

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

DOCTORAT PRÉSENTÉ À
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À TROIS-RIVIÈRES
COMME EXIGENCE PARTIELLE
DU DOCTORAT EN INGÉNIERIE
OFFERT EN EXTENSION
EN VERTU D'UN PROTOCOLE D'ENTENTE
AVEC L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À CHICOUTIMI

PAR

ALENCAR BRAVO

ÉTUDE DE L'ENDOMMAGEMENT THERMOMÉCANIQUE DES PIÈCES EN BIOPLASTIQUES ET
COMPOSITES DE FIBRES NATURELLES : APPLICATION AUX ENGRENAGES

JANVIER 2017

DÉDICACE

À ma famille, à mes amis et à Dieu.

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

DOCTORAT EN INGÉNIERIE (PH. D.)

Programme offert par l'Université du Québec à Chicoutimi (UQAC)

en extension avec

l'Université du Québec à Trois-Rivières (UQTR)

Cette thèse a été dirigée par :

Demagna Koffi, Ph. D.	Université du Québec à Trois-Rivières
Directeur de recherche, grade	Rattachement institutionnel
Lotfi Toubal, Ph. D.	Université du Québec à Trois-Rivières
Codirecteur de recherche, grade	Rattachement institutionnel
Fouad Erchiqui, Ph. D.	Université du Québec à Abitibi-Temiscamingue
Codirecteur de recherche, grade	Rattachement institutionnel

Jury d'évaluation de la thèse :

Demagna Koffi, Ph. D.	Université du Québec à Trois-Rivières
Prénom et nom, grade	Rattachement institutionnel
Fouad Erchiqui, Ph. D.	Université du Québec à Abitibi-Temiscamingue
Prénom et nom, grade	Rattachement institutionnel
Nicolas Gardan, Ph. D.	Université de Reims Champagne-Ardenne
Prénom et nom, grade	Rattachement institutionnel
Walid Ghie, Ph. D.	Université du Québec à Abitibi-Temiscamingue
Prénom et nom, grade	Rattachement institutionnel

Thèse soutenue le 21 10 2016

REMERCIEMENTS

Le travail de recherche est souvent décrit comme un parcours partant d'un point de départ très connu vers un point d'arrivée souvent inconnu. Le présent travail est une œuvre de courage et de détermination qui nous a plongé dans la compréhension des phénomènes qui pourront permettre d'assurer l'avenir des engrenages écologiques. Étudier le « pas encore connu » est une tâche difficile qui exige souvent beaucoup de lectures, de discussions avec les pairs sans compter les heures de sommeil sacrifiées au nom de la contribution à la connaissance scientifique et, ultimement, à l'amélioration du sort de l'humanité.

À cours de ce long parcours, nous avons appris à apprécier notre sujet de recherche, lequel, rétroactivement, a fini par façonner notre façon d'être. Nous voulons exprimer toute notre reconnaissance à l'Université du Québec à Trois-Rivières, plus spécifiquement au Laboratoire de Mécanique et Éco-Matériaux (LMEM) pour nous avoir donné accès à des équipements de pointe et à des ressources humaines exceptionnelles. Nous pensons, notamment, à l'Ingénieur Jonathan St-Arnault et au Technicien Dany Lemay. Pour être passés par plusieurs universités, nous pouvons affirmer que nous disposons, ici, de soutiens professionnels et humains uniques. Les sessions de « brainstormings » pour trouver des solutions techniques appropriées aux problèmes que nous avons eu à résoudre ont été très profitables et plaisantes.

Nous voudrions exprimer toute notre gratitude au Professeur Demagna Koffi (notre directeur de thèse) qui nous a accueilli dans cette université et nous a plongés dans la passion de la recherche des solutions composites écologiques aux engrenages. Merci, Professeur Koffi, pour toutes vos connaissances et pour les travaux importants que vous avez réalisés dans le passé. Vos connaissances ont servi de point de départ pour cette thèse.

Nos remerciements vont également à notre codirecteur, le Professeur Fouad Erchiqui, de l'Université du Québec en Abitibi-Témiscamingue (UQAT) qui nous a apporté un important soutien pour ce travail et qui nous a permis d'obtenir un maximum de résultats.

Nos remerciements enfin à notre codirecteur, le Professeur Lotfi Toubal, qui s'est engagé à temps plein dans nos travaux. M. Lotfi a été, pour nous, un guide, un ami, une personne sensible et un modèle professionnel. À vous, membres de l'équipe professorale, merci infiniment. Merci aussi à notre cher collègue de travail Fayçal Mijiyawa.

Et nous ne saurions terminer cette section sans exprimer nos gratitude à tous les autres qui nous ont encouragés durant ces dernières années : amis, stagiaires et membres de la famille.

TABLE DES MATIÈRES

Chapitre I - Introduction	17
<i>I.1 Mise en contexte</i>	<i>17</i>
<i>I.2 La problématique.....</i>	<i>21</i>
<i>I.3 Objectifs.....</i>	<i>29</i>
<i>I.4 Relation entre les chapitres suivants</i>	<i>35</i>
<i>I.5 Références.....</i>	<i>36</i>
Chapitre II - Revue bibliographique	42
<i>II.1 Courants de pensée.....</i>	<i>42</i>
II.1.1 La fatigue à la racine de la dent.....	42
II.1.2 L'endommagement thermique (de surface et généralisé).....	46
II.1.1 L'usure de la dent.....	52
<i>II.2 Critique de la littérature.....</i>	<i>57</i>
<i>II.3 Cadre théorique.....</i>	<i>65</i>
II.3.1.1 Particularités des engrenages en plastique.....	65
II.3.1.2 Longueur du contact en dehors de la ligne d'action	68
II.3.1.3 Fonction de répartition de la charge normale transmise	71
II.3.1.4 La vitesse de glissement en fonctionnement.....	72
II.3.1.5 Le coefficient de frottement	76
II.3.1.6 La contrainte de contact.....	77
II.3.1.7 Le traitement de l'aspect thermique	78

II.3.1.8	La génération de chaleur par frottement.....	81
II.3.1.9	La répartition de la chaleur générée par le frottement.....	83
II.3.1.10	La génération de chaleur par hystérésis.....	85
II.3.1.11	Analyse de la fatigue.....	86
II.3.1.12	Le processus d'usure de la dent.....	88
II.4	<i>Originalité</i>	94
II.5	<i>Références</i>	101
Chapitre III - Méthodologie.....		113
III.1	<i>Fabrication du matériau</i>	113
III.2	<i>Caractérisation des matériaux</i>	114
III.3	<i>Émission acoustique</i>	116
III.4	<i>Fonctionnement réel simulé</i>	119
III.5	<i>Simulation numérique de l'endommagement des engrenages en plastique</i>	120
III.6	<i>Références</i>	123
Chapitre IV - Résultats.....		124
IV.1	<i>Caractérisation de l'endommagement en traction d'un composite en polyéthylène avec fibres courtes de bouleau assisté par l'émission acoustique</i>	124
IV.1.1	Résumé.....	124
IV.1.2	Résultats et discussion.....	125
IV.2	<i>Développement des nouveaux matériaux biocomposites et composites verts : Propriétés en traction et en flexion, et analyse de l'endommagement en utilisant l'émission acoustique</i>	137

IV.2.1	Résumé.....	137
IV.2.2	Résultats et discussion.....	138
IV.3	<i>Caractérisation de l'endommagement des composites en polyéthylène bio et vert renforcé avec des fibres de bouleau sous essais de fluage et cyclique suivi par émission acoustique multivariable</i>	153
IV.3.1	Résumé.....	153
IV.3.2	Résultats et discussions	155
IV.4	<i>L'utilisation optimisée des trous de refroidissement pour diminuer la quantité d'endommagement thermique sur une dent d'engrenage en plastique</i>	176
IV.4.1	Résumé.....	176
IV.4.2	Résultats et discussion.....	177
IV.5	<i>Modélisation de la durée de vie et du mode d'endommagement des engrenages en plastique</i>	192
IV.5.1	Résumé.....	192
IV.5.2	Résultats et discussion.....	194
	Chapitre V - Conclusions et perspectives	216
V.1	<i>Conclusions – Partie matériaux développés</i>	216
V.2	<i>Conclusions - Volet engrenage</i>	221
V.3	<i>Limitations de l'étude et perspectives</i>	225
	ANNEXE A : Forces de l'engrènement	230
	ANNEXE B : Contraintes de l'engrenage	233
	ANNEXE C : Types de Contraintes des engrenages	241
C.1.	Contrainte de flexion.....	241

C.2. Contrainte à la surface..... 244

ANNEXE D : certification vinçotte de contenu bio-sourcé du bio-pe 247

ANNEXE E : Certification internationale de durabilité ISCC PLUS des bioplastiques braskem 250

LISTE DES FIGURES

<i>Figure I-1. Évolution des matières plastiques et ses différentes phases au cours des années. Adapté de (APME 2006).</i>	24
<i>Figure I-2. Augmentation de la production globale de plastique dans les dernières années. Adapté de (Europe 2015).</i>	25
<i>Figure I-3. Exemples des modes d'endommagement des engrenages. Adapté de (VDI 2736 Blatt 2 2013).</i>	27
<i>Figure I-4. Relation prix/propriétés mécaniques des principaux matériaux utilisés dans les engrenages plastiques. Adapté de (Mijiya, Koffi et al. 2014).</i>	30
<i>Figure II-1. Exemple de bris par fatigue à la racine (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2004).</i>	46
<i>Figure II-2. Exemple de fusion à la surface de la dent (Yakut, Düzcükoğlu et al. 2009).</i>	48
<i>Figure II-3. Exemple de bris thermique généralisé (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2006).</i>	49
<i>Figure II-4. Démonstration de l'effet de l'usure (Yakut, Düzcükoğlu et al. 2009).</i>	53
<i>Figure II-5. Théorie de l'engrènement.</i>	66
<i>Figure II-6. Début et fin des contacts réels et théoriques (Hoskins, Dearn et al. 2014).</i>	67
<i>Figure II-7. Augmentation du rapport de contact avec l'effet de la déformation d'une dent sous charge.</i>	69
<i>Figure II-8. Angles important pour le calcul de $[K]$ en dehors de la ligne d'action.</i>	74
<i>Figure II-9. Exemple de bris thermique généralisé (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2007).</i>	80
<i>Figure II-10. Exemple de bris thermique de surface (Düzcükoğlu 2009).</i>	81
<i>Figure II-11. Graphique de Kitagawa–Takahashi (Kitagawa and Takahashi 1976).</i>	87
<i>Figure II-12. Roulement et glissement au cours de l'engrènement (Mao 2007).</i>	89
<i>Figure II-13. Changement de la forme de la dent avec l'usure. Adapté de (Düzcükoğlu 2009).</i>	93

<i>Figure II-14 Comparaisons des polymères selon leurs propriétés mécaniques (G'Sell and Haudin 1995).</i>	95
<i>Figure II-15. Production du Bio-PE (Braskem 2013).</i>	96
<i>Figure II-16. L'outil original proposé : L'évaluation de tous les modes d'endommagement permet d'évaluer la vie de l'engrenage en plastique et de déterminer la cause de la défaillance et le moment de son occurrence.</i>	100
<i>Figure III-1. Dimensions des échantillons (en mm) en fonction de la Norme ISO 527-4 (1A) (ISO 1993).</i>	115
<i>Figure III-2. Équipement pour la caractérisation des matériaux: (a) traction et (b) flexion 3 points.</i>	116
<i>Figure III-3. Machine de traction avec un équipement d'émission acoustique à gauche.</i>	117
<i>Figure III-4. Appareil de contrôle de la machine de traction avec des capteurs acoustiques et extensomètre l'échantillon de test.</i>	118
<i>Figure III-5. Équipement utilisé pour tester les engrenages.</i>	119
<i>Figure III-6. Logique de fonctionnement de l'outil proposé.</i>	122
<i>Figure A-1. Forces sur l'engrenage menant et mené lors de l'engrènement.</i>	230
<i>Figure B-1. Forces sur la dent.</i>	234

LISTE DES TABLEAUX

<i>Tableau I-1. Modes d'endommagement des engrenages.</i>	<i>28</i>
<i>Tableau II-1. Vérifications pour les bris thermiques de surface et généralisé.</i>	<i>50</i>
<i>Tableau II-2. Synthèse de la littérature : approche utilisée et type de matériau étudié par le mode d'endommagement.</i>	<i>60</i>

NOMENCLATURE

Acronymes	Signification en anglais	Signification en français
ACV	<i>Life cycle Assessment</i>	Analyse du cycle de vie
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>	Société américaine pour les essais et les matériaux
AC	<i>Coupling Agent</i>	Agent de couplage
ÉA	<i>Acoustic Emission</i>	Émission acoustique
FEA	<i>Finite Element Analysis</i>	Analyse par éléments finis
HDPE	<i>High-density Polyethylene</i>	Polyéthylène à haute densité
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>	Organisation internationale de normalisation
KSOM	<i>Kohonen Self Organizing Maps</i>	Carte auto-adaptative de Kohonen
LDR	<i>Linear Damage Rule</i>	Règle de l'endommagement linéaire
LLDPE	<i>Linear Low-density Polyethylene</i>	Polyéthylène à basse densité linéaire
MAPE	<i>Maleated Polyethylene</i>	polyéthylène maléate
NHDPE	<i>Natural high-density Polyethylene</i>	Polyéthylène à haute densité
NPE	<i>Natural Polyethylene</i>	Polyéthylène naturel
PA	<i>Polyamide (nylon)</i>	Polyamide (nylon)
PE	<i>Polyethylene</i>	Polyéthylène
PHA	<i>Polyhydroxyalkanoates</i>	Polyhydroxyalcanoates
PLA	<i>Polylactic Acid</i>	Acide polylactique
POM	<i>Polyoxymethylene</i>	Polyoxyméthylène
PP	<i>Polypropylene</i>	Polypropylène
PVC	<i>Polyvinyl Chloride</i>	Polyvinyle
RCR	<i>Real Contact Ratio</i>	Ratio de contact réel
MEB	<i>Scanning Electron Microscopy</i>	Microscopie électronique à balayage
UQTR	<i>University of Quebec at Trois-Rivieres</i>	Université du Québec à Trois-Rivières

LISTE DES VARIABLES

θ	Angle de pression au cercle primitif de référence (rad)
θ_f	Angle de pression de fonctionnement (rad)
θ_t	Angle de pression de fonctionnement apparent au cercle primitif de référence (rad)
β_b	Angle d'hélice de base (rad)
a	Moitié de la largeur de contact (mm)
aa	Constante de saillie de la dent
a_{th}	Longueur de la fissure initiale
b	Largeur de dent (mm)
C	Couple transmis (N/mm)
c	Chaleur spécifique ($J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$)
D	Diamètre primitif (mm)
dt	Temps infinitésimale
dW	Chaleur produite par frottement de glissement entre deux dents
E	Module élastique (MPa)
E_{gf}	Chaleur de frottement
E_{gh}	Chaleur d'hystérésis
F	Force normale (N)
F_f	Force de frottement (N)
F_t	Force tangentielle (N)
F_n	Force normale
F_r	Force radiale
FS	Facteur de sécurité
H	Dureté de surface
h_w	Profondeur de l'usure
l_b	Bras de levier pour la force sur la dent
l_d	Largeur de la dent
K	Variation du rapport de vitesse de glissement
K_{th}	Régime linéaire de croissance de fissures
k	Conductivité thermique ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)
k_w	Coefficient d'usure
M	Moment fléchissant
m	Module (mm)
N	Nombre total de tours (cycles)
N_i	Nombre de tours jusqu'au régime linéaire de croissance des fissures (cycles)
N_p	Nombre de tours du début du régime linéaire de croissance des fissures jusqu'à la rupture finale (cycles)
n	Nombre de points finis sur une dent (-)
P	Pas diamétral
P_d	Nombre des dents par pouce au diamètre primitif (po^{-1})

