de la rouille et du graphite. Dans de nombreuses publications (Kim et al. 2012) (Palanca et al. 2016), les auteurs utilisent de la peinture en bombe pour créer le mouchetis nécessaire à l'exploitation en corrélation d'images. Mais afin de ne pas perturber le comportement de la membrane à cause de solvants qui pourraient se trouver dans de la peinture, j'ai opté pour un marquage avec de la rouille et du graphite. Les mesures de pression et de déplacement sont synchronisées grâce à un logiciel Vic Snap (Brunon 2011).

Le montage de gonflement est instrumenté avec un capteur de pression (0-10 bars) et deux caméras Stingray CCD (5 millions de Pixels) qui permettent de reconstruire une image en 3D grâce au logiciel Vic3D®.

Nous avons actuellement testé une dizaine d'éprouvettes différentes prélevées sur le même diaphragme (coupole droite ou gauche, zone antérieure, centrale ou postérieure). La Figure 76 montre le résultat d'un test de gonflement d'un échantillon prélevé dans la partie tendineuse d'un diaphragme de cochon (prélevé à l'animalerie à l'IRCAD Strasbourg). Le gradient de couleurs traduit les courbes de niveaux (Figure 76). On observe une certaine anisotropie dans la déformation de l'éprouvette.



Figures 75 : Test de gonflement à l'eau avec rétroéclairage (à travers le plexyglass) et les deux caméras en face permettant l'acquisition d'images et reliées au logiciel Vic Snap

- a) Positionnement des caméras
- b) Exemple de déroulement d'essais de gonflement : pression (bar) en fonction du temps (s)

Les premiers résultats obtenus montrent tantôt un caractère isotrope, tantôt anisotrope, selon la localisation de l'échantillon prélevé. Ces résultats sont à compléter en tenant compte de la partie du tendon testé, de l'orientation de l'éprouvette, mais aussi de l'orientation des fibres tendineuses.

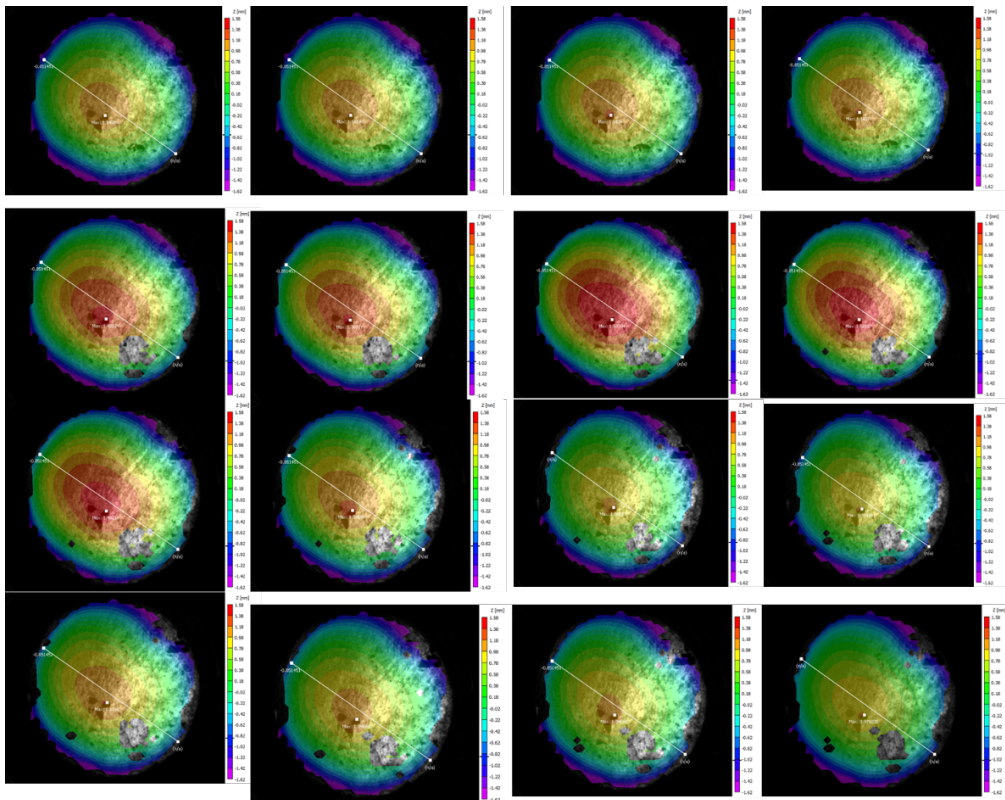


Figure 76 : Exemple de synchronisation des mesures de pression et de déplacement suivant l'axe Z (chaque image correspond à un palier de pression de la figure 75)

L'un des objectifs à court terme est de compléter ces premiers résultats en réalisant des tests de gonflement en fonction de l'orientation des fibres tendineuses (Jayyosi 2016). Donc de reconstruire une cartographie indiquant les niveaux d'anisotropie en fonction de la zone de prélèvement.

Parallèlement, nous souhaitons identifier les paramètres d'une loi de comportement hyperélastique pour tissus mous (type Holzapfel). Il sera donc nécessaire de mettre au point une méthode numérique (éléments finis, méthodes inverses) permettant, à partir d'essais de traction et de gonflement, d'identifier les paramètres de la loi de comportement. La validation de la méthode se fera sur un matériau isotrope modèle connu (type feuille de silicone), puis sera élargi aux matériaux hyperélastiques anisotropes (tissu tendineux). On pourra ensuite, en utilisant la même méthode identifier les paramètres mécaniques des matériaux en composite nano-web, et grâce à cela, aider aux choix des prototypes.

Références

Brunon A. , K. Bruyère-Garnier, M. Coret

Characterization of the nonlinear behaviour and the failure of human liver capsule through inflation tests
Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials - Volume 4, Issue 8, November 2011, Pages 1572–1581

Jayyosi C., Coret M., Bruyère-Garnier K.

Characterizing liver capsule microstructure via in situ bulge test coupled with multiphoton imaging
Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials - Volume 54, February 2016, Pages 229–243

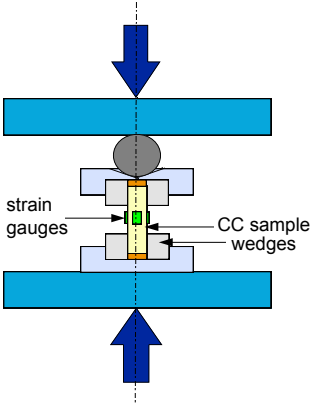
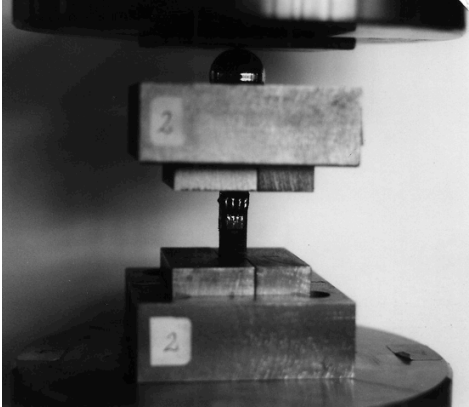
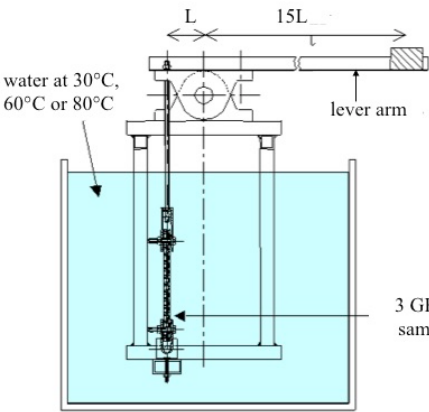
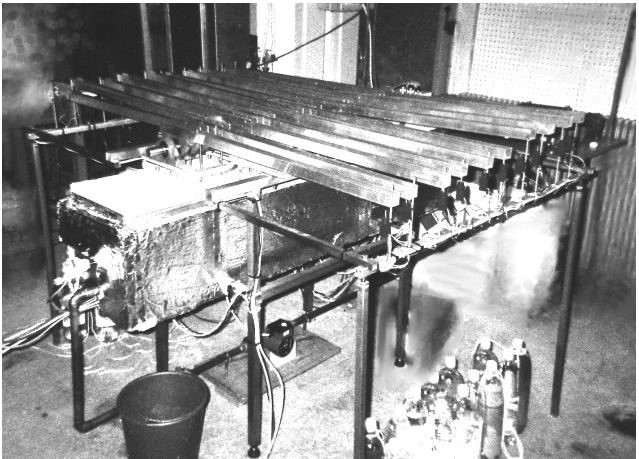
Marco Palanca, Gianluca Tozzi & Luca Cristofolini (2016) *The use of digital image correlation in the biomechanical area: a review*, *International Biomechanics*, 3:1, 1-21, DOI: 10.1080/23335432.2015.1117395

Jin-Hwan Kim · Stéphane Avril · Ambroise Duprey · Jean-Pierre Favre

Experimental characterization of rupture in human aortic aneurysms using a full-field measurement technique
Biomech Model Mechanobiol (2012) 11:841–853 DOI 10.1007/s10237-011-0356-5

3.4 – Tableau de la synthèse des principaux montages expérimentaux développés pour la caractérisation de matériaux fibreux

En tant qu'expérimentatrice, il me semblait intéressant de faire un petit bilan des principaux montages expérimentaux que j'ai développés pour la thématique des matériaux fibreux (composites, fibres et torons, matériaux biologiques). Ils sont présentés par ordre chronologique dans le tableau ci-dessous.