R	Rayon primitif (mm)
R_{CR}	Rapport de conduite réel (-)
R_{CA}	Rapport de conduite apparent (-)
R_a	Rayon extérieur (mm)
R_b	Rayon de base (mm)
R_f	Force de réaction
r	Rayon de courbure locale
S	Distance sur la ligne d'action à un point arbitraire à partir du point primitif (mm)
s	Distance de glissement sur la dent (mm)
S/P_n	Position normalisée du contact
S/P_n^*	Limite de la position normalisée du contact théorique
S/P_n''	Limite de la position normalisée du contact réel
T_a	Température ambiante (°C)
T_b	Température globale de la dent (°C)
T_{bi}	Température en tout point de la dent (°C)
T_c	Température instantanée (°C)
V	Vitesse linéaire au point primitif (mm/s)
V_s	Vitesse relative de glissement (mm/s)
V_u	Volume d'usure (mm ³)
v	Vitesse absolue locale (mm/s)
W_v	Taux d'usure spécifique
W_o	Charge normale unitaire au point primitif (N/cm)
W_i	Charge normale locale
Z	Nombre de dents de l'engrenage (-)
Z_s	Module d'inertie d'une section
α	Angle de pression (rad)
μ	Coefficient de frottement (-)
ν	Coefficient de Poisson (-)
ρ	Masse volumique du matériau (Kg/mm ³)
σ_{oc}	Contrainte de contact de Hertz sur le profil de la dent (MPa)
σ_{FL}	Limite de fatigue
σ_{FN}	Résistance admissible de flexion
σ_F	Contrainte de flexion à la racine de la dent (MPa)
σ_{CN}	Résistance admissible de contact

LISTE DES FACTEURS

Z_h	Facteur de forme de flanc
Z_m	Facteur de matériau
Z_c	Facteur de conduite
Y	Facteur de forme de Lewis
Y_f	Facteur de forme
Y_β	Facteur d'angle d'hélice
Y_ϵ	Facteur de répartition de la charge
K_F	Facteur de rugosité de surface de l'engrenage en métal
K_L	Facteur introduit par la lubrification
K_H	Facteur introduit par l'humidité
K_T	Facteur introduit par la température
K_m	Facteur de la combinaison des matériaux (menant, mené)
K_S	Facteur de matériau
K_V	Facteur d'effet dynamique
c_1	Facteur des conditions de fonctionnement et dépend de la grosseur de la dent et de la vitesse au cercle primitif
c_2	Facteur de correction de température ambiante de fonctionnement
C_S	Facteur de service
K_c	Facteur entre les engrenages taillés et ceux moulés
K_E	Facteur de l'effet du service, des conditions environnementales et de la combinaison des matériaux sur la capacité de charge du matériau
φ	Facteur de répartition de chaleur
$\tan \delta$	Facteur de perte du matériau
W_i/W	Facteur de répartition de la charge normale transmise

CHAPITRE I - INTRODUCTION

I.1 Mise en contexte

Dans le domaine des matériaux, une catégorie particulière, les plastiques, présente des qualités intéressantes : ils sont très abondants, peu coûteux, légers, durables, résistants à la corrosion, en plus d'avoir des propriétés d'isolation thermique et électrique élevées. Vu ces caractéristiques, le succès commercial des plastiques n'est pas totalement surprenant. La diversité des matériaux plastiques et la polyvalence de leurs propriétés sont utilisées pour réaliser une vaste gamme de produits qui apportent des progrès technologiques à l'industrie, des économies aux entreprises et de nombreux avantages à la société (Andrady and Neal 2009). La fabrication d'articles en plastique a ainsi augmenté considérablement au cours des 60 dernières années, passant d'environ 0,5 million de tonnes en 1950 à plus de 260 millions de tonnes aujourd'hui (Thompson, Moore et al. 2009). Uniquement en Europe, l'industrie du plastique affiche un chiffre d'affaires supérieur à 300 millions d'euros et emploie 1,6 million de personnes (Europe 2009). Presque tous les aspects de la vie quotidienne impliquent des plastiques : dans les transports, les télécommunications et dans la fabrication des chaussures. On les retrouve aussi, comme matériaux d'emballage qui facilitent le transport d'une large gamme de produits alimentaires, des boissons et d'autres produits (Thompson, Moore et al. 2009). Il existe un potentiel considérable pour de nouvelles applications de matières plastiques qui apporteront des avantages à l'avenir (Andrady and Neal 2009).

Actuellement, l'engrenage qui est d'emblée choisi pour une application donnée est souvent en plastique. À cet égard, selon une analyse du Groupe Freedonia, les applications d'engrenages en plastique ont augmenté de 83 % entre 2003 et 2013. Cette augmentation représente 1300 M\$ en 2013, contre 710 M\$ en 2003 (Freedonia 2012, Mijiyawa, Koffi et al. 2014). Cependant, malgré leurs multiples avantages, l'usage intensif des matériaux plastiques et composites de base polymérique pose des problèmes de développement durable du fait de

l'épuisement des ressources pétrolières et de la pollution qu'elles engendrent. La pollution associée à des matières plastiques nous amène à considérer des applications où les plastiques pourraient être remplacés par d'autres matériaux, à tout le moins partiellement (Mijiyawa, Koffi et al. 2014).

Grâce à une plus grande sensibilisation aux problèmes environnementaux, cette dernière décennie a connu une utilisation croissante des fibres naturelles comme renfort dans les matériaux composites. L'alternative que nous proposons dans le présent projet consiste à étendre l'usage de nouveaux plastiques d'origine végétale et de leurs composites en fibre de bois d'origine papetière à la fabrication des pièces mécaniques comme les engrenages. En plus d'être recyclables, les composites à fibres de bois (biocomposites) présentent des propriétés mécaniques intéressantes et peuvent concurrencer, dans plusieurs domaines d'application, avec les matériaux non écologiques traditionnels. Ce « virage vert » contribue fortement à diminuer l'effet négatif de notre croissance économique sur l'environnement. Notre travail porte donc sur la mise en œuvre et l'étude de l'endommagement thermomécanique des pièces en bioplastique ou plastique d'origine végétale et en composites de fibres naturelles. Le choix de ces matériaux doit être commandé par leurs multiples caractéristiques propres reconnues qui leur procurent un avantage par rapport aux matériaux conventionnels.

L'utilisation des engrenages en plastique pour la transmission de mouvement est en croissance. Cependant, le cadre théorique et la science des engrenages métalliques ne se transposent pas facilement aux matériaux thermoplastiques. On observe, en effet, certaines limitations lorsque l'on compare les engrenages plastiques aux engrenages métalliques : une faible capacité maximale, des limitations quant aux températures de fonctionnement, à la stabilité dimensionnelle (faiblesse due au retrait en moulage), à la dilatation thermique et à l'absorption d'humidité (Walton and Shi 1989). La variation prononcée des propriétés avec la température pose aussi problème. Les bris dits thermiques s'ajoutent aux bris que rencontrent les engrenages en métal. Ces caractéristiques constituent des facteurs limitatifs dans la conception d'engrenages en plastique. Raison pour laquelle, dans la pratique, seulement les plastiques présentant d'excellentes caractéristiques mécaniques, comme le nylon et l'acétal, sont utilisés pour la fabrication des engrenages en plastique à des fins de transmission de puissance (Koffi 1988). Ces plastiques très performants, communément appelés « plastiques d'ingénierie », sont

relativement chers par rapport à d'autres solutions en plastique (Mijiyawa, Koffi et al. 2013, Bravo, Toubal et al. 2015).

Il est important de noter que les plastiques en général se caractérisent par un module d'élasticité environ cent fois plus faible que la plupart des aciers, et trente fois plus faible que l'aluminium (Koffi 1988, Bravo, Koffi et al. 2015). Cette caractéristique provoque des effets particuliers pour l'engrenage, notamment une grande déformation des dents, entraînant ainsi une extension du contact entre dents en dehors de la ligne d'action (avant et après la fin théorique de l'engrènement) ce qui résulte finalement dans un format de répartition des forces de transmission très différent de l'attendu lors d'un engrènement purement métallique (Demagna Koffi and Loigerot 2004).

Nous chercherons, à travers la présente thèse, une solution plus adaptée au niveau environnemental, solution autre que les traditionnels nylon et acétal, pour les engrenages plastiques. Nous savons que la principale raison de l'utilisation des engrenages plastiques (faisant appel au nylon et à l'acétal) sont leurs propriétés mécaniques élevées comparées aux autres plastiques. De ce fait, la solution la plus adéquate serait d'utiliser un plastique de base plus écologique et de le renforcer avec des fibres aussi écologiques ce qui lui conférerait des propriétés mécaniques comparables à celles des plastiques d'ingénierie tout en étant plus écologique et plus économique.

Considérant le contexte général, cette entreprise constitue un grand défi. Il est aussi important de remarquer que peu de travaux ont été réalisés dans ce domaine (comme l'indique la recension des écrits sur le sujet), ajoutant ainsi une autre complexité. Néanmoins, les retombées de ce travail une fois accompli pourraient potentiellement être très grandes. Pour parvenir à la réalisation d'un engrenage écologique, il est fondamental de bien connaître le matériau écologique qui remplacera les plastiques traditionnels. Pour cela, nous avons consacré une bonne partie de la thèse au développement et à l'étude approfondie des caractéristiques et de l'endommagement des matériaux cibles de l'étude. Nous avons choisi certains plastiques et avons développé leurs composites de fibres naturelles. Nous avons réalisé des études expérimentales pour la caractérisation du

comportement thermomécanique de ces matériaux, incluant une comparaison avec les thermoplastiques d'ingénierie couramment utilisés.

Par ailleurs, nous avons considéré trois grands aspects importants pour la mise en pratique de ces engrenages écologiques : la simulation numérique, la caractérisation expérimentale du fonctionnement réel et l'optimisation de l'application. En ce qui concerne la simulation, nous avons conclu qu'il n'existait pas de modèles complets pouvant tenir compte de tous les modes d'endommagement ayant lieu simultanément sur un engrenage plastique en fonctionnement. Une section de cette thèse sera ainsi dédiée au développement d'un tel outil. Ensuite, nous avons étudié les techniques d'optimisation de l'aspect thermique de l'engrenage. Avec certaines modifications sur la géométrie de la dent, nous avons conclu que nous pouvons élargir le champ d'application des engrenages plastiques avec un compromis optimal sur la perte de propriétés de rigidité de la dent. Enfin, nous avons simulé expérimentalement l'application des engrenages écologiques en utilisant un banc d'essai approprié. Les résultats ont ensuite été comparés avec ceux des matériaux traditionnels de la littérature.

I.2 La problématique

Les plastiques sont essentiellement des polymères formés par la répétition potentiellement infinie de petites unités moléculaires appelées « monomères ». Les fameux « plastiques classiques » sont obtenus par des procédés chimiques synthétiques à base de sources pétrochimiques (Plastice 2014).

Ces polymères peuvent être mélangés avec d'autres éléments (additifs) pour améliorer leurs caractéristiques, réduire leurs coûts et/ou pour améliorer leur performance. Les additifs en petite proportion sont en général utilisés pour améliorer la rhéologie du matériau final. Des stabilisants sont ajoutés pour empêcher le déclenchement de certaines réactions chimiques. Il est aussi possible d'utiliser des agents de lubrification, des agents antistatiques et des agents colorants, entre autres. Le rapport polymère de base et additifs peut aller des petites quantités d'additifs jusqu'à 50 % en masse du produit final (Arikan and Ozsoy 2014, Plastice 2014, Andrady, Bomgardner et al. 2015). Lorsque des ajouts sous forme de fibres sont utilisés sur une matrice plastique pour augmenter les propriétés mécaniques, nous parlons d'un « composite ». Cependant, si la matière de base (matrice) reste la matière polymérique, il est aussi possible d'utiliser l'appellation « plastique renforcé ».

Le mode le plus courant de classification des polymères consiste à établir une séparation par rapport à leurs propriétés physico-chimiques. Les polymères dits « thermoplastiques » possèdent des propriétés mécaniques qui sont en grande partie dépendantes de leur état thermique, c'est-à-dire de la température du polymère. Ces plastiques présentent une température distincte dont les propriétés mécaniques sont soudainement perdues avant de subir une transformation rapide vers un état liquide. Ils deviennent également plus rigides et plus fragiles lorsque la température diminue. Les polymères dits « thermodurcissables » possèdent des propriétés mécaniques qui sont stables, quelle que soit leur température. L'impact environnemental des thermoplastiques est préférable à celui des thermodurcissables en raison de la facilité de recyclage.

Voici un résumé des étapes du développement, de la production et de l'utilisation de matières plastiques ainsi que l'émergence des préoccupations écologiques et des mesures législatives associées (Thompson, Swan et al. 2009).

Le polystyrène a été découvert en 1839. Sa production commerciale n'a commencé qu'en 1930. Le polyéthylène (PE) et le polypropylène (PP) ont été découverts en 1941 et 1954, respectivement. Dans les années 60, on a retrouvé dans les intestins de certains oiseaux de mer, des débris plastiques. Cette découverte s'explique par la forte augmentation des fragments plastiques dans l'environnement. Le Royaume-Uni a été le premier pays à élaborer des directives pour les emballages faisant usage de plastique (1990). En 2003, interviennent les premières interdictions des sacs en plastique en Irlande et en Afrique du Sud. En Europe, cette interdiction s'est faite sur une base volontaire (2008) en même temps que le gouvernement du Canada interdisait l'utilisation de contenu à BPA (bisphénol A) dans les biberons.

Ce court historique des plastiques est résumé sur la Figure I-1 qui illustre les phases et l'évolution de la production mondiale des plastiques. Il est important de noter la croissance exponentielle de la production des plastiques, les découvertes historiques et les époques des préoccupations suscitées par leur utilisation. Nous pouvons affirmer, au vu de ce graphique, que nous vivons actuellement une phase caractérisée par une grande production (et, par conséquent, par une forte utilisation des plastiques), mais, en même temps, nous devons faire face à des préoccupations écologiques engendrées par cette forte utilisation.

Au cours de ces dernières décennies, les plastiques et, aussi, les composites ayant une matrice plastique ont occupé une place importante dans la fabrication des pièces dans divers secteurs industriels : aéronautique, automobile, surtout bureautique et électroménagers, pour ne citer que ces secteurs-là. Le choix de ces matériaux est dicté par leurs multiples caractéristiques propres qui leur procurent un avantage par rapport aux matériaux conventionnels tels que les métaux. Malgré leurs multiples avantages, l'usage intensif des matériaux plastiques et composites a provoqué l'épuisement des ressources pétrolières et pose des problèmes de développement durable.

Il est bien évident que l'usage intensif de ces matériaux cause des problèmes additionnels pour la santé humaine et pour l'environnement (Figure I-1). Malgré tout, l'usage des plastiques ne cesse de croître comme la montre la Figure I-2. L'unique exception à cette tendance se situe aux alentours de l'année 2008 lors de la crise financière internationale. Hormis cette accalmie, la tendance d'utilisation de plastiques dans le monde demeure en constante croissance encore aujourd'hui (Figure I-2).

Alors que l'utilisation d'engrenages en plastique est également en constante augmentation (Freedonia 2012, Mijiyawa, Koffi et al. 2014, Bravo, Koffi et al. 2015), il est plus facile de trouver un matériau de substitution ou une alternative lorsqu'il s'agit d'une pièce où les propriétés mécaniques ne sont pas cruciales ou que la fonction première est purement esthétique. Ce n'est, hélas, pas le cas des engrenages en plastique. L'industrie apprécie que ces pièces soient fabriquées en utilisant des polymères de très haute performance, ce que permettra de fonctionner sans graisse ou lubrification, faible coût de production, faible densité, haute résistance et bonne capacité d'amortissement interne (Walton and Shi 1989, Mijiyawa, Koffi et al. 2014).

Ce qui est important d'observer, c'est que la matière plastique se retrouve essentiellement dans les domaines des objets ayant une fonction principale esthétique ou dans les pièces peu soumises à des sollicitations mécaniques. Dans le cas spécifique des engrenages, les sollicitations mécaniques peuvent être très élevées. L'aspect fonctionnel joue donc un rôle, très important, et l'aspect esthétique peut être considéré comme négligeable. La qualité et les propriétés mécaniques du matériau plastique interviennent de manière fonctionnelle et non pas simplement esthétique dans l'engrènement. Dans d'autres domaines, nombreux sont les nouveaux matériaux qui ont fait l'objet de recherche et ont réussi à remplacer les plastiques à un niveau satisfaisant (Fernandez, Ozkalustyan et al. 2013, Plastique 2014). Ce n'est pas le cas de l'engrenage. Ce fait, couplé à l'utilisation massive du plastique, a engendré les problèmes environnementaux qui fondent la pertinence et l'actualité des recherches sur les engrenages plastiques

Les engrenages jouent un rôle-clé dans de nombreux systèmes de transmission de puissance. Leur échec éventuel peut finalement provoquer la défaillance d'un grand nombre de machines modernes. Ainsi, l'utilisation d'un nouveau matériau dans ce domaine doit se faire de manière judicieuse. L'estimation des défaillances est importante pour la planification de l'entretien et pour réduire les temps d'arrêt et le coût. Parvenir à développer une méthodologie numérique pour répondre au besoin de ce calcul constituerait un apport très important. Cette estimation permettra également de réaliser des économies au niveau des pertes matérielles découlant d'une mauvaise conception et d'une utilisation non optimisée du système sans compter la réduction des risques de blessures. Cette solution numérique complète n'est pas encore disponible.

Cependant, les études indiquent que des pièces mécaniques, telles que les engrenages, les roulements et les arbres de transmission réalisés dans des matériaux de base polymère, se comportent différemment par rapport aux métaux et que tous les phénomènes ne sont pas entièrement compris (Senthilvelan and Gnanamoorthy). Par ailleurs, les engrenages métalliques présentent des inconvénients tels que la corrosion chimique, les pannes liées au manque de lubrification, les coûts d'exploitation et d'entretien (Mehat, Kamaruddin et al. 2012).

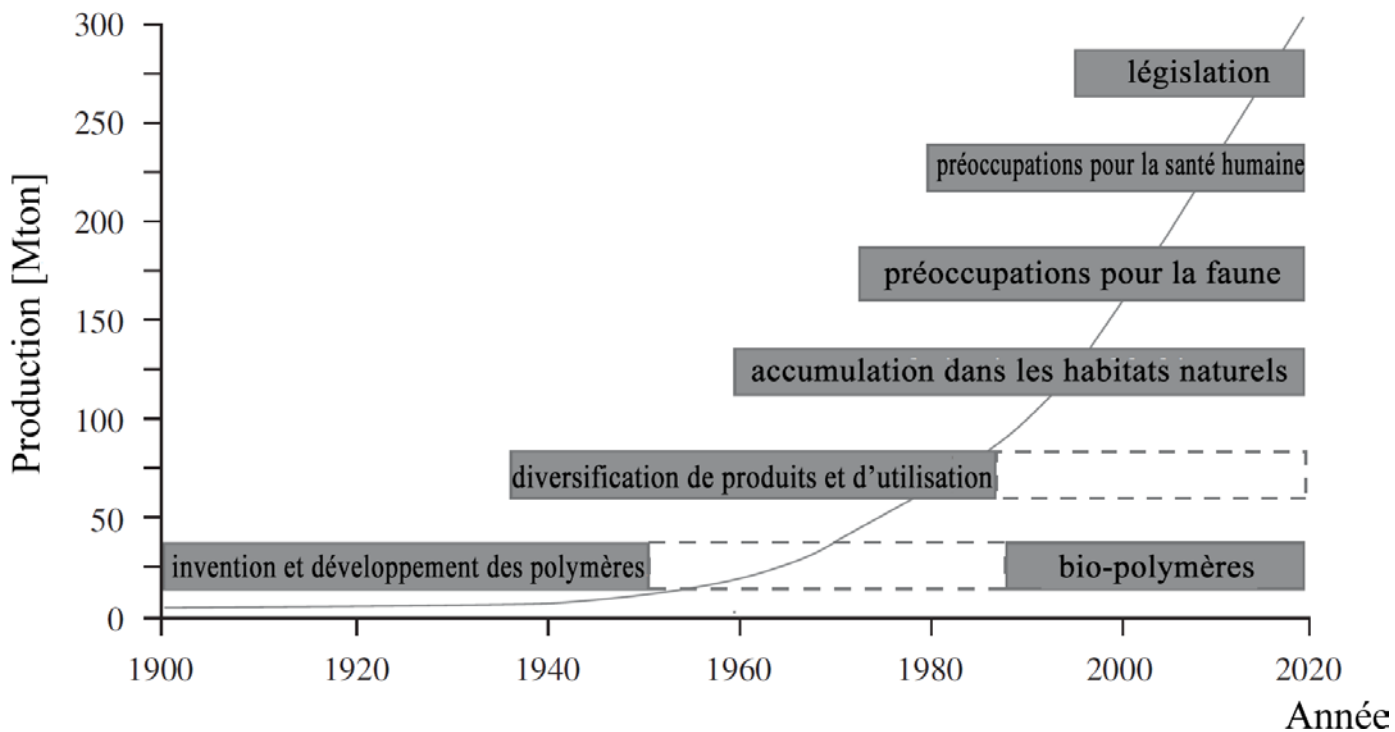


Figure I-1. Évolution des matières plastiques et ses différentes phases au cours des années. Adapté de (APME 2006).

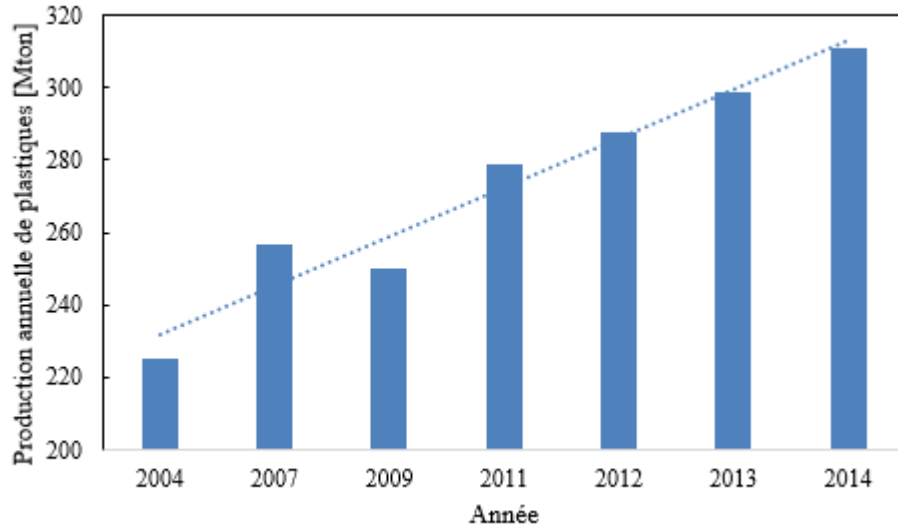


Figure I-2. Augmentation de la production globale de plastique dans les dernières années. Adapté de (Europe 2015).

Par conséquent, en plus de la mise au point d'un nouveau matériau approprié et écologique à incorporer aux engrenages plastiques, il est nécessaire de dimensionner correctement les engrenages avec une compréhension de la façon dont l'engrenage va se détériorer jusqu'à la rupture finale. Cette tâche a été difficile parce qu'il faut tenir compte de la complexité des phénomènes d'engrènement combinés avec les propriétés spécifiques au matériau des engrenages et les particularités de l'application. Si cet objectif peut être atteint, le bon dimensionnement des engrenages va augmenter la sécurité du système et réduire le coût total d'exploitation en plus d'éviter le recours possible à plusieurs engrenages non écologiques.

Nous avons de nombreuses autres questions auxquelles nous devons faire face pour l'implémentation des engrenages écologiques plastiques. La chaleur produite au cours d'engrènement par frottement (sur la surface des dents) et par hystérésis (dans le cœur de la dent) provoque des élévations instantanées importantes des températures dans certaines régions lors de l'engrènement. Ce phénomène est la cause de la dégradation thermique qui est exclusive aux engrenages en plastique et est empirée par la faible conductivité thermique caractéristique de ces matériaux (Koffi 1988, Mao 2007). Les engrenages subissent en outre des contraintes complexes en service et peuvent se détériorer selon plusieurs mécanismes tels que l'usure de la dent d'engrenage, les fissures à la surface

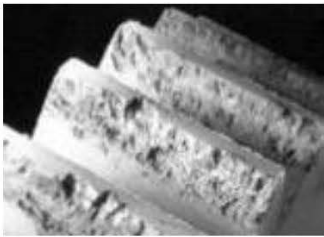
de la dent, le craquage à la racine de la dent (Hooke, Kukureka et al. 1996, Koffi, Yelle et al. 2000, Srinath and Gnanamoorthy 2005, Mehat, Kamaruddin et al. 2012). Tout le potentiel de l'utilisation des engins en plastique se trouve ainsi limité non seulement par les mauvaises propriétés mécaniques, mais aussi par les limites pauvres de température et la faible capacité de conduction de chaleur (Cornelius and Budich 1970, Mao, Li et al. 2009). La Figure I-3 illustre l'éventail des possibilités de défaillances dans un engrenage plastique. Le Tableau I-1 donne la liste des modes d'endommagement des engrenages en plastique. Ces modes d'endommagement sont divisés en deux catégories : les modes généraux (pour tous les types d'engrenages) et les modes spécifiques aux engrenages plastiques.

Un certain nombre de normes commerciales et de méthodes de conception ont été développées pour des raisons pratiques : la Norme britannique (British Standard 1987), la Norme Polypenco (Polypenco 1985) et la Norme ESDU (ESDU 1977). Ces normes ont des priorités et des philosophies différentes. Par ailleurs, elles sont destinées à être utilisées simplement pour des fins pratiques, et non pour optimiser les engrenages. Aucune d'elles n'est complète. Cependant, la norme allemande VDI (Verein Deutscher Ingenieure 2013) est la norme de conception d'engrenages en plastique la plus complète, mais son aspect le moins développé demeure l'analyse de l'usure (un aspect important de la dégradation en utilisation des engrenages plastiques).

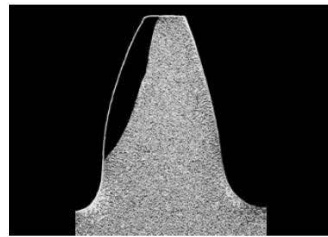
En fait, certaines études ont montré qu'aucune des normes n'a une bonne corrélation avec des résultats expérimentaux (Breeds, Kukureka et al. 1993, Hooke, Mao et al. 1993). Ce fait limite l'utilisation potentielle des polymères et des composites dans les engrenages. À notre connaissance, il n'existe pas de modèle global pour l'étude de l'endommagement des engrenages en plastique, ce qui constitue un réel problème. À ce jour, l'option la plus viable consiste à faire un choix en fonction du mode d'endommagement le plus prévisible (Breeds, Kukureka et al. 1993, Fernandes 1996, Hooke, Kukureka et al. 1996, Fernandes and McDuling 1997, Guagliano, Riva et al. 2002, Srinath and Gnanamoorthy 2005, Mao 2007, Mao, Li et al. 2009). Et dans le cas des engrenages plastiques, la température est souvent présentée comme la principale cause de défaillance (Mao, Li et al. 2010). Nous ne disposons pas d'études suffisantes sur les composites pour faire une telle supposition. La problématique demeure donc de déterminer quel mode de défaillance provoque réellement la détérioration de l'engrenage

biocomposite, et ceci, afin de développer un modèle de dimensionnement le plus réaliste possible. Car il manque un système unique d'analyse des perspectives d'utilisation de tels engins plastiques (y compris le cas des engrenages écologiques) qui prenne en compte tous les processus possibles d'endommagement.

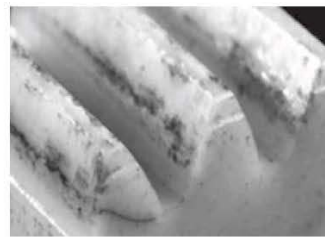
Modes d'endommagement traditionnels des engrenages



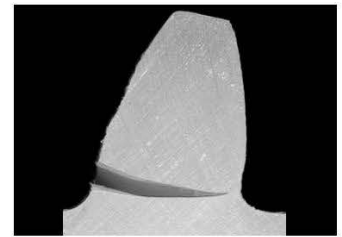
Grippage



Usure

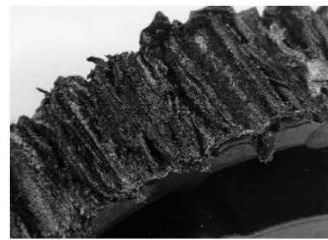


Fatigue de surface

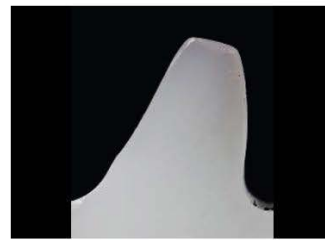


Fatigue à la racine

Modes d'endommagement spécifiques aux engrenages de base polymérique



Thermique généralisé



Thermique de surface

Figure I-3. Exemples des modes d'endommagement des engrenages. Adapté de (VDI 2736 Blatt 2 2013).

Tableau I-1. Modes d'endommagement des engrenages.

Endommagement des engrenages métalliques et plastiques	Endommagement exclusif aux engrenages plastiques
<p align="center">Déformations</p> <p>Flambage élastique, déformation plastique, fluage à chaud ; déformations excessives pouvant entraîner des interférences et un bris de l'engrenage.</p>	<p align="center">Bris thermique généralisé</p> <p>Ramollissement de toute la dent par suite de la perte des propriétés mécaniques du matériau sous l'effet de la chaleur d'hystérésis et de frottement.</p>
<p align="center">Ruptures</p> <p>Peuvent être de deux types : brutales (dues aux chocs et aux concentrations de contraintes) ou progressives (par fatigue à la racine de la dent).</p>	<p align="center">Bris thermique de surface</p> <p>Ramollissement localisé du profil de la dent sous l'effet d'une température excessive entraînant la fusion du matériau, l'arrachement de matière et la détérioration du profil.</p>
<p align="center">Détériorations de surface</p> <p>Sont de trois types :</p> <ul style="list-style-type: none"> - le grippage : la fusion des couches superficielles des dents en contact ; - l'usure : de type adhésif ou abrasif ; - la fatigue de surface : des piqûres, le microécaillage en surface. 	