<p>Compression à rotule pour CC endommagés surfaciquement</p>  <p>strain gauges</p> <p>CC sample wedges</p>	 <p>à l'Institut Charles Sadron- ECPM (EAHP) Strasbourg</p>
<p>Bancs de vieillissement sous charge de PE/FV (3 bancs - à 30, 60 et 80°C)</p>  <p>water at 30°C, 60°C or 80°C</p> <p>L</p> <p>15L</p> <p>lever arm</p> <p>3 GF-PE samples</p>	 <p>à l'Institut Charles Sadron- ECPM (EAHP) Strasbourg</p>

Dispositif de compression transverse pour monofilaments en nylon et polyester (Thèse G. Stamoulis)

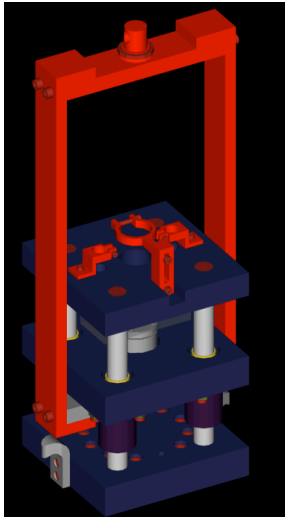
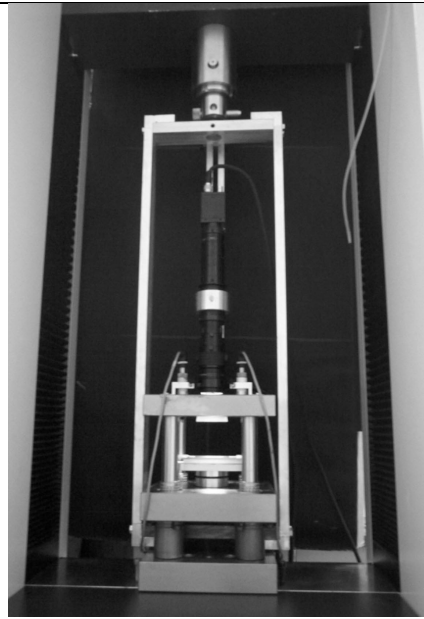
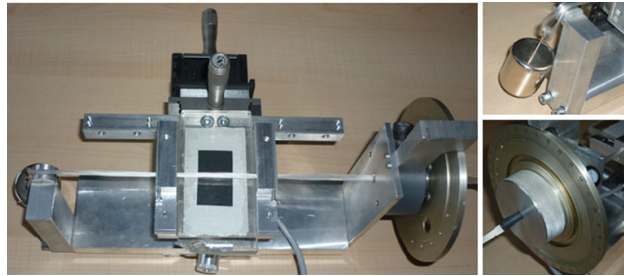


IMAGE G. STAMOULIS



LPMT-UHA Mulhouse

Extension et développement d'instrumentation pour compression transverse de torons de monofilaments en nylon et polyester (post doc. S. Geriguim)



LPMT-UHA Mulhouse

Adaptation pour torons de carbone, mise en torsion, tension et espacement (Master W. Caster)

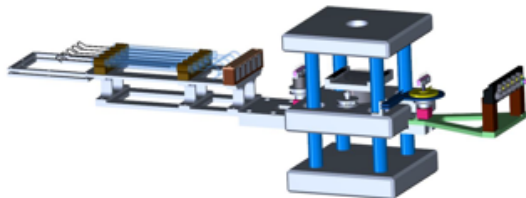
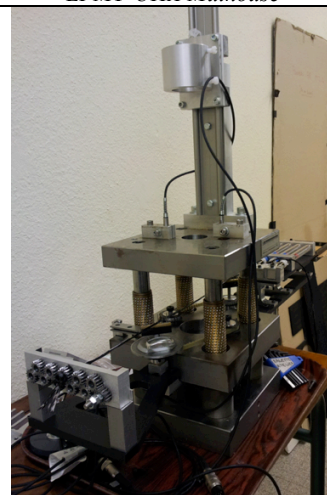


IMAGE W. CASTER



LPMT-UHA Mulhouse

Banc de mesure du frottement orthoradial entre deux monofilaments

(master R. David puis thèse H. Gassara)

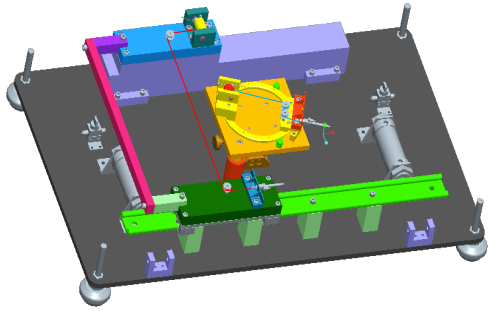
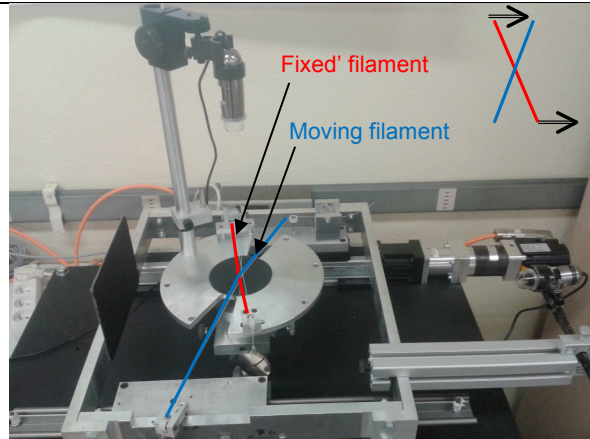


IMAGE R. DAVID



LPMT-UHA Mulhouse

Banc de mesure du frottement entre torons de fibres

(thèse H. Gassara, sous la supervision du Pr. A. Sinoimeri, G. Barbier et moi-même)

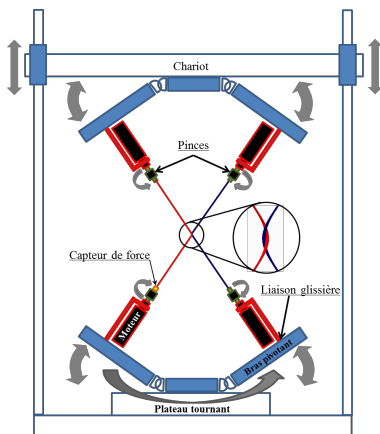
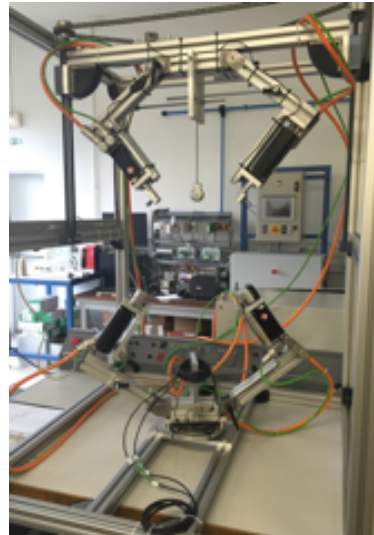


IMAGE H.E. GASSARA



LPMT-UHA Mulhouse

Dispositif de gonflement pour membranes avec corrélation d'images au LMGC

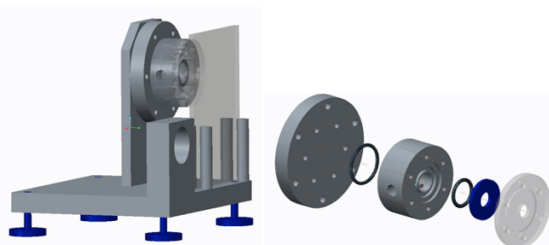
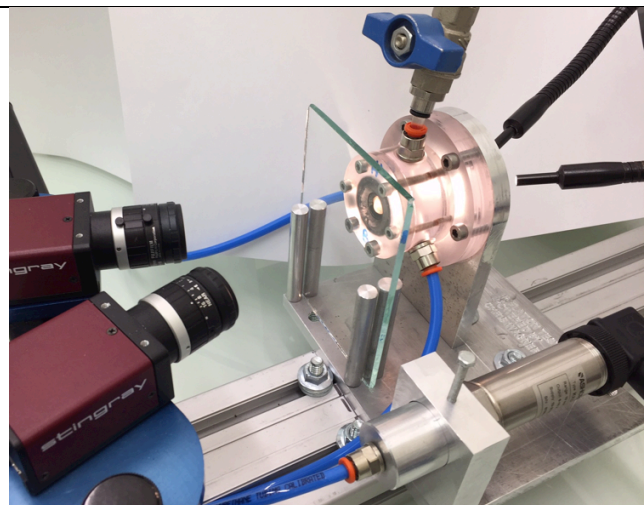
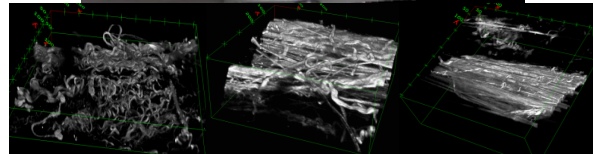
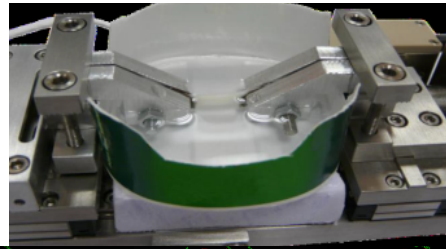