I.3 Objectifs

Comme nous avons pu le constater, ce travail de recherche est très complexe et les objectifs sont multiples. Nous nous proposons de développer des solutions au problème de l'endommagement des engrenages plastiques, solutions tenant compte de la dimension environnementale. Nous pouvons aussi dire que l'objectif de ce travail de recherche est de définir un modèle qui représente l'endommagement et qui soit applicable aux engrenages plastiques composites. Nous nous proposons ensuite d'étudier le processus de fonctionnement et d'endommagement pour un engrenage réalisé, cette fois, dans un matériau biologique. Les principaux objectifs sont donc :

- Développer un nouveau matériau biocomposite ;
- Élaborer des critères et des modèles pour connaître l'endommagement du matériau de l'étude ;
- Identifier la nature des dégradations et leurs conséquences sur les engrenages fabriqués avec ce matériau.

De façon générale, ce travail vise, d'une part, la mise en œuvre et, d'autre part, l'étude de l'endommagement thermomécanique des pièces en bioplastique (ou plastiques d'origine végétale) et en composites de fibres naturelles pour une application de transmission de puissance. Nous listons ensuite les objectifs spécifiques de ce travail :

1. **Développer un matériau partiellement écologique que soit approprié aux engrenages.**

Nous savons que pour des engrenages en plastique « à toute épreuve » utilisés aujourd'hui, les principaux matériaux utilisés sont le nylon et l'acétal. Par contre, ces matériaux, en plus d'avoir un aspect écologique très limité, ont un prix d'acquisition assez élevé (Figure I-4).

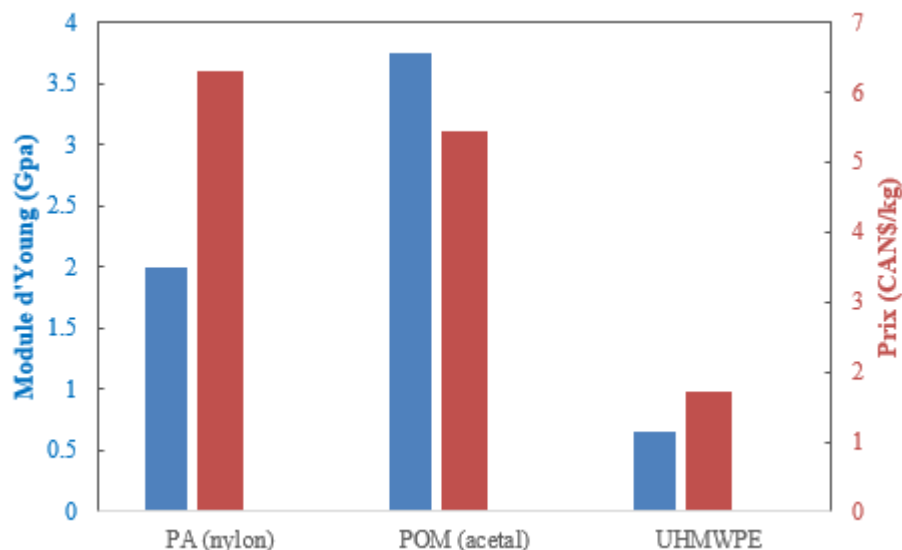


Figure I-4. Relation prix/propriétés mécaniques des principaux matériaux utilisés dans les engrenages plastiques. Adapté de (Mijiyawa, Koffi et al. 2014).

Un des objectifs de cette thèse est alors de concilier l'utilisation à long terme d'un composite avec un impact minimal sur l'environnement, à la fin du cycle de vie du produit. Pour cela, nous allons faire appel à un biocomposite, en utilisant des fibres naturelles comme une alternative écologique aux composites avec des fibres traditionnelles et plastiques d'ingénierie. Les fibres naturelles présentent de nombreux avantages : la faible densité, la haute résistance spécifique, une meilleure récupération d'énergie, la neutralité de CO₂ après incinération, la facilité de traitement, la biodégradabilité et le faible coût (Lee, Choi et al. 2003, Khan, Masudul Hassan et al. 2005).

Comme solution écologique, nous allons développer une classe de composites présentant des propriétés structurellement solides, en utilisant le polyéthylène renforcé avec de la fibre de bouleau. Le PE est le thermoplastique le plus abordable et le plus courant. Sa production représente 29,1 % de la production totale de plastique dans le monde (Nkwachukwu, Chima et al. 2013). Le PE est obtenu par la polymérisation de l'éthylène (C₂H₄) qui produit des macromolécules constituées d'une unité monomère récurrente (CH₂ – CH₂). En outre, les fibres naturelles les plus largement disponibles au Québec sont les fibres de bouleau. Parce que cet arbre de bois dur pousse dans des endroits frais recevant des précipitations abondantes, la province du Québec compte

environ 50 % du stock volume de bouleau jaune en Amérique du Nord (El Little 1979). La combinaison de ces deux matériaux dans une éco-solution sous la forme d'un biocomposite simple à fabriquer et, par conséquent, très abordable, constitue le premier objectif spécifique de la présente thèse.

2. Développer un matériau complètement écologique adapté aux engrenages.

Les biocomposites dépendent toujours, dans une certaine mesure, du pétrole et peuvent causer des problèmes de déchets en raison de l'utilisation de matrices polymères qui sont non dégradables. Il est important aussi de noter que les composites verts représentent aujourd'hui de réelles possibilités si on utilise une matrice biosourcée et des fibres naturelles (Luo and Netravali 1999). Parmi les matériaux de matrice verts actuellement disponibles, les polylactides (PLA), les polyhydroxyalcanoates (PHA) et les chlorures bio de polyvinyle (PVC) présentent un intérêt particulier (Fernandez, Ozkalustyan et al. 2013). Ces matériaux n'ont aucune similitude par rapport au PE utilisé autrefois. Cependant, en 2010, Braskem (le plus grand producteur de thermoplastiques en Amérique (Braskem 2013)) a développé un type de « polyéthylène naturel (vert) » (NPE) provenant entièrement de la canne à sucre, ce qui représente une vraie percée technologique.

Nous proposons donc de fabriquer une famille de composites verts en utilisant ce matériau pour la comparaison avec les composites à base de PE normal. Pour produire le biopolymère, Braskem a converti l'éthanol dérivé de la canne à sucre en éthylène en utilisant un procédé de déshydratation. Ce procédé convertit 99 % du carbone de l'éthanol en polyéthylène (Phillips 2008). Contrairement au processus de PE à base de pétrole, le CO₂ de la canne à sucre reste fixe pendant tout son cycle de vie.

Selon les analyses de Braskem, le PE vert présente des avantages écologiques durant l'analyse du cycle de vie (ACV) par rapport au PE classique, car il est capable de capter, à lui seul, 2,5 tonnes de CO₂ pour chaque tonne de NPE produit (De Almeida Oroski, Chaves Alves et al. 2014). Aujourd'hui, plusieurs utilisateurs finaux recourent au NPE. On pourrait citer par exemple Johnson & Johnson, Nestlé, Toyota, Danone et P&G (De Almeida Oroski, Chaves Alves et al. 2014). À notre connaissance, un composite vert fondé sur le NPE n'a jamais

été produit à partir de fibres de bouleau courtes. Comme deuxième objectif spécifique de cette thèse, nous viserons l'élaboration d'un composite 100 % vert utilisant des fibres de bouleau et une matrice de PE d'origine végétale.

3. Vérifier les propriétés mécaniques et l'endommagement des échantillons faits en biocomposite et en composite vert. Vérifier l'effet du taux de fibres, de l'application de l'agent de couplage et comparer avec des matériaux traditionnels.

Les aspects positifs d'une augmentation du taux de fibres dans un composite écologique seraient de deux ordres :

1) le faible coût du composite en général grâce à l'utilisation d'un matériau largement disponible (éventuellement, les fibres peuvent même être obtenues à partir de déchets) et

2) l'élargissement de la gamme d'application en raison d'une possible amélioration des propriétés mécaniques générales du composite.

Par contre, nous savons que les fibres naturelles et les matrices polymériques sont naturellement incompatibles du fait de leur mauvaise compatibilité chimique. Les fibres naturelles sont, en effet, « hydrophiles », ce qui provoque une interface et une faible adhérence avec les thermoplastiques qui sont non polaires ou « hydrophobes ». Pour atténuer ces effets négatifs, on peut leur incorporer des agents de couplage (AC) chimiques (Kim, Yoon et al. 2006). Mais leur effet sur les composites entièrement verts comme les nôtres reste inconnu.

Une autre question qui se pose avec la variation de taux des fibres dans les différents composites concerne les changements qui se produisent dans le composite quand il va s'endommager à l'application des contraintes mécaniques. Donc, dans le troisième objectif spécifique de la thèse, nous voulons caractériser entièrement les changements des propriétés mécaniques de ces composites (bio et vert) avec la variation de taux de fibres et l'addition ou non d'un agent de couplage, et ceci en traction et en flexion. Nous voulons, en plus des propriétés

mécaniques, caractériser la façon dont les mécanismes d'endommagement se produisent à l'intérieur du composite, encore en traction et en flexion, en plus sous des essais spécifiques tels que la charge-décharge et le fluage.

4. Développer un modèle complet pour la simulation de la vie adaptée à un engrenage plastique et/ou composite.

Comme nous l'avons exprimé, il existe peu de données relatives à l'endommagement d'un engrenage réalisé dans un matériau principalement plastique. Nous proposons maintenant de passer en revue la littérature disponible sur le comportement des engrenages en plastique et sur leur endommagement. Un des objectifs spécifiques de la présente thèse est de parvenir à élaborer un système unique d'analyse numérique de l'engrenage qui prenne tous les processus d'endommagement possibles. Le but recherché est l'élaboration d'une boîte à outils qui pourrait être utilisée conjointement avec un programme d'analyse par éléments finis . L'outil utilisera, à la base, des équations analytiques et des relations expérimentales validées pour les engrenages en plastique. Une fois conçu, l'outil permettra à l'ingénieur de prévoir avec précision le comportement des engrenages en fonctionnement. Pour que l'efficacité de l'outil soit établie, il doit être préalablement validé par comparaison avec ce que l'outil prévoit, s'il est utilisé avec un cas déjà connu dans la littérature.

Le résultat de cet effort est la possibilité de déterminer le facteur limitant l'utilisation des matériaux plastiques en engrenage. Ainsi, nous permettrons au concepteur de prendre les bonnes décisions en se fondant sur des résultats pertinents sur la façon d'utiliser, de façon optimale, les engrenages en plastique.

5. Proposer une solution pour minimiser le problème de la faible résistance thermique des engrenages plastiques.

Un autre but spécifique de cette thèse c'est de proposer une façon de minimiser les effets des mécanismes d'endommagement thermique sur l'engrenage. Nous savons que la température pose un problème dans les

engrenages fabriqués principalement en plastique en raison de leur faible point de fusion et des faibles propriétés conductrices (Mao, Li et al. 2010). Comme dernier objectif spécifique donc, nous proposons une alternative pour remédier à ce problème.

Nous proposons des trous d'air de refroidissement qui devront être réalisés sur la dent de l'engrenage, à des emplacements différents, afin de réduire la température de la dent. Le but est de favoriser la dissipation de la chaleur générée lors de l'engrènement (Düzçükoğlu, Yakut et al. 2010). Ces trous réduiront non seulement la température, mais nous avons un effet secondaire de diminution des performances mécaniques de la dent. Au lieu d'une étude expérimentale, dans cette étape nous proposons une étude numérique qui prend en compte les particularités de la simulation d'engrenages en plastique. Ceci a pour objectif d'analyser de façon approfondie les relations entre les améliorations de la température de fonctionnement par rapport au niveau de perte de la fonction mécanique. Les particularités de l'application doivent être ajoutées à un modèle de simulation précise. Le but est de comparer différents trous de refroidissement selon les configurations d'engrenage en plastique et de proposer une géométrie optimale pour le refroidissement de l'engrenage avec le meilleur compromis sur la perte de propriétés mécaniques due à l'enlèvement de matière.

I.4 Relation entre les chapitres suivants

Nous avons exposé la mise en contexte, présenté la problématique du travail ainsi que les objectifs généraux et spécifiques de cette thèse. Dans les lignes qui vont suivre, nous allons présenter l'organisation du travail.

Le Chapitre II portera sur la revue de la littérature. Dans la première partie, nous traiterons des courants de pensée se rapportant à la problématique de cette thèse. Il est important de noter que notre sujet est très large et que le problème de l'endommagement en engrenage est vu selon plusieurs perspectives. Nous allons traiter des principaux abordages, tels que la fatigue à la racine de la dent, la fatigue de surface, le bri thermique généralisé et de surface.

Nous ferons ensuite un résumé de la littérature, vérifierons les points de convergences des écrits et analyserons les lacunes dans la littérature. Ensuite, nous réviserons les données relatives au processus de l'endommagement de l'engrenage en plastique trouvées dans la littérature. Nous exposerons, à la fin de ce chapitre, notre proposition et soulignerons l'originalité et la contribution de notre travail.

Dans le Chapitre III, nous décrirons les méthodologies mises en œuvre dans le travail. Nous expliquerons ainsi comment nous avons procédé pour la fabrication des matériaux utilisés dans ce travail, élément primordial, car il est fondamental d'obtenir des échantillons de haute qualité. Nous utiliserons plusieurs essais normalisés pour caractériser le matériau, essais que nous décrirons par la suite. Une fois le volet caractérisation du matériau décrit, nous présenterons la méthode de simulation du fonctionnement numérique d'engrenages. Nous terminerons ce chapitre par la description de la méthodologie utilisée pour la caractérisation expérimentale d'engrenages en fonctionnement.

Le Chapitre IV est le cœur de cette thèse, car il contient les résultats de ce long travail. Nous avons déjà présenté plusieurs de ces résultats qui, du fait de leur originalité, représentent une importante contribution au domaine. La publication de ces résultats dans des revues de renommée internationale permet de les mettre à la

disposition de toute la communauté scientifique. En effet, le fait que les articles découlant de nos découvertes aient été acceptés par des revues spécialisées et de grandes renommées témoigne de la qualité du travail que nous avons effectué. À cause de cela, les travaux publiés seront présentés dans ce chapitre selon l'ordre logique de la problématique. Une préface introductive de chaque publication sera présente en français, suivie par la publication originale (en anglais). Nous concluons par le Chapitre V qui montrera les limitations ainsi que les perspectives de ce travail.

I.5 Références

Andrady, A., M. Bomgardner, D. Southerton, C. Fossi and A. Holmström (2015). "Plastics in a sustainable society."

Andrady, A. L. and M. A. Neal (2009). "Applications and societal benefits of plastics." Philosophical Transactions of the Royal Society of London B: Biological Sciences **364**(1526): 1977-1984.

APME (2006). An analysis of plastics production, demand and recovery in Europe. Brussels, Association of Plastics Manufacturers.

Arikan, E. B. and H. D. Ozsoy (2014). Bioplastics As a Green Material. International Congress on "Green Infrastructure and Sustainable Societies/Cities" GreInSus' 14.

Braskem. (2013). "Braskem green products." from <http://www.braskem.com/site.aspx/green-products-USA>.

Bravo, A., D. Koffi, L. Toubal and F. Erchiqui (2015). "Life and damage mode modeling applied to plastic gears." Engineering Failure Analysis **58**: 113-133.

Bravo, A., L. Toubal, D. Koffi and F. Erchiqui (2015). "Damage Characterization of Bio and Green Polyethylene–Birch Composites under Creep and Cyclic Testing with Multivariable Acoustic Emissions." Materials **8**(11): 7322-7341.

Breeds, A., S. Kukureka, K. Mao, D. Walton and C. Hooke (1993). "Wear behaviour of acetal gear pairs." Wear **166**(1): 85-91.

British Standard, B. (1987). 6168, Specification for non-metallic spur gears, British Standards Institution, London.

Cornelius, E. and I. Budich (1970). "Investigation of Gears of Acetal Resins." Konstruktion **22**(3): 103-116.

De Almeida Oroski, F., F. Chaves Alves and J. V. Bomtempo (2014). "Bioplastics Tipping Point: drop-in or non-drop-in?" Journal of Business Chemistry **11**.

Demagna Koffi and J. Loigerot (2004). "Transmissions mécaniques, veille sur les engrenages en matière plastique:." Centre Technique des Industries Mécaniques.

Düzçükoğlu, H., R. Yakut and E. Uysal (2010). "The use of cooling holes to decrease the amount of thermal damage on a plastic gear tooth." Journal of failure analysis and prevention **10**(6): 545-555.

El Little, J. (1979). "Checklist of United States trees (native and naturalized)." Agriculture Handbook, UK Department of Agriculture(541).

ESDU (1977). Design of Parallel Axis Straight Spur and Helical Non-metallic Gears-choice of Material and Load Capacity.

Europe, P. (2009). "The compelling facts about plastics-an analysis of European plastics production, demand and recovery for 2008." Plastics Europe, Brussels.

Europe, P. (2015). "Plastics-The Facts 2015: An analysis of European latest plastics production, demand and waste data." Plastic Europe.

Fernandes, P. (1996). "Tooth bending fatigue failures in gears." Engineering Failure Analysis **3**(3): 219-225.

Fernandes, P. and C. McDuling (1997). "Surface contact fatigue failures in gears." Engineering Failure Analysis **4**(2): 99-107.

Fernandez, M. F., M. L. V. Ozkalustyan, A. Camargo, P. T. Nascimento and A. Yu (2013). Bio-based plastics evolution and the challenges to achieve dominance. Technology Management in the IT-Driven Services (PICMET), 2013 Proceedings of PICMET'13:, IEEE.

Fernandez, M. F., M. L. V. Ozkalustyan, A. S. Camargo, P. Tromboni Nascimento and A. S. O. Yu (2013). Bio-based plastics evolution and the challenges to achieve dominance. Technology Management in the IT-Driven Services (PICMET), 2013 Proceedings of PICMET'13:, IEEE.

Freedonia (2012). Plastic gear demand by product (million dollars) 1998–2018. i. b. r. company. Cleveland, OH, Freedonia Group.

Guagliano, M., E. Riva and M. Guidetti (2002). "Contact fatigue failure analysis of shot-peened gears." Engineering Failure Analysis **9**(2): 147-158.

Hooke, C., S. Kukureka, P. Liao, M. Rao and Y. Chen (1996). "Wear and friction of nylon-glass fibre composites in non-conformal contact under combined rolling and sliding." Wear **197**(1): 115-122.

Hooke, C., K. Mao, D. Walton, A. Breeds and S. Kukureka (1993). "Measurement and prediction of the surface temperature in polymer gears and its relationship to gear wear." Journal of tribology **115**(1): 119-124.

Khan, M. A., M. Masudul Hassan and L. T. Drzal (2005). "Effect of 2-hydroxyethyl methacrylate (HEMA) on the mechanical and thermal properties of jute-polycarbonate composite." Composites Part A: Applied science and manufacturing **36**(1): 71-81.

Kim, J.-P., T.-H. Yoon, S.-P. Mun, J.-M. Rhee and J.-S. Lee (2006). "Wood–polyethylene composites using ethylene–vinyl alcohol copolymer as adhesion promoter." Bioresource technology **97**(3): 494-499.

Koffi, D. (1988). Étude du comportement thermique des engrenages cylindriques droits en plastique.

Koffi, D., H. Yelle and R. GUILBAULT (2000). "Influence du rapport de conduite et de la géométrie de denture sur le comportement à l'échauffement et à l'usure des engrenages en plastique." Bulletin-Institut de l'engrenage et des transmissions **116**: 16-50.

Lee, S. G., S. S. Choi, W. H. Park and D. Cho (2003). Characterization of surface modified flax fibers and their biocomposites with PHB. Macromolecular Symposia, Wiley Online Library.

Luo, S. and A. Netravali (1999). "Interfacial and mechanical properties of environment-friendly “green” composites made from pineapple fibers and poly (hydroxybutyrate-co-valerate) resin." Journal of Materials Science **34**(15): 3709-3719.

Mao, K. (2007). "A new approach for polymer composite gear design." Wear **262**(3): 432-441.

Mao, K., W. Li, C. Hooke and D. Walton (2009). "Friction and wear behaviour of acetal and nylon gears." Wear **267**(1): 639-645.

Mao, K., W. Li, C. Hooke and D. Walton (2010). "Polymer gear surface thermal wear and its performance prediction." Tribology International **43**(1): 433-439.

Mehat, N. M., S. Kamaruddin and A. R. Othman (2012). "A study of hybrid optimization of injection moulding process parameters for plastic gear." Advanced Materials Research **591**: 2135-2138.

Mijiyawa, F., D. Koffi , B. Kokta and F. Erchiqui (2013). Effects of wood fibers on tensile properties, wettability and thermal degradation behaviour of polyethylene-wood composites. 29th International Conference of The Polymer Processing Society

(PPS-29) Nuremberg, Germany.

Mijiyawa, F., D. Koffi, B. V. Kokta and F. Erchiqui (2014). "Formulation and tensile characterization of wood-plastic composites Polypropylene reinforced by birch and aspen fibers for gear applications." Journal of Thermoplastic Composite Materials: 0892705714563120.

Nkwachukwu, O. I., C. H. Chima, A. O. Ikenna and L. Albert (2013). "Focus on potential environmental issues on plastic world towards a sustainable plastic recycling in developing countries." International Journal of Industrial Chemistry 4(1): 1-13.

Phillips, A. L. (2008). "Bioplastics boom." American Scientist 96(2): 109-110.

Plastice (2014). Bioplastic - Oppotunity for the future.

Polypenco, P. G. D. (1985). Polypenco Corporation, USA.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy Condition Monitoring Of Nylon And Glass Filled Nylon Gears. Proceedings 11th National Conference on Machines and Mechanics.

Srinath, G. and R. Gnanamoorthy (2005). "Effect of short fibre reinforcement on the friction and wear behaviour of nylon 66." Applied Composite Materials 12(6): 369-383.

Thompson, R. C., C. J. Moore, F. S. Vom Saal and S. H. Swan (2009). "Plastics, the environment and human health: current consensus and future trends." Philosophical Transactions of the Royal Society of London B: Biological Sciences 364(1526): 2153-2166.

Thompson, R. C., S. H. Swan, C. J. Moore and F. S. Vom Saal (2009). "Our plastic age." Philosophical Transactions of the Royal Society of London B: Biological Sciences 364(1526): 1973-1976.

VDI 2736 Blatt 2 (2013). Thermoplastische Zahnräder. Stirnradgetriebe, Tragfähigkeitsberechnung.

Verein Deutscher Ingenieure (2013). Thermoplastic gear wheels :cylindrical gears : calculation of the load-carrying capacity. Düsseldorf.

Walton, D. and Y. Shi (1989). "A comparison of ratings for plastic gears." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science **203**(1): 31-38.

CHAPITRE II - REVUE BIBLIOGRAPHIQUE

II.1 Courants de pensée

Comme nous l'avons précédemment expliqué, la problématique de l'endommagement des engrenages en plastique est très complexe et multifactorielle. Une revue de la littérature requiert, de ce fait, l'organisation des informations en courants de pensée ou thématiques liées au problème de l'endommagement. Dans les sous-sections qui vont suivre, nous allons présenter tous ces courants de pensée ainsi que les principaux articles et les découvertes les plus marquantes liées à chaque problématique et à chaque thématique.

II.1.1 La fatigue à la racine de la dent

Plus particulièrement, la rupture des engrenages résulte fréquemment d'une propagation des fissures à la racine de la dent, fissures engendrées par la fatigue en flexion (Alban 1984, Fernandes and McDuling 1997, Errichello 2002).

Ce mode de bris est moins fréquent dans les engrenages en plastique et en plastique-composite à cause de la ténacité de ces matériaux. Cependant, il demeure un mode important. Il est donc important de l'étudier afin de savoir comment l'intégrer à un modèle d'éléments finis. La Figure II-1 montre un exemple d'engrenage ayant eu le mode d'endommagement de fatigue à la racine.

Les normes ne considèrent que la phase finale du processus de fatigue à la racine de la dent, c'est-à-dire l'apparition de la défaillance finale. Cependant, le processus complet de la rupture par fatigue des éléments mécaniques peut être divisé selon les étapes suivantes (Socie and Bannantine 1988, Glodež, Flašker et al. 1997,

De-Guang, Wei-Xing et al. 1998) : (i) nucléation des microfissures, (ii) croissance des microfissures (iii) croissance des longues fissures et (iv) occurrence de la défaillance finale. Quand il s'agit d'un nouveau matériau, il est important de bien étudier ces phases de développement de la fatigue.

En applications pratiques d'ingénierie, les deux premières étapes sont généralement qualifiées de « périodes d'amorçage des fissures », tandis que la croissance des longues fissures est appelée « période de propagation des fissures ». Cette approche est présente dans les recherches sur la capacité de charge à la racine de la dent avec une détermination expérimentale de la période d'initiation des fissures (Lewicki and Ballarini 1997), généralement en se basant originalement sur la norme ASTM 399 de flexion en trois points (Flašker, Glodež et al. 1995).

En 1999, un nouveau modèle pour la détermination de la résistance des flancs des dents d'engrenage à la fatigue a été présenté par Glodež, Ren et al. (1999). Leur modèle simule le processus complet de la fatigue et inclut donc les conditions requises pour l'amorçage et ensuite la simulation de la propagation des fissures courtes. Senthilvelan and Gnanamoorthy (2007) ont étudié la résistance à la fatigue en comparant deux engrenages de même forme utilisant deux matériaux différents : du nylon avec renforcement de fibres de verre, et du nylon sans ce renforcement. La conclusion est que, pour une application en engrenages, les fibres sont utiles pour l'amélioration de la tenue en fatigue.

Li and Lee (2005), en recourant à des mesures des vibrations sur un banc d'essai, ont produit un modèle dynamique pour prévoir la vie restante de la pièce et ainsi faire la maintenance préventive. Il est intéressant de noter que dans leur modèle dynamique, ils ont aussi fait une comparaison avec un logiciel utilisant la méthode des éléments finis ainsi que l'équation de Paris afin de prédire la vie restante de l'engrenage dans un cas de rupture par fatigue. Leur méthodologie a été calibrée en utilisant de tests de type « fonctionne jusqu'à la rupture » sur des engrenages réels. Ces résultats, néanmoins, ne sont valides que pour des engrenages métalliques.

De leur côté, Kramberger, Šraml et al. (2004), pour étudier la fatigue, ont eu recours à une simulation de la propagation de la vitesse des fissures sur les dents en utilisant aussi la méthode des éléments finis, ainsi que l'équation de Paris pour simuler la croissance des fissures de fatigue appliqués aux engrenages métalliques.

Glodež, Šraml et al. (2002) ont, quant à eux, utilisé un modèle de calcul pour la détermination de la durée de vie des engrenages. Ils ont analysé la fatigue en flexion à la racine d'une dent en acier. La méthode de contrainte-vie intégrée à la méthode des éléments finis a servi à déterminer le nombre de cycles de stress requis pour l'amorçage des fissures de fatigue, en supposant que la fissure est initiée au point de la plus grande des contraintes dans un engrenage.

Pegoretti and Riccò (1999) ont spécifiquement étudié la fatigue dans le cas d'un composite de polypropylène à fibres courtes. Ils ont eu recours à un abordage général semblable à celui utilisé pour l'étude de la fatigue pour le cas des métaux. Ils ont vérifié le changement dans la courbe de fatigue pour divers échantillons contenant différentes proportions de fibres ainsi que la fréquence de la charge sinusoïdale appliquée. Les résultats ont indiqué que la propagation de la fissure est régie par le fluage viscoélastique qui a produit, dans les basses fréquences, une vitesse de fissure approximativement indépendante de la fréquence. Ceci n'est pas tout à fait vrai pour les hautes fréquences où il se produit un échauffement causé par l'hystérésis, qui a accéléré une propagation non isotherme de la fissure.

Liu and Mahadevan (2007) ont amplement étudié les modèles de représentation des accumulations d'endommagement en fatigue. Les auteurs concluent que les méthodes autres que le modèle de Palmgren-Miner sont trop coûteuses à exploiter numériquement et proposent un autre modèle. En outre, ils ont comparé une analyse stochastique à une analyse statique et ont montré que le modèle stochastique présente une fiabilité plus élevée. Dans leurs travaux, Liu et Mahadevan ont fait appel à une large gamme de données de fatigue disponibles dans la littérature. Malheureusement, ces données ne couvrent que les types de matériaux métalliques sous sollicitations d'amplitude constante et variable.

Belsak and Flasker (2007) considèrent que la défaillance la moins désirable dans un engrenage est la fracture au pied de la dent. En utilisant les principes de l'entretien proactif, ils ont construit un système qui utilise des données de vibrations et des erreurs de position transmises. En examinant ces données, ils sont parvenus à améliorer la prévision de la dent et prédire le moment d'arrêter le système afin d'éviter une faille par fissure au pied de la dent. Ces données s'appliquent aux engrenages métalliques.

En outre, la fatigue de surface représente un des modes de bris les plus courants dans les engrenages métalliques. Contrairement à l'usure qui est associée à un problème de lubrification combinée aux forces de frottement, la fatigue peut se produire même en conditions d'excellente lubrification. Ce type de bris est mesuré de façon qualitative à l'aide du microscopique en identifiant des fissures qui se forment à la surface.

La procédure d'analyse de fatigue de surface est similaire à celle utilisée pour la prédiction de rupture d'une dent (AGMA 210.02 1965). Dans ce cas, la contrainte de contact hertzienne est estimée puis modifiée par des conditions de service et des facteurs géométriques. Fernandes et al. (Fernandes and McDuling 1997) ont montré dans leur étude qu'il existe même plusieurs types de fatigue de surface. Le type est dépendant du contact de la dent en différentes positions par rapport au point primitif.