IMAGE G. CAMP



LMGC- Montpellier

- **Modification des pinces pour dispositif de traction sous microscope confocal biphotonique pour matériaux biologiques mous**
(post doc. R. Abdel Raman)
- **Protocole de traction sur matériaux mous : veines, artères, modèles**
(Master G. Prunière, en collaboration avec R. Dupuis - MIPS Mulhouse)



e=0% e=40% e=70%
Fibres de collagène d'une veine sous tension

ICube- Strasbourg

Perçage de vaisseaux pour la compréhension de l'anastomose
(Stage MI4- Nisrine Lagma)

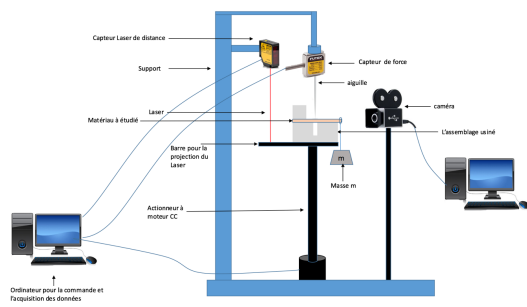
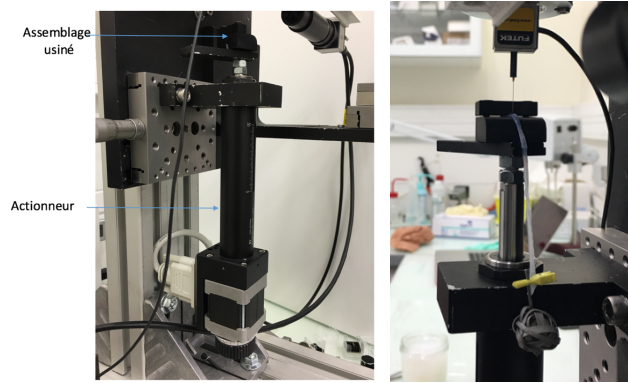


IMAGE N. LAGMA



LMGC- Montpellier

4. Projet de recherche

Mon intérêt se porte à présent clairement sur le comportement des tissus mous biologiques, ainsi que sur leur remplacement et leur réparation. A ce jour, deux projets de recherche bien identifiés font l'objet de mes préoccupations. Cela fait environ 1 an que je les ai démarrés. Mais parallèlement, d'autres beaux projets sont en cours de montage et des idées de nouveaux travaux émergent également.

Les deux sujets déjà entamés concernent d'une part le remplacement d'une partie du diaphragme d'un nouveau né atteint d'une hernie diaphragmatique de coupole et, d'autre part, le remplacement de vaisseaux pour l'apprentissage de la microchirurgie. J'ai été l'une des chevilles ouvrière de ces deux projets en émergence. Des dossiers de financement sont en cours de montage : ils concernent à chaque fois plusieurs équipes de recherche.

Le projet « diaphragme » est en cours. Dans ce cadre, j'ai déjà développé une expérimentation permettant de mettre sous pression la membrane diaphragmatique (voir paragraphe 3.3.3), mais tout reste encore à faire ! De même, le projet sur le remplacement de modèle pour l'apprentissage de la microchirurgie a déjà fait l'objet d'études préliminaires (voir paragraphe 3.3.2). Plusieurs verrous ont été identifiés, ce qui laisse présager une belle étude à venir en collaboration entre 3 laboratoires partenaires.

Parallèlement, je me prends à rêver de travailler sur les matériaux biologiques fibreux, toujours en collaboration avec d'autres équipes et dans l'objectif de trouver des alternatives de remplacement.

4.1 - Compréhension du comportement mécanique de tissus mous : Etude du diaphragme en vue du développement d'une membrane de remplacement pour la réparation des hernies de coupole du nouveau né (HDC)

Chaque année en France, 20 000 nouveau-nés voient leur survie menacée, souvent pour des malformations congénitales. Parmi elles, la hernie diaphragmatique congénitale (HDC) qui fait partie de la classification des maladies rares.

Cette hernie (trou ou orifice) HDC se situe, comme son nom l'indique, au niveau du diaphragme. Ce muscle plat et très puissant aide les poumons à respirer. Lorsque l'on inspire, il se contracte et les poumons se remplissent d'air. Quand il se relâche, les poumons se vident. Le diaphragme sépare aussi les organes de la cage thoracique, les poumons et le cœur, de ceux de la cavité abdominale, l'estomac, le foie et les intestins. Cette délimitation est indispensable au bon fonctionnement des différents organes mais aussi à leur développement au cours de la grossesse. En effet, le diaphragme se met en place entre la quatrième et la huitième semaine de grossesse. Si ce muscle se développe mal, des zones de passage vont persister entre les deux cavités. Il en résultera que l'estomac, le foie et les intestins s'installent dans le thorax, à l'endroit où les poumons doivent normalement se développer. L'interférence entre la hernie et le développement pulmonaire entraîne une hypoplasie pulmonaire et une hypertension artérielle pulmonaire. Dans les formes graves, le fœtus risque d'être pratiquement privé de tissu pulmonaire et donc de mourir quelques heures après sa naissance.

La fréquence de cette malformation est estimée à 1/3500 naissances. Le diagnostic est généralement posé en anténatal lors d'une échographie et il permet de dépister les formes graves de la maladie pour

proposer une prise en charge adaptée. Le pronostic reste globalement sévère avec un taux de mortalité néonatale de 30 à 60 % selon les études et environ la moitié des enfants survivants auront des séquelles. La chirurgie *in utero* à utérus ouvert a été réalisée pour les HDC dans les années 1990. Depuis 1997, cette technique a été abandonnée. Depuis quelques années, une nouvelle technique, moins invasive, de traitement *in utero* s'est également développée. Mais la technique de reconstruction classique reste, après la naissance et après avoir stabilisé l'enfant, le traitement chirurgical de la hernie post-natale par la fermeture du défaut diaphragmatique (Hernie diap... 2012). La fermeture de l'orifice consiste en une opération soit par une suture du diaphragme, soit par l'implantation d'une membrane artificielle ou parfois par un rabat d'une partie du muscle *latissimus dorsi*. Ce sont les cas où lorsque les orifices sont trop grands pour être suturés et où une membrane synthétique est implantée qui vont nous intéresser ici. Il s'agit des HDC dites sévères de type 3 et 4 qui représentent plus de 50% des HDC (Garne et al., 2002).

Le diaphragme est une membrane musculotendineuse en forme de dôme qui sépare la cavité thoracique de l'abdomen. Il présente la forme d'un dôme concave vers l'abdomen (voir Figure 77). Il est composé d'une partie périphérique (fibres musculaires) et une partie centrale (tendon). Le tendon est la partie supérieure de la membrane, plus proche de l'avant que l'arrière du thorax, de sorte que les fibres musculaires sont plus longues postérieurement, le tendon central est composé de plusieurs plans de fibres, qui par leur arrangement donnent la résistance et la rigidité (Saadé et al. 2012).

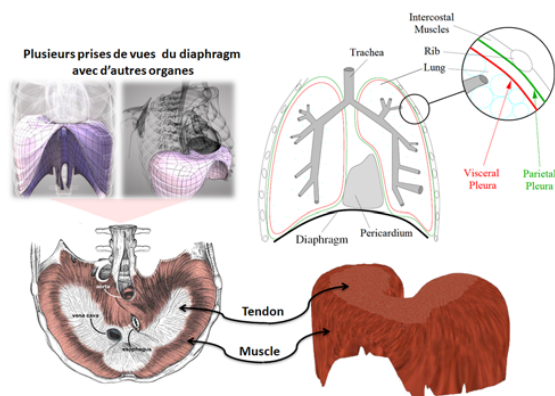


Figure 77 : Anatomie du Diaphragme : tendon + muscles (Saadé et al. 2012)

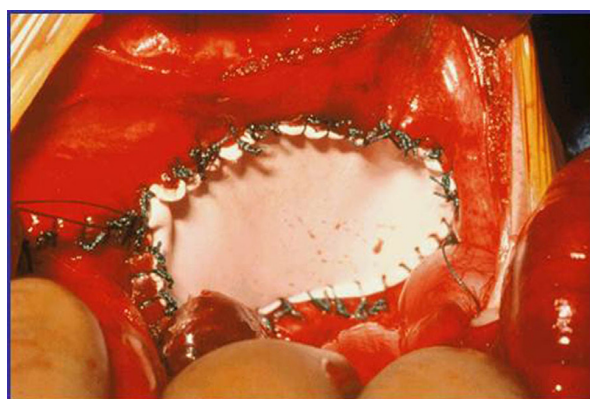


Figure 78 : Réparation d'une hernie diaphragmatique congénitale chez un nouveau-né avec un patch de Teflon prothétique PTFE (blanc) (Dario et al. 2014)

Le projet de recherche que nous proposons ici concerne l'étude du comportement mécanique du tissu mou « diaphragme » afin de trouver la meilleure alternative de remplacement en cas de HDC de type 3 et 4. L'idée est de développer, en partenariat avec les cliniciens, les biophysiciens et les mécaniciens, une membrane capable de reproduire au mieux le comportement mécanique du tissu diaphragmatique manquant dans une HDC, tout en étant capable de prévoir son comportement lors de la croissance de l'enfant.