Glodež, Winter et al. (1997) ont proposé un nouveau modèle pour déterminer la résistance aux piquures des flancs de dents. Afin d'étudier le processus de fatigue dans la zone de contact, ils ont utilisé un modèle équivalent de deux cylindres présentant des rayons égaux aux rayons de courbure des flancs appropriés sur la ligne d'action. En considérant la pression superficielle normale et tangentielle à l'aide de la théorie d'Hertz, ils ont développé également un modèle numérique capable de donner un facteur d'intensité. Dans ce cas, lorsque la valeur du facteur d'intensité dépasse la valeur critique du matériau en question, ils constatent que la fissure a atteint et dépassé la valeur critique acceptable. Donc, ils assument une corrélation entre les dimensions des fissures internes et la valeur du facteur d'intensité.



Figure II-1. Exemple de bris par fatigue à la racine (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2004).

II.1.2 L'endommagement thermique (de surface et généralisé)

La température a une grande influence sur l'endommagement des engrenages plastiques. Son élévation détériore les propriétés mécaniques telles que la résistance à la rupture, la résistance au fluage et le module élastique. La gravité de l'échauffement par frottement et par hystérésis est accentuée par la faible conductibilité thermique des plastiques.

Il est bien connu que, pour les plastiques, il existe une température limite appelée « température de transition » ou T_g ou encore « température de transition vitreuse » (*glass temperature* en Anglais).

Cette température est assez basse pour les polymères en général. Pour les polymères thermodurcissables, elle est un peu plus élevée étant donné que beaucoup d'engrenages en plastique sont réalisés dans des matériaux thermodurcissables (Ex. nylon [PA], acétal [POM]).

Le fait de pouvoir utiliser les engrenages plastiques sans lubrification complique davantage les problèmes liés à l'échauffement. La lubrification permet, en effet, d'évacuer la chaleur et de réduire le frottement afin d'augmenter la performance de l'engrènement. Plus encore, à la température de régime permanent, viennent s'ajouter d'importantes élévations instantanées, localisées dans la zone du contact hertzien pour une position donnée le long de la ligne de contact réel. Nous appelons cela la « température instantanée ».

Ainsi, dans le cas des engrenages en plastique, si un type d'endommagement est causé par une température trop élevée concentrée à la surface de la dent, nous parlons « d'endommagement thermique de surface ». Quand l'endommagement est dû au ramollissement général de la dent, nous disons qu'il s'agit d'un « bris thermique généralisé ». Nous pouvons synthétiser les méthodes couramment utilisées pour la vérification préventive de ces deux modes d'endommagement dans le Tableau II-1 (Koffi D, Bellosta et al. 1995). Un exemple d'engrenage en plastique ayant de la fusion à la surface est montrée à la Figure II-2 et une engrenage ayant un bris thermiques généralisé est montre à la Figure II-3.

La température maximale de surface d'un engrenage peut être décomposée en trois composantes : la température ambiante de l'air (T_a), l'augmentation de température globale de la dent au-dessus de la température ambiante (T_b) et l'élévation de température pendant une très courte durée de temps au niveau de la zone de contact (température dite « instantanée » (T_f)). La température maximale de surface sera exprimée par :

$$T_{max} = T_a + T_b + T_f \quad (\text{II-1})$$

L'équation suivante permet de calculer l'augmentation de la température généralisée (Mao 2007) :

$$T_b = \frac{0.625\mu M}{c\rho Nb(r_a^2 - r^2)} \quad (\text{II-2})$$

La solution de Blok peut être utilisée pour fournir une estimation rapide de la température instantanée. Elle est exprimée par l'équation suivante découlant des travaux de Blok (1963) :

$$T_f = 1.11\mu M \frac{(V_A^{1/2} - V_B^{1/2})}{rb\sqrt{2k\rho ca}} \quad (\text{II-3})$$

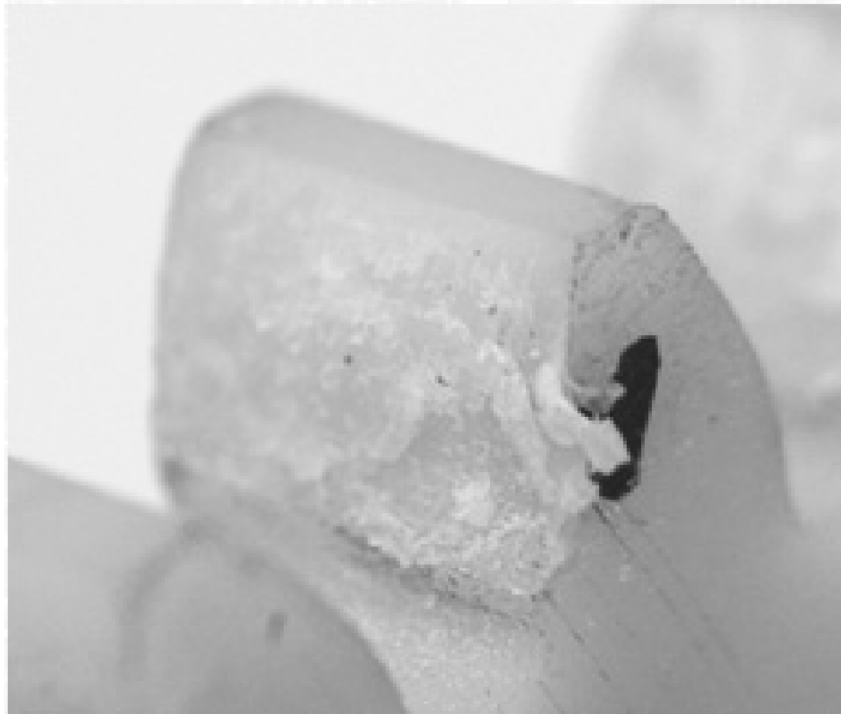


Figure II-2. Exemple de fusion à la surface de la dent (Yakut, Düzcükoğlu et al. 2009).

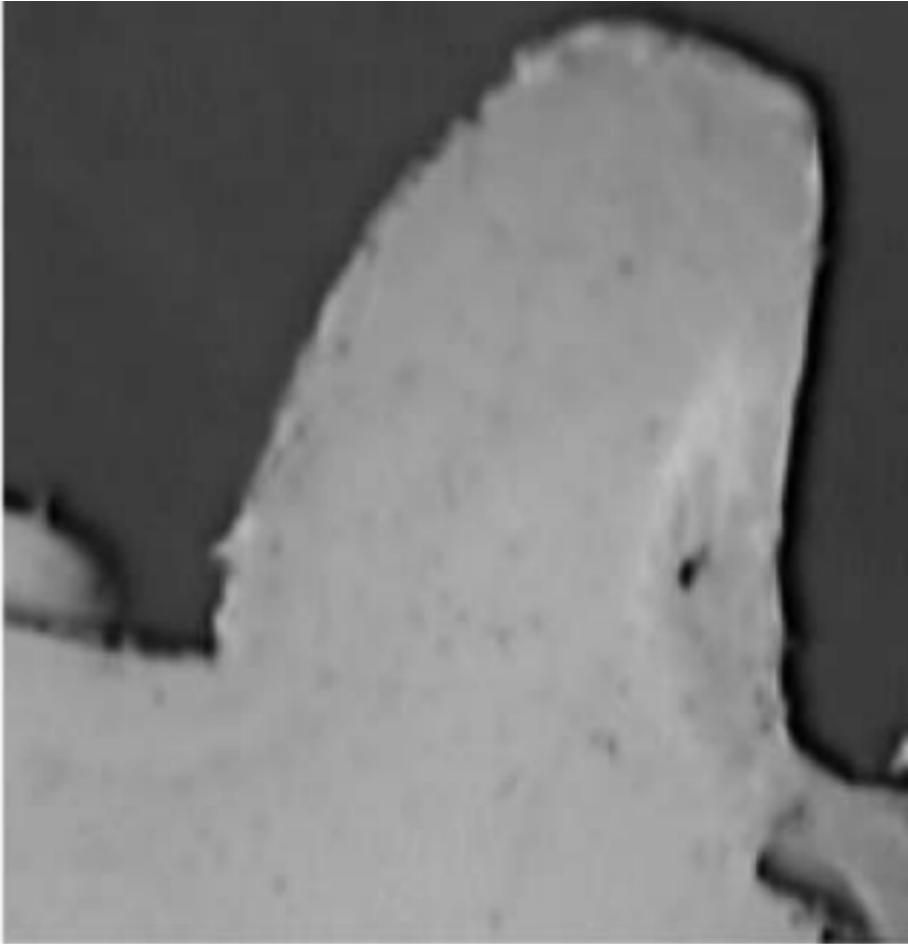


Figure II-3. Exemple de bris thermique généralisé (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2006).

Tableau II-1. Vérifications pour les bris thermiques de surface et généralisé.

Bris thermique généralisé	Bris thermique de surface
Vérification de l'interférence sur les profils non actifs	Réalisation de la carte thermique en régime permanent pour la température de la dent, et en régime transitoire pour la température instantanée de surface
Vérification de la distribution de la température d'équilibre au sein de la dent en tenant compte du profil réel (usure considérée)	Calcul de la distribution de la contrainte de contact sur tout le profil
Étude des contraintes dans la dent en fonction de cette dernière	Comparaison de la contrainte de contact induite et de la contrainte maximale admissible
Comparaison entre la contrainte induite et la contrainte admissible en tenant compte de l'échauffement.	Calcul de la contrainte et de la vitesse d'engrènement
	Comparaison de la contrainte et de la vitesse aux limites fournies par le fabricant.

Mao (2007) a analysé de façon détaillée la température instantanée pour les engrenages en plastique. Il a développé une manière de prédire la température instantanée de la dent sur tout le long du profil en considérant les points de commencement et de fin d'engrènement. Mao a eu recours à la méthode des différences finies en l'appliquant au cas d'un engrenage fait en nylon. Dans son approche, il a traité le problème comme un problème transitoire où la source de chaleur est variable en position et en intensité. Sa conclusion est que, dans le cas où on souhaite une température instantanée moyenne sur la dent, l'approche proposée par Bloc est acceptable. Cependant, si l'on considère que le début et la fin de l'engrènement doivent être pris en compte, la méthode de Mao est la mieux indiquée pour analyser le comportement thermique des plastiques

Le même auteur (Mao 2007) a constaté que le taux d'usure d'un engrenage en plastique est faible au-dessous d'une certaine limite de charge transmise et devient soudainement élevée si l'on dépasse une certaine charge limite. Il a associé donc l'usure à la température de fonctionnement qui peut être proche de la température de fusion du matériau, ce qui, parfois, peut accélérer considérablement le processus de dégradation du matériau. Il a ensuite effectué une série de tests expérimentaux et a fait des corrélations empiriques.

Yelle and Poupard (1975) ont réalisé des essais sur engrenages en utilisant un polyéthylène de haute densité de très haut poids moléculaire. Les engrenages utilisés avaient un pas diamétral de 10 po^{-1} et 30 dents. Ils ont couplé cet engrenage avec un engrenage en acier de même dimension dans deux conditions de fonctionnement sans lubrification et avec lubrification dans l'huile. Une équation sur la capacité de charge a été développée à partir des effets de la vitesse, de la température et de la lubrification.

Dans son étude sur les températures en engrenages plastiques, Kim (2006) a constaté que la température de surface des dents diminue de 3 à $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ si l'on perce un trou ou si on insère des broches en acier à l'intérieur des engrenages en nylon. En faisant ainsi, la durée de vie est augmentée de près de 415 %. Cela conduit aussi à une grande amélioration des conditions d'usure, ce qui entraîne une diminution du taux de l'usure et un retard dans l'amorçage des fissures et de leur développement. Dans le même ordre d'idée, Düzcükoğlu (2009) a réalisé une étude expérimentale où les dents d'un engrenage en polyamide ont été modifiées afin de répartir de façon homogène la chaleur générée sur la surface de la dent. Pour cela, il a pratiqué des trous de refroidissement à des endroits différents sur le corps des dents. Il a montré que ces trous de refroidissement contribuaient à réduire la température de la surface de la dent et conduisaient à une augmentation de la capacité de transmission de charge de l'engrenage tout en améliorant la résistance à l'usure.

Düzcükoğlu (2009) a développé une technique pour retarder la formation d'endommagement en augmentant localement la largeur de la dent. Cette méthode s'applique au cas d'un engrenage ayant un ratio de contact entre 1 et 2. En fait, il a doublé la largeur de la dent dans la zone où seulement une paire de dents est en contact. Les expériences montrent que l'apparition de dommage thermique est retardée pour les dents d'engrenage dont la largeur a été modifiée, comparativement aux dents d'engrenage non modifiées

Ímrek (2009) a étudié le cas typique d'engrènement avec des engrenages faits en nylon et il a constaté que le rapport de conduite avait une grande influence sur la prévision de la durée de vie totale des engrenages. Il a investigué l'effet de la température, et après avoir détecté les régions de la dent où il y a le plus de pression, il a constaté que les régions où il existe un faible rapport de conduite, il y a plus de pression de contact.

Mao, Li et al. (2010) ont évalué la température de surface à l'aide des différences finies et des équations connues pour l'acétal. Le couple de passage à une certaine vitesse a été prédit à partir de ces prévisions de température de surface dans différentes conditions de chargement. Ils ont constaté que pour une géométrie donnée, il existe un couple critique qui doit être évalué à partir de sa température de surface. Ce couple critique correspond à la capacité de charge de l'engrenage en acétal.

II.1.1 L'usure de la dent

L'usure de la dent est causée par la vitesse de glissement lors de l'engrènement, c'est-à-dire, la différence entre les vitesses de roulement de chaque dent. Le point primitif est l'unique point où nous n'avons pas de glissement durant l'engrènement. À tous les autres points, nous avons un glissement relatif, et cette valeur est plus grande aux extrémités de la dent.

Le résultat de la vitesse de glissement et l'usure peuvent être vus sur la Figure II-4 **Erreur ! Source du renvoi introuvable.** La déformation de surface due à la charge transmise au niveau du point de contact entraîne une augmentation de la surface de contact. Le glissement peut donc produire une quantité très considérable de friction, et, par conséquent, plus d'usure. Récemment, de nombreux chercheurs se sont attaqués à l'étude de ce phénomène.

L'usure est un mode d'endommagement causé par la perte de matériau, alors cette perte fait en sorte que l'engrenage devient plus léger. Une autre conséquence de l'usure est que la dent qui a perdu sa forme originale perd aussi une bonne partie de ses propriétés d'engrènement.

Les techniques pour réduire le taux d'usure consistent soit à utiliser un lubrifiant pour diminuer la friction, soit à diminuer la température de fonctionnement. Yesilyurt, Gu et al. (2003) ont testé une paire d'engrenages droits dans des conditions d'usure accélérée et ont utilisé les vibrations de l'engrenage comme mesure pour détecter la présence et la progression de l'usure. Lin and Kuang (2008) ont simulé la variation de la charge dynamique sur le profil de dent usée grâce à un algorithme de calcul conçu pour simuler l'interaction entre la charge transmise et l'usure sur le profil de la dent. Les résultats montrent que la valeur de la charge dynamique d'engrenages plastiques peut changer considérablement en raison de l'usure des dents. Kurokawa, Uchiyama et al. (2000) ont, pour leur part, fabriqué des engrenages en utilisant cinq types de composites. Ils ont prouvé que l'engrenage contenant le plus fort taux de fibres de carbone est celui qui présente les meilleures propriétés de résistance à l'usure.