A ce jour, les membranes en PTFE (utilisées dans le Service de Pédiatrie de l'IHU de Strasbourg) sont le produit de choix pour un implant diaphragmatique par des chirurgiens pédiatriques. Cependant, ce produit ne croît pas avec l'enfant et place les jeunes patients face à un risque de récurrence mais également de malformations. C'est pourquoi, cet implant, alors que très performant pour des hernies sur patient adulte, ne convient pas au mieux pour des nouveaux nés (Schneider, 2016). Bien sûr, d'autres membranes sont également sur le marché. Pour les non absorbables on notera : le Goretex, le PTFE + Marlex et PTFE 3D. Pour les absorbables, on listera : Surgisis (SIS), AlloDerm, Permacol, Surgimend, PLGA (Schneider, 2016) (Grethel et al. 2006). Mais tous ces autres implants présentent les mêmes inconvénients au final

que le PTFE, c'est à dire des complications infectieuses, esthétiques et mécaniques avec souvent des récurrences.

Le projet global consiste donc en un travail communautaire de plusieurs équipes. Chacune aura en charge une partie bien spécifique du projet : d'une part l'étude du comportement mécanique du diaphragme de cochon comme modèle animal (au LMGC), le développement et l'étude de membranes en nano-fibres (au LPMT et à ICube), l'étude biophysique (à l'INSERM UMR 1121) et clinique (à l'IHU de Strasbourg).

Les partenaires dans ce projet sont les suivants :

Pr. François Becmeur Dr. Anne Schneider <i>schneider.an@orange.fr</i>	MCU-PH - Service de Chirurgie Pédiatrique Hôpitaux Universitaires de Strasbourg - F – 67000 Strasbourg
Dr. Joseph Hemmerlé <i>hemmerle@unistra.fr</i>	Ingénieur de Recherche Hors Classe Inserm - Docteur en Biophysique Inserm UMR_S 1121 - Faculté de Médecine 11, rue Humann- F - 67085 Strasbourg
Dr. Nabyl Khenoussi <i>nabyl.khenoussi@uha.fr</i>	Enseignant – Chercheur Laboratoire de Physique et Mécanique Textiles (LPMT)- UHA École Nationale Supérieure D'Ingénieur sud Alsace (ENSISA) F - 68093 Mulhouse
Pr. Nadia Bahlouli <i>nadia.bahlouli@unistra.fr</i>	Professeur des Universités ICube UMR 7357 - Dpt Mécanique - Equipe MMB 2 rue Boussingault - F- 67000 Strasbourg
Dr. Christiane Wagner-Kocher <i>christiane.wagner-kocher@uha.fr</i>	Maître de Conférence Actuellement en délégation CNRS au LMGC – UMR 5508 860 rue St. Priest- F - 34090 Montpellier

Bien sûr, la modélisation biomécanique d'un diaphragme humain reposant sur un modèle hétérogène (tendon et muscles) avec un comportement élastique basé sur des données expérimentales a déjà été étudiée, notamment par Saadé et al (Saadé et al. 2012). Dans ce travail, les auteurs développent un modèle biomécanique permettant de simuler les mouvements du diaphragme pendant la respiration. Le mouvement du diaphragme entre l'inspiration et l'expiration est simulé, à partir d'un modèle de contraction musculaire. Pour cela, un modèle biomécanique 3D personnalisé du diaphragme, basé sur la méthode des éléments finis, a été développé à partir de données expérimentales (4D CT-scan) d'un patient. Les auteurs remarquent une grande zone d'erreurs localisées dans les parties qui sont en contact avec les côtes. Notons également les travaux de Steigman et al. (Steigman et al. 2010) concernant les greffes de tendon pour des HDC. Ces études ont été menées pour montrer des alternatives prometteuses pour le remplacement diaphragmatique partiel et visaient à déterminer le taux cellulaire, la composition de la matrice extracellulaire, et les caractéristiques biomécaniques du tendon diaphragmatique pour un groupe de nourrissons et un groupe de jeunes enfants et d'adolescents afin d'être utilisés comme une référence pour le choix des implants lors de greffe diaphragmatique. Ces travaux ont souligné : l'importance des efforts biomécaniques en jeu au cours du développement de l'enfant, et que le développement et la reconstruction cellulaire sont inextricablement liés à ces efforts. Une meilleure compréhension de l'ampleur et de la dépendance de l'âge sur les variations de ces paramètres est souhaitable, si ce n'est qu'elle doit être une condition préalable pour une ingénierie diaphragmatique correcte. L'étude citée ici (Steigman et al. 2010) propose un premier regard sur ces paramètres mais n'est qu'une lointaine approximation du comportement réel lors de la croissance du diaphragme. D'autres études ont porté uniquement sur la croissance, et plus précisément les dimensions de diaphragmes (Rehan et al. 2003) (Kamata et al. 2008), mais à ce jour, aucune étude ne permet de relier et de comprendre les évolutions couplées entre comportement et croissance.

Après une étude expérimentale complète, qui sera menée grâce au savoir-faire de l'équipe BIOTIC (Costalat et al. 2011), un modèle plus complexe (hétérogène et hybride) de déformation mécanique basé

sur un comportement hyperélastique multi-échelles (Nierenberger et al. 2013) pourra être envisagé afin de corrélérer au mieux avec le comportement de membranes en nano-fibres qui sont développées parallèlement au LPMT (Almuhamed et al. 2014).

Le travail que je propose concerne donc la caractérisation et la modélisation multi-échelle, due à l'architecture fibreuse du tissu mou, du comportement mécanique du tendon du diaphragme. L'aspect multi-échelles de cette modélisation pourrait également, dans un second temps, prendre en compte des phénomènes physiques combinés qui se produisent à différentes échelles et qui génèrent également le comportement hyperélastique macroscopique des tissus mous étudiés. Nous proposons de travailler sur un matériau modèle très proche du tissu humain, à savoir le diaphragme de cochon. Ces tissus pourront être étudiés dans le cadre de la collaboration entre l'équipe BIOTIC, le laboratoire ICube avec le LPMT et le service pédiatrie de Haute-pierre ainsi que le CHU de Nîmes (animalerie).

Le développement de la membrane en nanoweb et son comportement mécanique reposera en grande partie sur les résultats expérimentaux et de simulation obtenus sur les diaphragmes de cochon. L'équipe de N. Khenoussi au LPMT est en charge de développer une membrane de remplacement résorbable en polymère biodégradable. Ces structures fibreuses électro-filées présentent des propriétés mécaniques anisotropes dépendantes du degré d'alignement des fibres.

Le développement et l'optimisation de la conception de ces architectures fibreuses devront permettre non seulement d'avoir une résistance mécanique lors de leur implantation, mais également d'être résorbables et de permettre le développement des fibres d'élastine, de collagène et la reconstruction cellulaire. La membrane développée devra simuler l'intégration tissulaire du côté thorax, et en même temps limiter les adhérences entre la prothèse et les intestins (sinon risque d'occlusion). Des premiers prototypes bi-couches sont actuellement en phase de développement au LPMT et seront testés mécaniquement par l'équipe du Pr. N. Bahlouli à ICube.

Puis, la régénération et la reconstruction cellulaire sur les membranes en nano-fibres seront étudiées à l'INSERM. Ces travaux permettront de choisir au mieux la géométrie mais également le matériau biodégradable les plus adaptés à la problématique de la réparation de diaphragmes avec hernie de coupole.

En effet, la médecine régénérative a émergé comme l'un des pilotes les plus dynamiques dans le développement de solutions dans l'ingénierie des biomatériaux avancée pour les applications d'ingénierie tissulaire (Furth et al. 2007) (Williams 2009). Un élément crucial dans la médecine régénérative est la matrice extracellulaire qui facilite et guide la régénération des tissus biologiques conformément à l'application. Quelques études, en particulier (Limbert et al. 2016), ont traité de structures en nano-fibres biodégradables obtenues par électro-filage destinés à la régénération tissulaire cardiovasculaire à différents stades de la dégradation induite par l'eau.

Plusieurs verrous scientifiques théoriques (T) et expérimentaux (E) ont été clairement identifiés :

(E) - Caractérisation mécanique des tissus mous *in vitro* très complexe à cause des risques de rupture : mise au point de protocoles expérimentaux, de modifications et d'instrumentation spécifiques pour les tendons du diaphragme. Ce verrou fait actuellement l'objet de toute mon attention au LMGC avec le développement du montage de gonflement et d'une méthode d'identification inverse de lois de comportement pour tissus biologiques mous.

(E) - Passage du comportement *in vitro* au comportement *in vivo* à cause du comportement dynamique et très complexe (imagerie *in vivo* ?)

(T) - Modélisation hyperviscoélastiques pour corrélérer et développer des membranes de remplacement (pour HDC) : je m'intéresse à ce verrou également, avec notamment l'aide de mon collègue S. Le Floc'h.

(T) - Prédiction et simulation de la croissance du tissu diaphragmatique (d'un point de vue mécanique et tissulaire)...

Ce projet concerne un réel problème de santé publique. Les travaux complémentaires des différentes équipes permettront d'inscrire nos laboratoires dans une démarche d'amélioration continue des compétences de ses chercheurs et d'affirmer leur notoriété au sein de la communauté nationale et internationale des matériaux pour la santé. Bien que ce projet s'inscrive dans la poursuite de mes travaux sur la caractérisation expérimentale de matériaux, il ambitionne d'élargir mes travaux à d'autres applications et d'interagir avec la communauté scientifique afférente. A ce titre, il s'agit d'une conversion thématique qui va exiger un fort investissement pour embrasser l'étendue des connaissances sur le sujet. Ce travail pourra donc permettre de renforcer non seulement mes compétences en matière de recherche expérimentale, mais également de renforcer et de stimuler les interactions entre les différents laboratoires et également encourager les transferts de connaissance et de compétence entre les différents protagonistes.

La HDC est une maladie rare,
« 3 Millions de personnes en France sont concernées par les maladies rares.
Il s'agit de 2 fois plus de malades que les cancers et 4 fois plus que Alzheimer... »
Pr Nicolas Lévy - président de la fondation maladies rares

Références

- Almuhamed S., N. Khenoussi^a M. Bonne, L. Schacher, B. Lebeau, D. Adolphe, J. Brendlé
Electrospinning of PAN nanofibers incorporating SBA-15-type ordered mesoporous silica particles
European Polymer Journal, Volume 54, May 2014, Pages 71–78
- Costalat V. et al.-
Biomechanical wall properties of human intracranial aneurysms resected following surgical clipping (IRRAs Project)
Journal of Biomechanics 44 (2011) 2685–2691
- Dario O. Fauza, MD, PhD
Tissue engineering in congenital diaphragmatic hernia
Seminars in Pediatric Surgery 23 (2014) 135–140
- Furth, M.E., Atala, A., van Dyke - M.E.,
Smart biomaterials design for tissue engineering and regenerative medicine. Biomaterials 2007. 28, 5068–5073.
- Garne E., M. Haeusler, I. Barisic, R. Gjergja, C. Stoll, M. Clementi
Congenital diaphragmatic hernia: evaluation of prenatal diagnosis in 20 European regions Ultrasound, dans
Obstetrics and Gynecology 19, 4, 329-333, 2002
- Grethel Erich J., Raul A. Cortes, Amy J. Wagner, Matthew S. Clifton, Hanmin Lee, Diana L. Farmer, Michael R. Harrison, Roberta L. Keller, Kerilyn K. Nobuhara
Prosthetic patches for congenital diaphragmatic hernia repair: Surgisis vs Gore-Tex
Journal of Pediatric Surgery (2006) 41, 29–33
- Hernie diaphragmatique congénitale Protocole national de diagnostic et de soins pour les maladies rares Octobre 2012*
- http://www.allodocteurs.fr/grossesse-enfant/grossesse/foetus/la-hernie-diaphragmatique-une-malformation-du-foetus_159.html
- <http://www.formationambulancier.fr/01-cours/m0/0106-physio-respiration.html>
- Kamata Shinkichi, Noriaki Usui, Toshio Sawai, Keisuke Nose, Masafumi Kamiyama, Masahiro Fukuzawa
Radiographic changes in the diaphragm after repair of congenital diaphragmatic hernia
Journal of Pediatric Surgery (2008) 43, 2156–2160

Limbert Georges, Rodaina Omar, Hugo Krynauw, Deon Bezuidenhout, Thomas Franz

The anisotropic mechanical behaviour of electro-spun biodegradable polymer scaffolds: Experimental characterisation and constitutive formulation

Journal of the mechanical behavior of biomedical materials 53 (2016) 21–39

Nierenberger M., Y. Rémond, S. Ahzi

A new multiscale model for the mechanical behavior of vein walls

- Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, Volume 23, July 2013, Pages 32-43

Rehan V.K. and FD McCool

Diaphragm dimensions of the healthy term infant

Acta Paediatr 92: 1062±1067. 2003

Saadé Jacques, Hamid Ladjal, Shariat Behzad, M. Beuve, Joseph Azencot.

Modélisation biomécanique du diaphragme humain : du CT-4D au modèle du mouvement. RFIA 2012

(Reconnaissance des Formes et Intelligence Artificielle), Jan 2012, Lyon, France. pp.978-2- 9539515-2-3, 2012. <hal-00656533>

Schneider Anne - Présentation interne sur HDC – 2016

Steigman S., J. Oh, N. Almendinger, P. Javid, D. LaVan, D. Fauza

Structural and biomechanical characteristics of the diaphragmatic tendon in infancy and childhood: an initial analysis -Journal of Pediatric Surgery (2010) 47,1455–1458

Williams, D.F.,

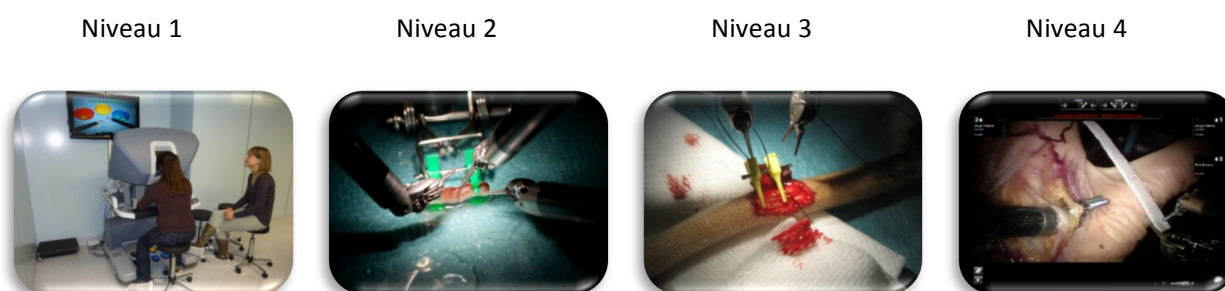
To engineer is to create: the link between engineering and regeneration. 2006. - Trends Biotechnol. 24, 4–8.

4.2 – Etude de sutures de vaisseaux : Développement de modèles d’entraînement utilisés dans l’apprentissage des techniques de microchirurgie

La microchirurgie est une discipline mixte et transversale. En effet, de nombreuses spécialités chirurgicales utilisent les techniques de microchirurgie que ce soit la chirurgie plastique et reconstructrice, la chirurgie maxillo-faciale, l’ophtalmologie, la neurochirurgie, l’ORL, les sciences vétérinaires et bien sûr la chirurgie de la main. Pour faire face à une demande locale et multidisciplinaire à Strasbourg, un Diplôme Universitaire des techniques microchirurgicales a été mis en place, sous l’impulsion des Pr. Liverneau et S. Facca. Cet enseignement de microchirurgie est très long mais complètement nécessaire pour la réimplantation d’un membre, la reconstruction des pertes de substances traumatiques par des lambeaux libres ou même pour des dissections sous microscope chirurgical. Cet enseignement consiste essentiellement à réaliser des sutures microchirurgicales d’artères, veines ou nerfs sur le « modèle » vivant qui est le rat.

Or, la règle des 3R (Richmond, 2000) veut que l’on diminue (*Reduce*) le nombre d’animaux utilisés pour l’apprentissage, que l’on améliore (*Rafine*) le modèle d’entraînement et surtout que l’on remplace (*Replace*) les animaux pour l’apprentissage par des modèles non vivants. L’équipe des Pr. Liverneau et S. Facca s’est donc intéressé à d’autres modèles d’apprentissage que les vaisseaux de rat (Messaoudi et al. 2015).

Les modèles d’apprentissage pour la micro-anastomose se classent suivant différents niveaux :



Le rat est un modèle d’apprentissage vivant de niveau 3 (Liverneaux *et al*, 2013). Mais des modèles de niveau 2 peuvent être utilisés par les étudiants avant la phase d’apprentissage sur des modèles de niveau 3. Ces modèles de niveau 2 sont entre autre les vers de terre (Montovani *et al*, 2009), les tubes en PTFE (polytétrafluoroéthylène) (Meier *et al*, 2004), ou les vaisseaux de cuisse de poulet morts. Ces modèles permettent aux étudiants d’acquérir dans un premier temps le geste de suture avec des instruments et des fils microchirurgicaux lors de leurs premières séances d’entraînement.