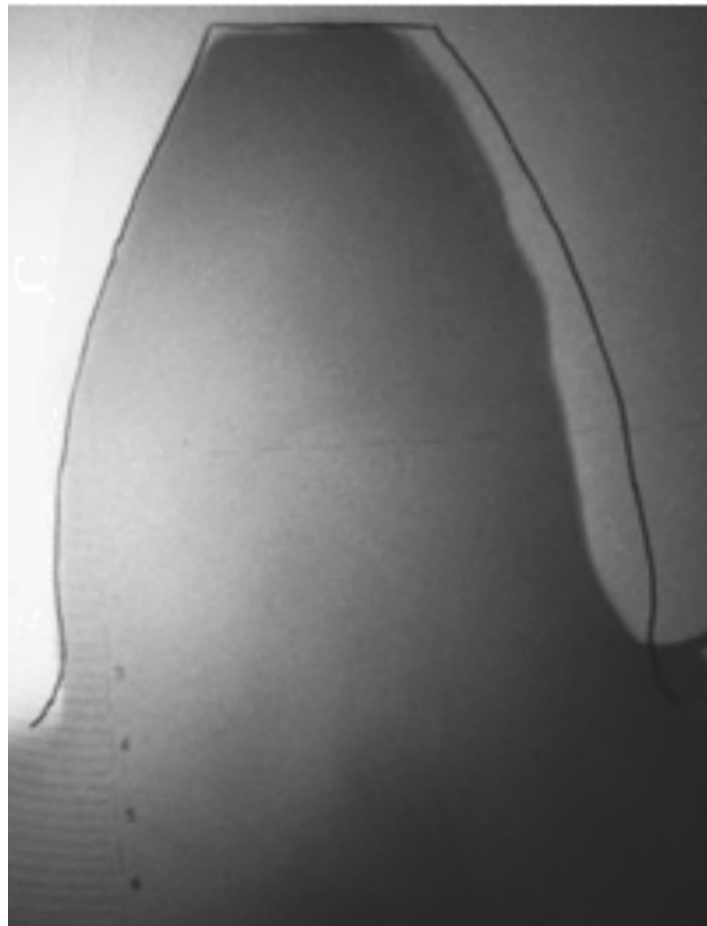


Figure II-4. Démonstration de l'effet de l'usure (Yakut, Düzcükoğlu et al. 2009).

Normalement, les engrenages doivent être lubrifiés pour prévenir l'usure qui peut intervenir à la surface de la dent occasionnée par la pression de contact et le glissement entre dents. Une autre fonction du lubrifiant est de contrôler la température qui peut atteindre des niveaux élevés à la surface, ce qui réduit la durée de vie de l'engrenage.

Les lubrifiants sont capables de neutraliser la chaleur produite lors du contact. Ils peuvent aussi faire la séparation mécanique des surfaces de contact, réduisant ainsi le frottement. Leur quantité aussi joue une influence sur les conditions d'engrènement : plus de lubrifiant, moins de chaleur lors de l'engrènement.

Une manière utilisée couramment afin d'assurer les propriétés lubrifiantes est de plonger partiellement la paire d'engrenages dans le lubrifiant. La rotation du système amène l'huile vers toutes les parties de l'engrènement, soit celles qui ne sont pas plongées. Dans le cas où les engrenages ont une très faible vitesse ou ne peuvent pas être placés dans une enceinte fermée, on utilise souvent la graisse comme alternative. Dans le cas des matériaux non métalliques, une des propriétés avantageuses de l'engrenage en plastique est qu'il ne requiert pas de lubrifiant en fonctionnement normal, même si, parfois, on peut en utiliser surtout pour des besoins thermiques de l'engrènement.

Breeds, Kukureka et al. (1993) ont utilisé l'acétal pour étudier en profondeur les mécanismes d'endommagement d'usure. Leur étude a révélé que l'usure de l'acétal est un processus complexe et le résultat est différent dans l'engrènement réel de tests de laboratoire tels que le *pin-sur-disque*. Ils ont effectué différents tests en combinant des engrenages acétal sur acétal, acétal sur métal et engrenages en nylon. Ils proposent dans leur étude que l'usure soit mesurée en temps réel sur le banc d'essai et concluent qu'il y a peu des relations entre les résultats des essais normalisés d'usure et l'usure en engrènement.

Wright and Kukureka (2001) ont mené une recherche afin de faire une liaison entre les propriétés mécaniques des matériaux obtenues à partir des essais classiques de laboratoire avec le comportement des engrenages des mêmes matériaux. Ils sont arrivés à la conclusion que les tests de laboratoire ne sont pas faits dans

les mêmes conditions que des essais réels d'engrènement dans la majorité des cas, ce qui donne des résultats discutables. Il est très dangereux, constatent-ils, de prédire le comportement à l'usure d'un engrenage basé sur des tests. En concordance avec cette étude, Kurokawa (2003) a considéré qu'une haute résistance mécanique d'un matériau n'indique pas nécessairement que ce matériau est le plus approprié aux engrenages.

Duzcukoglu and Imrek (2008) ont étudié une manière d'éviter les piqûres en jouant sur le résultat de la pression superficielle de Hertz. Ils ont analysé ce phénomène en recourant à la mécanique de fracture. Les phénomènes gouvernants sont la largeur initiale de la microfissure, l'angle de la fissure, la force de contact. Cependant, malgré les recherches sur ce sujet, le phénomène d'initiation de fissure avec le contact de roulement n'est pas encore complètement compris. Car la fatigue ne dépend pas uniquement des matériaux, mais aussi de la géométrie, ont-ils conclu.

Les travaux de Senthilvelan and Gnanamoorthy (2004) ont démontré que le nylon renforcé avec des fibres de verre réagit mieux à l'usure que le nylon ordinaire. Dans cet article, ils ont analysé l'influence de la vitesse sur le mode de bris et ont constaté que le bris était causé par le changement de la période d'engrènement. Les engrenages en polymères causent des phénomènes appelés « *lag* » lors de l'engrènement avec des engrenages en acier. Cela engendre une usure au creux de l'engrenage plastique. Ils concluent que les aspérités de surface ne sont pas si importantes pour l'usure comme elles le sont pour les métaux.

Lin and Kuang (2008) ont examiné l'interaction entre la charge de contact dynamique et l'usure du profil de dent de paires d'engrenages en plastique, en acétal, et en Nylon 66. Ils ont élaboré un modèle dynamique d'une paire d'engrenages en plastique. Ce modèle intègre les effets de la position, de la raideur variable dans l'engrènement, du taux d'amortissement, du partage de charge, de l'usure des dents et du profil de température sur la charge de contact dynamique.

Flodin et Anderson ont développé une équation d'usure des dents (Flodin and Andersson 1997) pour simuler l'usure des dents et la variation du profil de dent. La variation de la charge de contact générée par l'usure cumulative du profil de dent est simulée et examinée. Ils ont, en outre, élaboré un algorithme de calcul pour simuler

l'interaction entre une charge de contact dynamique et l'usure profil de dent. Les résultats numériques montrent que la forme de la charge dynamique d'une paire d'engrenages en plastique peut changer considérablement en raison de l'usure des dents.

II.2 Critique de la littérature

Dans cette section, nous recentrerons les développements scientifiques de la caractérisation de l'endommagement de l'engrenage dans le but de faire une analyse critique des approches et de relever les convergences observées dans la littérature. Comme nous l'avons dit à plusieurs reprises, le problème de l'endommagement est multifactoriel, car plusieurs modes concurrents de l'endommagement peuvent mener un engrenage à sa défaillance. Ceci se reflète également dans la littérature et est valable pour les engrenages tant métalliques que plastiques ou composites. La différence entre les approches réside dans le type de modélisation et dans l'importance accordée aux modes d'endommagement. Par exemple, les engrenages faits en matériaux métalliques sont peu sensibles aux effets de la température (endommagement thermique) à cause du coefficient de conductivité et du point de fusion plus élevés des métaux. Du point de vue pratique, ces endommagements thermiques sont souvent complètement négligés ou considérés comme inexistant dans le cas des engins métalliques.

La sensibilité à la chaleur et l'évolution des modes d'endommagement seront donc différentes pour chaque matériau. Par exemple, les plastiques sont souvent limités à cause de leur grande sensibilité à la chaleur et aux bris thermiques. Ainsi, nous pouvons faire l'hypothèse que, dans le cas d'un nouveau matériau composite, l'occurrence des modes d'endommagement sera différente et les facteurs clés pouvant mener à la conception d'un engrenage commercialement viable (capable de garantir une durée de vie suffisamment longue tout en gardant la qualité du mouvement transmis) peuvent être différents. Nous pouvons citer le fait que le matériau contient deux constituants (fibre et matrice) qui peuvent se séparer durant l'utilisation. D'autres facteurs s'y ajoutent si nous considérons les récents développements au niveau de composites écologiques à fibres naturelles.

Malgré le fait que la technologie des composites procure plusieurs avantages comme l'amélioration des propriétés spécifiques, ce phénomène a été peu étudié en ce qui concerne les engrenages. Nous pouvons attribuer cela à la complexité du processus de l'endommagement en engrenage. Dans la littérature, très nombreuses sont les études scientifiques portant sur les engrenages métalliques. Ces études ont abouti à une variété de modèles

expérimentaux, numériques et analytiques. Or, l'engrenage métallique est un mono constituant, et l'aspect thermique est complètement négligé, ce qui élude une importante partie du problème. Mieux encore, dans le cas des engrenages écologiques, bien peu d'études ont été réalisées. Cette situation peut s'expliquer par le fait que plusieurs types de matériaux écologiques sont relativement très récents.

Tout au long de cette thèse, nous avons parlé des engrenages en plastique à plusieurs reprises au sens large. Nous utilisons ce terme en considérant aussi les engrenages composites, mais de base majoritairement polymérique (aussi appelés plastiques renforcés). Ceci est possible, car nous allons recourir à des composites à fibres courtes aléatoirement distribuées dans la matrice en rendant ainsi le matériau isotrope (Senthilvelan and Gnanamoorthy , Hooke, Kukureka et al. 1996, Srinath and Gnanamoorthy 2005, Senthilvelan and Gnanamoorthy 2007). Cependant, cela n'empêche pas de procéder à une revue critique de la littérature, en faisant une distinction entre les auteurs qui ont étudié uniquement les engrenages plastiques et ceux qui ont analysé les engrenages composites (Tableau II-2). Nous verrons que dans le cas spécifique des composites, la vaste majorité des travaux n'ont considéré que l'aspect fatigue, sans compter que ces études ont été faites soit dans le volet expérimental soit dans le volet numérique. On retrouve donc peu des modèles analytiques pour ce dernier cas.

Dans le cas du plastique, nous avons constaté que plusieurs auteurs choisissent de simplifier le problème en ne considérant qu'un mode d'endommagement (surtout thermique ou de fatigue). Cependant la majorité des études aboutissent à de constatations purement expérimentales, c'est-à-dire ne fournissent pas un modèle numérique ou une relation analytique qui permette d'exporter les conclusions à une gamme de matériaux semblables. Il existe peu des relations analytiques développées spécifiquement pour l'engrenage plastique. Par exemple, Koffi, Gauvin et al. (1985) ont développé des relations analytiques pour la distribution de la chaleur en engrènement plastique. Malgré le fait que la publication de ses méthodes date déjà de quelques années, elles sont encore très utilisées comme références dans plusieurs recherches actuelles.

Une autre option plus courante et utilisée de nos jours consiste à faire appel à des méthodes numériques itératives pour prévoir le problème de l'endommagement. Souvent, les méthodes numériques utilisent la technique des éléments finis. Par contre, il est important d'adapter cette méthode aux particularités de l'engrenage en base

plastique, en tenant compte de facteurs comme les forces dynamiques spécifiques, le coefficient de convection spécifique et l'interaction entre les modes. Ces informations, pour une application donnée, ne sont pas toujours disponibles, ce qui explique le nombre limité d'applications de ces modèles.

Dès lors que nous regardons les études de l'usure en engrenage, nous constatons vite que la vaste majorité des auteurs n'ont étudié l'usure que de manière expérimentale et que personne ne s'est réellement intéressée à l'usure des engrenages écologiques composites (même pas de façon expérimentale). Un seul auteur (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2004) a étudié autant l'endommagement mécanique que le volet thermique dans le cas des engrenages plastiques composites, sans considérer cependant l'aspect écologique. Malgré le fait que son étude soit purement expérimentale, il a réussi à constater que, sous différentes conditions de couple et vitesse, la défaillance finale de l'engrenage diffère. Il a été capable de distinguer des défaillances dues à (selon les paramètres de fonctionnement) : la fatigue à la racine, les défaillances découlant de l'usure à la surface de la dent et les bris thermiques. De la même façon, dans l'endommagement thermique, il a distingué l'endommagement généralisé de la dent et l'endommagement à la surface. Plus important encore, la comparaison avec un engrenage non composite montre qu'il y a un changement dans l'occurrence des modes d'endommagement selon les paramètres d'utilisation.

Tableau II-2. Synthèse de la littérature : approche utilisée et type de matériau étudié par le mode d'endommagement.

Autour	Matériaux			Fatigue			Thermal			Usure		
	Composite	Bio sourcé	Polymère	Expérimen	Numérique	Analytique	Expérimen	Numérique	Analytique	Expérimen	Numérique	Analytique
Chaari, Fakhfakh et al. (2009)									X			
Fernandes and McDuling (1997)							X					
Dempsey, Morales et al. (2002)							X					
Kramberger, Šraml et al. (2004)								X				
Kramberger, Šraml et al. (2004)								X				
Jia and Howard (2006)								X				
Li and Lee (2005)				X	X	X						
Glodež, Šraml et al. (2002)								X				
Li, Kahraman et al. (2012)							X		X			
Howard, Jia et al. (2001)								X	X			
Šraml and Flašker (2007)								X				
Dempsey, Lewicki et al. (2004)							X					
Lewicki, Dempsey et al. (2009)							X					
Aslantaş and Taşgetiren (2004)								X	X			
Osman and Velez (2012)								X				
Podrug, Jelaska et al. (2008)								X				

Fajdiga and Sraml (2009)								X				
İmrek (2009)			X					X				
Mao (2007)								X				
Düzcükoğlu and İmrek (2008)								X				
Li and Kahraman (2014)									X			
Brandão, Martins et al. (2015)								X				
Franulovic, Basan et al. (2013)								X				
Guilbault, Lalonde et al. (2015)								X				
Moallem, Akbarzadeh et al. (2015)									X			
Pogačnik and Tavčar (2015)			X					X				
(Bravo, Koffi et al. 2015)			X		X			X				
Mertens and Senthilvelan (2015)			X					X				
Sardar and Bandopadhyaya (2014)	X		X					X				
Vohra and Vyas (2014)			X					X				
Mehat, Kamaruddin et al. (2014)	X		X					X				
Al-Qrimli, Almurib et al. (2015)												
Senthilvelan and Gnanamoorthy (2004)	X		X	X				X				
İmrek (2009)			X					X				

Senthilvelan and Gnanamoorthy (2006)	X		X	X			X					
Charles, Gnanamoorthy et al. (2010)			X				X					
Hossan and Hu (2008)	X		X					X				
Hu and Hossan (2013)	X		X					X				
Senthilvelan and Gnanamoorthy (2004)	X		X	X				X				
Yousef (2015)	X		X				X					
Düzcükoğlu (2009)			X	X								
Senthilvelan and Gnanamoorthy (2007)	X		X	X								
Yakut, Düzcükoğlu et al. (2009)			X	X								
Düzcükoğlu (2009)			X	X								
Letzelter, Guingand et al. (2010)			X	X								
Düzcükoğlu, Yakut et al. (2010)			X	X								
Mao, Langlois et al. (2015)			X	X								
Mao (2007)			X		X							
Mao (2007)			X	X								
Mao, Li et al. (2010)			X	X								