Dans ce contexte, des alternatives doivent donc être développées afin de trouver un compromis entre les nécessités induites par la législation concernant l’expérimentation animale (formation des utilisateurs, remplacement des modèles d’entraînement) et la nouvelle réglementation sur le temps de travail et la formation indispensable en microchirurgie des internes en chirurgie. La formation en microchirurgie pourrait être remplacée par l’apprentissage de techniques microchirurgicales sur un modèle non-vivant. Dans notre projet, nous proposons de remplacer le modèle animal vivant par un modèle en biomatériau qui mimerait le comportement réel des vaisseaux à suturer. Aujourd’hui, de nouveaux modèles d’entraînement alternatifs existent déjà.

Ce sont essentiellement :

- Le simulateur sur robot chirurgical,
- Les vers de terre (modèle vivant mais non vertébré),
- Les tubes en plastiques,
- Les vaisseaux de cuisses de poulet,
- Le modèle de nouille japonaise *Konnyaku Shiritaki* [Prunières *et al.*, 2014]

Bien que possédant tous des qualités spécifiques intéressantes, aucun de ces modèles ne donne entière satisfaction. En effet, la robotique chirurgicale est très couteuse et le rendu de la résistance à la pénétration de l'aiguille n'est toujours pas satisfaisant. Les vers de terre ont des dimensions peu variables et sont constitués d'anneaux, les tubes en plastiques ne correspondent que de loin aux rigidité et résistance attendues, et les vaisseaux de cuisses de poulet également. Seul le modèle de nouille japonaise possède des qualités suffisantes qui lui ont permis d'être validé par la pratique clinique. En effet, si un chirurgien est capable d'effectuer une anastomose sur une nouille japonaise dont les parois se déchirent encore plus facilement qu'une veine réelle, alors il sera capable de suturer tout type de vaisseaux. Bien que possédant des qualités comme modèle d'entraînement à la microchirurgie, la nouille reste un modèle insuffisant pour simuler tous les types (veines, artères et lymphatiques) et variations morphologiques de vaisseaux en terme de diamètre, de structures multiparois, de réseau collatéral ou de vieillissement tissulaire.

Mais à ce jour, une autre voie est explorée, celle d'un modèle non seulement pour l'entraînement à l'anastomose, mais qui pourrait également être implantable, donc parfaitement biocompatible. On comprend aisément pourquoi la nouille japonaise ne saurait remplir ces conditions...

Actuellement, l'équipe d'ICUBE (dont j'ai fait partie pour ce travail) en lien avec le CHU de Strasbourg et le laboratoire de microchirurgie de la Faculté de Médecine, a une expertise dans l'analyse de ces différents modèles, notamment une forte expertise dans l'étude des propriétés d'usage des polymères. Mais un nouveau modèle d'apprentissage encore plus proche des tissus vivants (vaisseaux) à suturer par techniques microchirurgicales pourrait être utilisé grâce à ce projet. Dans un premier temps, afin d'optimiser le développement d'un nouveau modèle de vaisseaux, il est nécessaire de compléter la caractérisation de tous les modèles existants. En effet, il y a un manque de connaissances sur les propriétés mécaniques très fines des modèles de formation en microchirurgie (viscoélasticité, effet de la température, viscoplasticité, indentation et effets de peaux, tenue à la déchirure, au poinçonnement, tenue à la suture, etc.). L'équipe BIOTIC du LMGC possède une expertise sur le comportement et l'indentification des matériaux biologiques mous, elle est donc également intégrée à ce projet.

Le développement du nouveau modèle d'apprentissage repose sur la formulation innovante d'un hydrogel élasto-mimétique, inventé au sein du LBTI (Lyon), qui se forme en présence d'un élément de maille (dendrimère de Lysine), d'un agent réticulant (polyéthylène glycol) et d'une protéine recombinante élastique. Il résume ainsi la composante naturelle de l'élasticité des tissus dans sa composition et dans ses propriétés mécaniques. Ce biomatériau hydrogel est biocompatible, biodégradable et présente une grande versatilité de propriétés mécaniques, ajustables pour reproduire les propriétés natives élastiques des vaisseaux sanguins et des nerfs. De plus, bien que sa plasticité de formulation permette d'envisager une mise en forme tubulaire, le process reste à développer. Des tubes creux reproduisant les vaisseaux sanguins ou des tubes pleins (nerfs) pourront être formés à différentes dimensions internes et externes en utilisant des moules en téflon, qui devront être usiné à façon. De par sa réponse élastique, l'hydrogel

permettra de se rapprocher des tissus natifs en ce qui concerne la résistance à la pression et à la suture. Si ses propriétés de résistance à l'étirement et au cisaillement s'avèrent insuffisantes, il sera possible d'y incorporer une trame de renforcement en nanofibres polymère (polycaprolactone) afin de former un composite mimétique complet. Ces trames nanofibrillaires tubulaires sont parfaitement maîtrisées au sein du LBTI, mais restent à être validées et testées.

En parallèle du développement de ce nouveau modèle d'apprentissage, une étude sera aussi dédiée à la caractérisation expérimentale des différents modèles (de par leur expertise, Strasbourg étudiera les modèles synthétiques et Montpellier les modèles à base de tissus biologiques). La caractérisation mécanique de ces modèles non anastomosées et anastomosées sous charge sera effectuée. Pour cela, Strasbourg va caractériser les modèles synthétiques de simulation destinés à l'apprentissage de la microchirurgie qui seront aussi testés par les étudiants au laboratoire de microchirurgie (tous les modèles seront testés comparativement par les apprenants selon des indicateurs de qualités et de ressentis). Montpellier a développé des essais instrumentés représentatifs du comportement des vaisseaux « en service ». Fort de notre expérience sur la caractérisation des tissus humains tels que les anévrysmes et artères cérébrales, nous aurons en charge de réaliser au LMGC des essais mécaniques à l'aide de nos équipements spécifiques (ou du développement d'expérimentations dédiées), spécialement étudiés pour des tissus biologiques de petite taille et de faible rigidité. Une adaptation de ces outils devra être développée pour caractériser les propriétés liées au comportement des matériaux en réponse au perçage par une aiguille de suture. J'ai effectué des premiers essais de perçage par une aiguille de petite dimension sur des vaisseaux (veines, artères) et Konnyaku.

En ce qui concerne le nouveau modèle de vaisseau, il sera nécessaire d'intégrer le cahier des charges des chirurgiens : nécessité d'avoir des vaisseaux (veines, artères et lymphatiques) de différentes tailles, spécifiques à la microchirurgie (jusqu'à 0,5 mm de diamètre) ; caractéristiques des parois similaires aux tissus vasculaires ou nerveux (texture, comportement biomécanique, ...). Plus aucun modèle vivant ne sera nécessaire à l'enseignement des techniques de microanastomoses, par contre le *ressenti* des étudiants devra être identique sur ces nouveaux modèles de substitution.

Les principales difficultés pour la caractérisation de la microstructure et du geste de l'anastomose des vaisseaux sont d'ordre expérimental car en effet les paramètres des modèles (qui restent à développer !) sont complexes et difficiles d'accès. Les verrous à lever dans cette recherche sont multiples, il faut notamment :

- Développer une procédure efficace et reproductible d'obtention, de stockage et de préparation des échantillons à tester car la variabilité inter échantillon est importante.
- Proposer de nouveaux systèmes (design) permettant d'effectuer les essais mécaniques sur les échantillons avec ou sans l'utilisation du microscope confocal biphotonique. Cette partie concerne le projet que nous avons mis en route au LMGC avec l'équipe Bois et l'équipe THM2 pour développer une mini-platine de traction adaptable sur différents équipements optiques. D'autres expérimentations, en particulier de gonflement, sont à l'étude.
- Proposer une méthodologie d'essais mécaniques compatible avec rapidité et efficacité des tests effectués afin d'obtenir des résultats, fiables, précis et répétitifs.
- Développer le code numérique multi-échelles existant, permettant de caractériser l'évolution de la microstructure et le comportement global (Nierenberger et al. 2013).

L'objectif actuel de ce travail est de mettre en place un projet de type ANR et/ou de demander une allocation de recherche afin de pouvoir réaliser le travail et résoudre les verrous identifiés. Actuellement, une demande de pré-maturation CNRS est en cours d'écriture et sera soumise au plus tard fin avril.

Références

Liverneaux PA, Hendriks S, Selber JC, Parekattil SJ. Robotically assisted microsurgery: development of basic skills course. *Arch Plast Surg*. 2013 Jul;40(4):320-6.

Meier SA, Lang A, Beer GM. Polyurethane vessels for microvascular surgical training to reduce animal use. *Altex*, 2004, 21,135-8

Messaoudi T, Bodin F, Hidalgo Diaz JJ, Ichihara S, Fikry T, Lacreuse I, Liverneaux P, Facca S. Evaluation of a new eLearning platform for distance teaching of microsurgery. *Chir Main*. 2015 Jun;34(3):109-12.

Montovani G, Fukushima WY, Baik Cho A, Aita MA, Mazzetti MV. Use of earthworms for microsurgery training. *J Reconstr Microsurg*. 2009, 25, 275-8

Nierneberger M, Rémond Y, Ahzi S. A new multiscale model for the mechanical behavior of vein walls. *J Mechan Behav Biomed Mater*, 2013, 23, 32-43

Niitsu H, Hirabayashi N, Yoshimitsu M, Mimura T, Taomoto J, Sugiyama Y, Murakami S, Saeki S, Mukaida H, Takiyama W. Using the Objective Structured Assessment of Technical Skills (OSATS) global rating scale to evaluate the skills of surgical trainees in the operating room. *Surg Today*. 2013 Mar;43(3):271-5.

Prunières G, Taleb C, Hendriks S, Miyamoto H, Kuroshima N, Liverneaux PA, Facca S. Use of the Konnyaku Shirataki noodle as a low fidelity simulation training model for microvascular surgery in the operating theatre. *Chir Main*. 2014 Apr;33(2):106-11.

Richmond J. The 3R – Past, Present and Future. *Scand J Anim Sci*, 2000, 2, 27, 84-92

4.3 – Différentiation ostéoblastique grâce à une matrice fibreuse 3D

Les matériaux de substitution (acier, titane, textiles, céramiques...) classiquement envisagés en ingénierie tissulaire (os, cartilages, ligaments...) présentent des potentialités encore trop faibles pour conduire à une cicatrisation ou une réparation viable et complète. Leur succès mitigé s'explique probablement par un mauvais choix de paradigme : si à l'échelle macroscopique, ces matériaux peuvent ressembler aux structures biologiques, ils possèdent souvent des architectures micro et nanoscopiques bien différentes de celles habituellement perçues par les cellules. De fait, la topographie locale et l'environnement mécanique proposés par ces matériaux à l'interface avec les cellules sont mal maîtrisés et celles-ci ne présentent pas les mêmes comportements biologiques en termes d'adhésion, de migration, de prolifération et enfin de viabilité. Ainsi, ces interactions substrat artificiel – cellules peuvent entraîner l'expression de phénotypes non souhaités comme l'apparition, autour d'un implant orthopédique ou dentaire, par exemple, de tissu fibreux en lieu et place d'os mature attendu (Goodman et al. 1994) (P. Aspenberg et al. 1996).

Le but serait de développer pour l'ingénierie tissulaire de nouveaux substrats capables de mimer la structure fibreuse naturelle de la matrice extracellulaire (MEC). Ces substrats peuvent être obtenus par une technique de fabrication originale développée par Jérôme Sohier du LBTI (Brevet 2009). Cette méthode est basée sur la diffraction et la projection de solutions de polymères par un flux d'air (jet spraying) résultant en la précipitation de fibres. Elle permet ainsi d'obtenir de façon reproductible des nanofibres polymériques de diamètres variables et ajustables, proches du collagène (600 nm (Sohier et al. 2006)).

Les substrats fibreux ainsi obtenus ressemblent à une « membrane » d'une épaisseur de l'ordre de 1mm. Ils se présentent sous la forme d'un réseau 3D nanofibrillaire, de structure ouverte et de porosité élevée, permettant ainsi une importante infiltration et colonisation par des cellules mésenchymateuses humaines, contrairement à d'autres techniques telles que l'électrospinning. De plus, les matrices produites supportent la synthèse de MEC minéralisée *in vitro* et la formation de tissu *in vivo*. Cette technique peut être utilisée avec divers polymères biodégradables et biocompatibles. La flexibilité de la méthode permet de produire des maillages de nanofibres de densité différente avec des niveaux de porosité importants. Ces substrats fibreux pourraient donc proposer un environnement mécanique 3D proche de celui que voit la cellule dans la matrice extracellulaire native en s'accrochant aux fibres de collagène et d'élastine.

L'idée est ici de proposer des substrats fibreux dont l'environnement cellulaire est biologiquement et mécaniquement contrôlé. Pour y parvenir, le projet s'appuiera sur l'expertise croisée des différents partenaires. Pour maîtriser l'environnement mécanique cellulaire proposé par ces substrats et son influence sur les cellules, différents types de substrats fibreux seront réalisés en modifiant les paramètres de fabrication, notamment le diamètre moyen des fibres, leur composition à partir de polymères différents et leur densité, donc la porosité du réseau (Jérôme Sohier LBTI). Des expérimentations de cultures cellulaires seront menées *in vitro* pour observer le potentiel biologique de ces substrats (Romain Debret LBTI)(Debret et al. 2010). Des modèles mécaniques de matériaux composites fibreux, considérant la phase fluide et d'éventuels effets poro-élastiques, seront développés à partir des substrats fibreux imagés par microscopie électronique à balayage (MEB) et permettront d'estimer l'environnement local à l'échelle cellulaire (Pascale Royer LMGC)(Royer et al. 2012). Des modèles numériques cellulaires seront alors utilisés pour prédire le comportement mécanique des cellules lorsqu'elles colonisent le substrat fibreux notamment pour analyser l'influence de la topographie nano-fibrillaire sur, premièrement la forme et le tonus cellulaire (Jean-Louis Milan ISM)(Milan et al. 2013) et à une échelle plus large sur la prolifération cellulaire (Patrick Cañadas LMGC)(Chélin et al. 2013).

L'équipe de l'IBCP a commencé développer des substrats fibreux par jet-spraying. Cependant, leurs propriétés structurales et mécaniques restent actuellement difficilement contrôlables. Par exemple, même s'il est possible de définir un diamètre de fibres moyen, le substrat obtenu est en réalité constitué d'un ensemble polydispersé de fibres ayant des diamètres très variables. De plus, l'environnement mécanique proposé aux cellules par ce type de substrat aux fibres entremêlées n'est pas connu et doit être relié aux diamètres réels des fibres, à leur longueur libre entre points de contact, à leur module de cisaillement élastique, aux propriétés de contact (frottement) inter-fibres. La présence de fluide va également modifier l'environnement mécanique perçu par les cellules accrochées aux nanofibres. Si une modélisation de ces substrats fibreux par des composites fibreux poreux pourrait aider la compréhension et l'estimation de l'environnement mécanique local, à ce jour on ne sait pas identifier une relation entre les paramètres de fabrication et le comportement mécanique final. Le contrôle de la réponse cellulaire n'est pas aisé non plus, car en variant seulement les paramètres de fabrication du substrat, cette réponse pourra varier également. Est-on capable de maîtriser la fabrication d'un tel matériau fibreux pour induire une réponse cellulaire spécifique ? La prise de risque est ainsi multiple, et importante et nécessite une preuve de concept comme une première étape avant tout autre engagement. Un grand nombre de questions restent donc ouvertes à ce jour !

C'est pourquoi une demande de PEPS INSIS a été effectuée et acceptée en 2016 par le CNRS. Cette aide a permis aux équipes impliquées de franchir des premiers obstacles. Des membranes en nanofibres ont été fabriquées à Lyon et testées à Montpellier. En outre, un premier modèle de cellule adhérent à un réseau 3D de fibres a déjà été mis au point par l'équipe de Marseille. De plus, la culture de cellules sur ces substrats fibreux est en train d'être étudiée et affinée par l'équipe lyonnaise. Le PEPS s'est donc avéré fructueux, et a permis de mettre en exergue la bonne articulation entre les acteurs de ce projet, son bien-fondé ainsi que sa mise en œuvre pratique. Une demande de financement a ainsi d'être déposée à l'ANR (3DSensyDesign), portée par J-L Milan mais a été malheureusement refusée. D'autres montages de projets vont être mis en route sur ce projet, qui m'intéresse particulièrement à cause de sa transversalité et de ses applications médicales.

Références

D'après "PEPS INSIS déposé le 1er mars 2016 : Recréer pour l'ingénierie tissulaire un environnement cellulaire proche de la matrice native à l'aide de substrats nanofibrillaires dont la microstructure et son interaction avec les cellules seront modélisées pour favoriser la régénération »

J.L. Milan, R. Debret, P. Canadas

Aspenberg, P. and P. Herbertsson, Periprosthetic bone resorption. Particles versus movement. J Bone Joint Surg Br, 1996. 78(4): p. 641-6

Biomimetic nanofiber web and method and device to manufacture the same, brevet EP 09305033.4, 2009.

Chélin Y., Azzag K., Cañadas P., Averseng J., Baghdiguian S., Maurin B. Simulation of Cellular Packing in Non-Proliferative Epithelia, Journal of Biomechanics, 2013, Vol. 46(6), 1075–1080.

Debret, R., Cenizo, V., Aimond, G., Andre, V., Devillers, M., Rouvet, I., Megarbane, A., Damour, O. and Sommer, P. Epigenetic Silencing of Lysyl Oxidase-Like-1 through DNA Hypermethylation in an Autosomal Recessive Cutis Laxa Case. Journal of Investigative Dermatology 130 (2010) 2594-2601. DOI: 10.1038/jid.2010.186.

Goodman, S.B., The effects of micromotion and particulate materials on tissue differentiation. Bone chamber studies in rabbits. Acta Orthop Scand Suppl, 1994. 258: p. 1-43. 3.

Milan JL, Lavenus S, Pilet P, Louarn G, Wendling S, Heymann D, Layrolle P and Chabrand P. Computational model combined with in vitro experiments to analyze mechanotransduction during mesenchymal stem cell adhesion. European Cells and Materials Journal Vol. 25 2013 (pages 97-113)

Royer P., Boutin C. Time Analysis of the Three Characteristic Behaviours of Dual-Porosity Media. I: Fluid Flow and Solute Transport, Transport in Porous Media, 2012, 95 (3) 603-626.

Sohier J, Vlugt TJ, Cabrol N, Van Blitterswijk C, de Groot K, Bezemer JM. Dual release of proteins from porous polymeric scaffolds. J Control Release 2006;111(1-2):95-106.

5. Conclusions - bilan

Le projet de recherche initié, mené et présenté dans ce document de synthèse se situe aux frontières entre le comportement mécanique des matériaux et la phénoménologie issue d'expérimentations sur matériaux fibreux. Jalonné par trois encadrements de thèses et une douzaine d'encadrements de Masters, les investigations menées montrent d'abord l'extraordinaire gisement de types et de complexité de milieux fibreux, du fait notamment, de leur hétérogénéité, de leurs compositions, de leurs déformabilités, allant de matériaux synthétiques aux matériaux biologiques.

Les travaux réalisés depuis que j'ai débuté en recherche m'ont principalement permis de développer des moyens expérimentaux dans le but de réaliser des essais mécaniques adaptés aux matériaux fibreux, qu'ils soient composites, à fibres sèches ou biologiques.

Matériaux composites : Pour la caractérisation des matériaux composites, j'ai développé au cours de ma thèse un essai original de compression-flexion qui a permis d'identifier le paramètre caché d'une très faible épaisseur endommagée à la surface d'un disque de frein. Puis la mise au point d'un banc de vieillissement accéléré a permis de prévoir le comportement de PeHd/ FV à long terme sous contrainte. Ces travaux ont donc consisté à mettre au point des expérimentations originales pour des matériaux composites à fibres longues ou courtes.

Fibres et assemblages de fibres : En utilisant mes compétences acquises sur les matériaux composites, je me suis ensuite intéressée aux fibres sèches. Je me suis rendue compte que bien loin de simplifier le problème (puisque la composante de la matrice n'était plus là par rapport aux composites étudiés auparavant, tout devenait bien plus compliqué à cause de la liberté de mouvement entre les fibres !

Ma première démarche a été alors d'essayer de comprendre comment se réarrange un assemblage de fibres sous contrainte. J'ai donc étudié deux géotextiles (non tissés) de masse surfacique similaire et issues de deux types de fabrications différents, à savoir par aiguilletage et par thermoliage. Nous avons effectué des tests de traction sur les deux structures non tissés. La technique d'observation par caméra IR complétée par une analyse des déformations par corrélation d'image a permis de corréler les deux mécanismes de déformation avec la structure mésoscopique des deux non-tissés.

La complexité de ces mécanismes m'a amenée à m'interroger sur le comportement des matériaux textiles secs. J'ai donc pensé qu'avant d'étudier un assemblage fibreux, il était important de comprendre le comportement d'une fibre unitaire. En effet, la fibre est d'habitude considérée comme un élément unidirectionnel, et cela m'a vraiment interpellée. J'ai donc décidé de considérer la fibre comme une structure tridimensionnelle et me suis intéressée, pour commencer, au comportement transverse d'un monofilament de grand diamètre (entre 100 et 400 μm). La mise au point d'un montage spécifique instrumenté a été menée dans ce cadre et a permis de déterminer le comportement visco-elasto-plastique transverse de monofilaments en polymère. La continuation de cette étude a ensuite été d'étudier l'interaction de ces mêmes monofilaments dans des torons modèles, mimant des fils multifilamentaires. Ce travail a permis de comprendre l'importance des facteurs de tension, torsion dans les torons. Mais bien sûr, ces assemblages ne sont que des modèles et après cette étude, nous avons travaillé sur des torons de multifilaments utilisés dans la fabrication de composites à fibres de carbone. Ces torons sont composés d'un grand nombre de monofilament de très petit diamètre (environ 5 μm), de 12 000 à 96 000. Bien sûr, il n'est plus question, avec nos équipements, de pouvoir tester une fibre

unitaire. Mais nous avons adapté notre montage au cas des torons en carbone. Nous avons effectué des essais de compression transverse en balayant un grand nombre de paramètres géométriques. L'intégration de ces résultats expérimentaux dans leur code de calcul a permis à la SNECMA SAFRAN d'améliorer significativement ses prédictions numériques pour la mise en forme des aubes de moteurs d'avion en composite carbone.

Durant tous ces travaux, l'importance du frottement inter-fibres a été identifiée et une étude a porté ensuite sur ce verrou. Des dispositifs expérimentaux ont été développés afin de mesurer les coefficients de frottements entre fibres. A ce jour, seuls des monofilaments ont été testés, mais l'étude devrait s'étendre aux torons de carbone. Ces résultats expérimentaux pourront encore améliorer les prédictions numériques.

Matériaux biologiques : Après une interruption de mes activités de recherche, à partir de 2011, j'ai souhaité m'orienter vers d'autres horizons scientifiques en m'appuyant sur les compétences que j'avais acquises auparavant. De nombreux échanges avec le corps médical m'ont décidée à m'orienter vers la biomécanique. Je me suis d'abord intéressée à la problématique des fractures interprothétiques de l'os fémoral. Nous avons mis au point des expérimentations mécaniques de flexion 3 et 4 points pour des fémurs de rats, prothésés ou non. Nous avons mis en évidence l'influence de la longueur de la broche et la vitesse de déplacement sur les risques de fracture. Un modèle simple de prédiction de la rupture reposant sur des paramètres géométriques a été proposé. Ces travaux se poursuivent actuellement à ICube.

Parallèlement je me suis préoccupée d'un autre problème de biomécanique : l'apprentissage de la microanastomose, mais plus particulièrement la recherche de vaisseaux synthétiques de remplacement pour éviter le sacrifice de nombreux rats. Je me suis donc intéressée au comportement mécanique sous sollicitation de traction et de perçage de veines et artères de poulets ainsi que de modèles de remplacement. La morphologie fibreuse des différents vaisseaux attire particulièrement mon attention.

Un autre thème qui m'est très cher concerne la réparation de tissus biologiques fibreux pour le problème de l'hernie diaphragmatique de coupole du nouveau né. Afin de développer les matériaux à base de nanofibres mimant au mieux la partie tendineuse manquante du diaphragme, il est indispensable de connaître le comportement mécanique de ce tissu. C'est pourquoi, je me suis mise à étudier le comportement de cette membrane fibreuse en la sollicitant de manière multiaxiale par un test de gonflement que j'ai mis en place au LMGC dans le cadre de ma délégation CNRS. A ce jour, des premiers essais ont été effectués et sont en phase d'analyse. Nous mettons également en place un protocole d'identification inverse de lois de comportement. Lorsque cette tâche sera accomplie, on pourra tester de la même manière des échantillons composites en nanoweb produits au LPMT afin de déterminer et de développer les plus adéquats mécaniquement parlant. Bien sûr, ces travaux seraient complètement inutiles sans l'apport des équipes médicales et biologistes de l'INSERM travaillant sur la colonisation des cellules sur le scaffold fibreux.

La prise en compte de l'influence de la microstructure fibreuse sur le comportement global des matériaux biologiques est un point crucial pour la compréhension des phénomènes physiques et biologiques s'y développant. Ce sujet étant très peu exploré, il est devenu clair qu'il s'agit d'une orientation pertinente et stimulante de mes travaux de recherche. Restant toujours très proche des matériaux textiles et composites, mes recherches s'orienteront donc vers l'étude de la compréhension du comportement mécanique de matériaux biologiques fibreux et vers le développement de matériaux fibreux

biocompatibles et/ou biorésorbables pour la reconstruction et la réparation, l'apprentissage de la suture, le remplacement (vaisseaux et nerfs), et la reconstruction cellulaire.

Ces travaux entamés en biomécaniques n'en sont qu'à leur début et des demandes de financement ont été déposées pour leur poursuite. Ces projets se font tous en forte collaboration avec d'autres laboratoires français (ICube, LBTI, ISM, IHU, CCOM); ils sont mes priorités pour les années à venir. Ils intègrent parfaitement mes compétences expérimentales sur les matériaux fibreux, mais demandent aussi une ouverture vers les tissus biologiques mous fibreux que je découvre depuis quelques années et qui m'offrent des perspectives de recherche passionnantes.

C'est tout l'objet de mon travail à venir.