Mao, Li et al. (2009)			X	X								
(Koffi, Gauvin et al. 1985, Koffi 1988)			X	X	X	X						
Lin and Kuang (2008)			X								X	
Kurokawa (2003)	X		X							X		
Kurokawa, Uchiyama et al. (2000)	X		X							X		
Mao (2007)			X							X		
Kim (2006)			X							X		
Mao, Li et al. (2009)			X							X		
Düzçükoğlu (2009)			X							X		
Flodin and Andersson (1997)											X	X
Yakut, Düzçükoğlu et al. (2009)	X		X							X		

Ces résultats sont très importants, car ces découvertes expérimentales sur la multiplicité des occurrences des modes ont servi de moteur à la réalisation de l’outil numérique de simulation que nous avons utilisé dans cette thèse. D'autres travaux qui ont suivi se sont plutôt concentrés sur l'étude d'un mode ou deux modes d'endommagement. Une faiblesse de la littérature est l'absence de modèles numériques ou analytiques qui permettent de généraliser le problème avec un nombre limité des essais expérimentaux validés. Encore plus important, dans le virage vert que notre société est en train de prendre, nous ne connaissons aucune étude qui évalue les engrenages écologiques (composite ou pas) de manière scientifique. Du fait de cette lacune, beaucoup de questions sur le fonctionnement de l'engrenage écologique par rapport à l'engrenage traditionnel sont sans

réponses, et le manque des modèles provisionnels est un obstacle pour son application. Il s'agit d'une faiblesse grave considérant l'énorme quantité d'engrenages plastiques produits chaque jour. Il n'est pas inutile de rappeler que l'engrenage plastique est le plus utilisé dans le monde (et souvent invisible aux utilisateurs finaux), et ce, malgré la raréfaction des ressources pétrolières et le manque de durabilité de ces matériaux, sans compter leur nuisance pour l'environnement. L'élaboration de modèles numériques complets et l'étude de l'application à l'engrenage écologique constituent les grandes faiblesses de la littérature. Pourtant, cette connaissance est très importante pour l'avancement de la science des engrenages plastiques (au sens large).

II.3 Cadre théorique

Maintenant que nous avons présenté les principales découvertes dans la littérature et de la convergence des écrits, nous allons maintenant exposer les données considérées comme universellement admises dans le cadre théorique du fonctionnement et endommagement de l'engrènement plastique. Il est important de noter que les grandes avancées dans la théorie de l'engrènement plastique ont eu lieu autour des années 70 et 80. Les nouvelles études et théories ont été menées sur la base de ces mêmes fondements. Cette section est divisée en plusieurs sous-sections, chacune portant sur un aspect spécifique de l'engrènement plastique.

II.3.1.1 Particularités des engrenages en plastique

Du point de vue théorique et tout au long de ce travail, nous allons considérer que, dans un engrenage, le mouvement est transmis d'une roue à l'autre par l'intermédiaire d'une paire ou de plusieurs dents se touchant uniquement sur une ligne. Le contact est considéré comme sur un point P (Figure II-5) qui se déplace le long de la normale commune aux deux cercles de base, aussi appelé la « ligne d'action ».

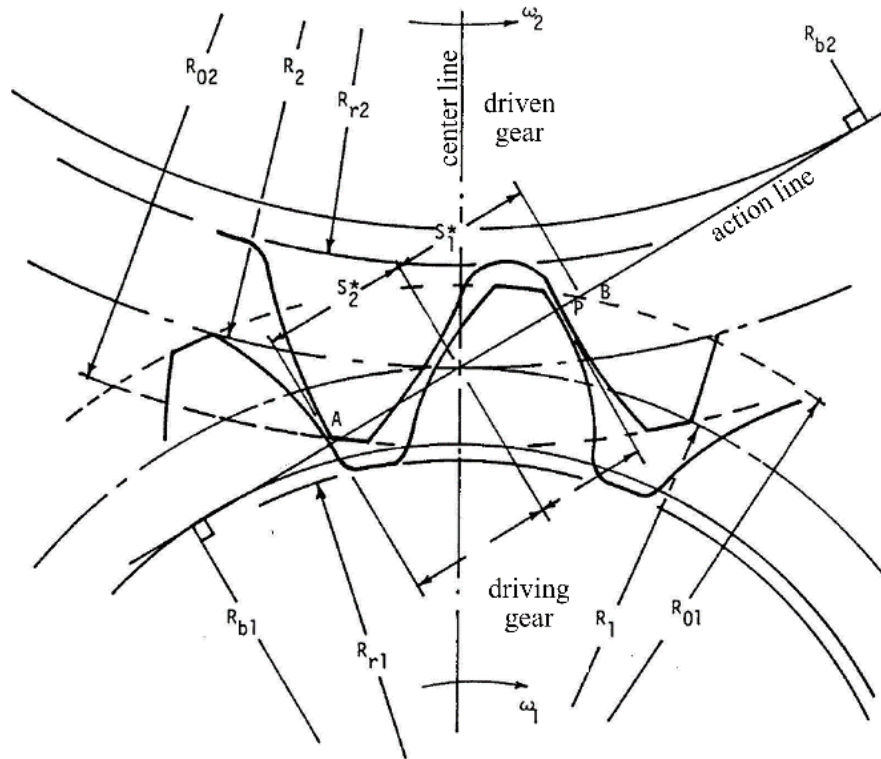


Figure II-5. Théorie de l'engrènement.

On applique ce concept lorsque les engrènements en contact sont considérés comme rigides et géométriquement parfaits (Koffi 1988, Koffi, Yelle et al. 2000). C'est l'approximation qui est généralement faite pour l'engrenage métallique. Toutefois, lorsque les engrènements sont faits dans une matière thermoplastique, le contact cesse d'être situé exclusivement sur la ligne d'action (Figure II-6) à cause de la flexibilité. Plusieurs auteurs ont mis en évidence ce comportement caractéristique (Koffi, Yelle et al. 1987, Mao 2007, Hoskins, Dearn et al. 2014).

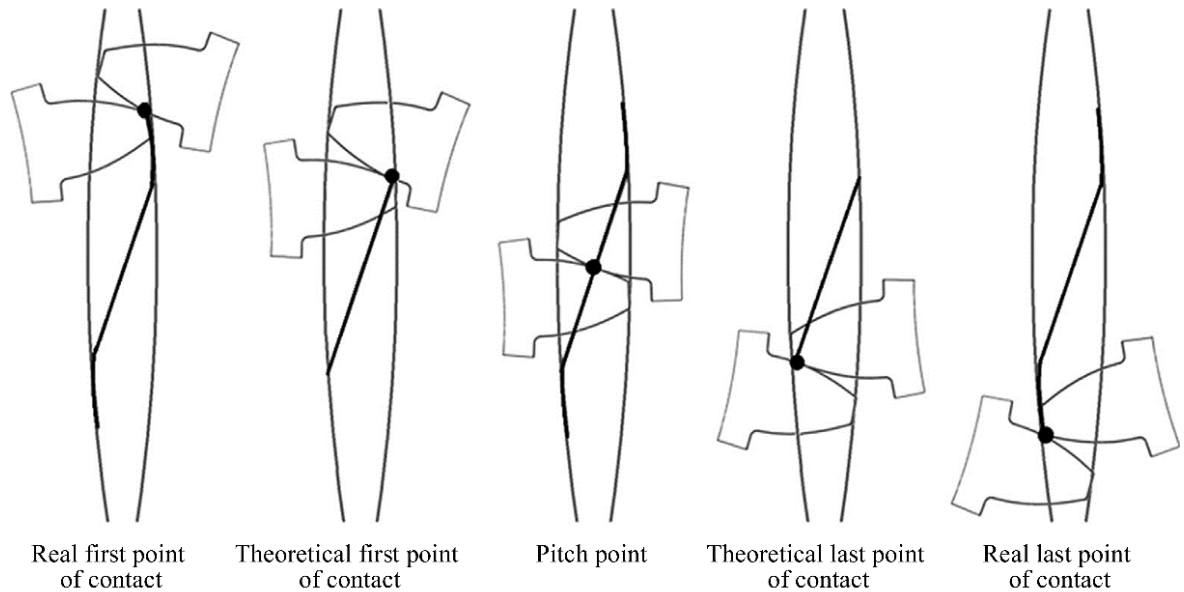


Figure II-6. Début et fin des contacts réels et théoriques (Hoskins, Dearn et al. 2014).

Ainsi, lorsque les engrenages sont considérés comme rigides, la paire de dents est en contact au point de contact « A », à partir du moment où le cercle théorique de tête de la dent de l'engrenage mené coupe la ligne d'action, et le contact cesse sur le point « B », où le cercle théorique de tête de l'engrenage menant coupe la ligne d'action (Figure II-5).

Pour ces engrenages, la position normalisée du point de début de contact théorique en suivant la ligne de l'action par rapport au point primitif (si on utilise l'engrenage « 2 » comme référence) est exprimée de la façon suivante :

$$\frac{S_2^*}{P_n} = \frac{Z_2}{2 \pi \cos \theta} \left[\sqrt{\left(1 + 2 \frac{aa_2}{z_2}\right)^2 - (\cos \theta)^2} - \cos \theta \tan \theta_f \right] \quad (\text{II-4})$$

$\frac{S_2^*}{P_n}$: Position normalisée du début de contact

P_n : Pas de base

Z_2 : Le nombre de dents de l'engrenage mené

θ : Angle de pression

θ_f : Angle de pression effectif

aa_2 : Coefficient d'addendum

L'expression de la position normalisée de fin de contact théorique est obtenue à partir de l'équation (II-4), en remplaçant l'indice 2 par 1.

Par convention, lorsque l'engrenage mené est utilisé comme référence, S/p_n a une valeur négative au cours de la phase d'approche. Lorsque le point de contact est en dessous du cercle primitif de la dent du pignon 1, S/p_n a une valeur positive (au cours de la phase de retrait).

II.3.1.2 Longueur du contact en dehors de la ligne d'action

Lors de l'utilisation des engrenages polymériques, la nature des dents provoque une déformation des paires de dents en contact à l'extérieur de la ligne d'action. Ceci est due à la combinaison des forces d'engrènement (décrits à l'Annexe A) avec les propriétés particulières aux plastiques. Si nous prenons une image de l'engrènement plastique à un temps donné, l'aspect serait celui illustré sur la Figure II-7. La formation de contraintes dans ce cas spécifique est décrite à l'Annexe B. Des mesures expérimentales et les études théoriques ont soutenu l'existence de cet engagement particulier (Cornelius and Budich 1970, Yelle and Burns 1981, Koffi, Yelle et al. 1987). Les charges dynamiques de l'engrenage en plastique sont amorties par la nature viscoélastique du matériau. Koffi (1988) a établi une méthode simplifiée pour calculer la position normalisée du point de début

de contact en évaluant la différence le long de la ligne d'action entre le contact théorique et le contact réel effectif comme le montre l'équation ci-dessous :

$$\frac{\delta S}{P_n} = 0.131 E_2^{-0.34} (Z_2 \sqrt{W_o P \cos \theta})^{0.7} \left(\frac{Z_2}{Z_1}\right)^{-0.55} \quad (\text{II-5})$$

E_2 : Module de Young à la température ambiante

W_o : Charge normale spécifique (N/cm)

P : Pas diamétral (in^{-1})

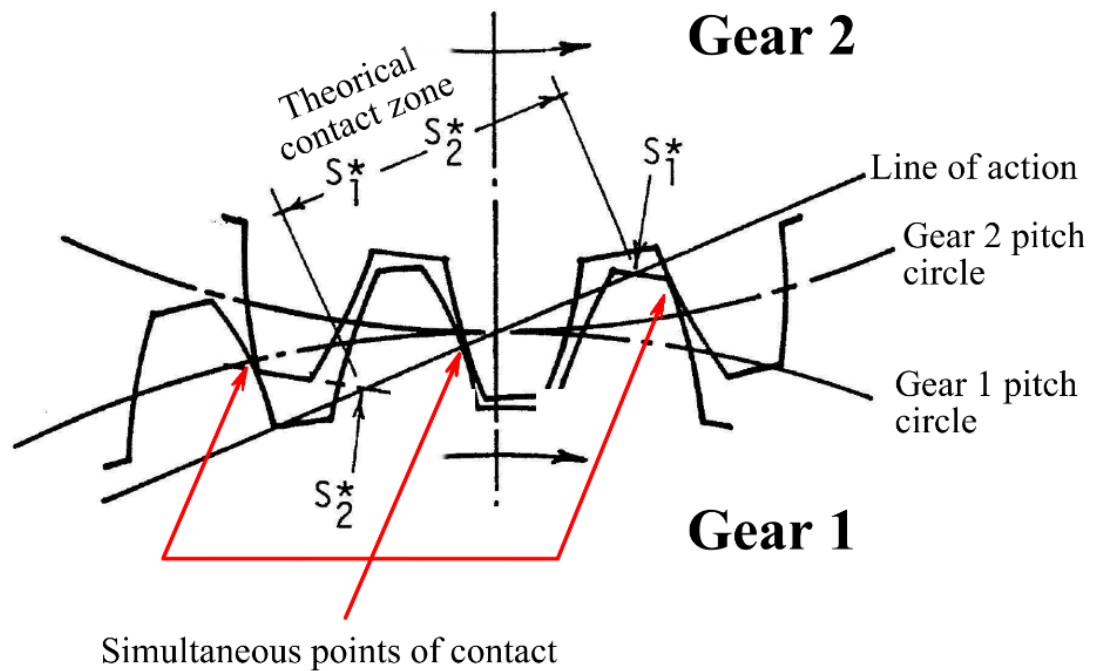


Figure II-7. Augmentation du rapport de contact avec l'effet de la déformation d'une dent sous charge.

En fait, l'équation. (II-5) établit une loi de puissance entre le contact normalisé $\delta S/p_n$ et $W_0 P \cos \theta$. Toute augmentation de P à diamètre constant augmente le nombre de dents, ce qui entraîne une réduction de la charge normale, W_0 , par le facteur de répartition de charge, W_i/W , dont la valeur au point primitif (W_i/W_0), diminue selon une loi de puissance avec une augmentation du pas diamétral, P (Koffi 1988).

L'augmentation normalisée en $\delta S_1/p_n$ et $\delta S_2/p_n$ doit être additionnée aux valeurs de contact théoriques de l'équation (II-4) :

$$\frac{s_1''}{p_n} = \frac{s_1^*}{p_n} + \frac{\delta S_1}{p_n} \quad (\text{II-6})$$

$$\frac{s_2''}{p_n} = \frac{s_2^*}{p_n} - \frac{\delta S_2}{p_n} \quad (\text{II-7})$$

Le ratio de contact réel de l'engrènement plastique (RCR) est alors trouvé en utilisant l'équation

$$RCR = \frac{s_1'' - s_2''}{p_n} \quad (\text{II-8})$$

II.3.1.3 Fonction de répartition de la charge normale transmise

L'augmentation du rapport de conduite dans le fonctionnement réel des engrenages provoque une répartition de la charge normale sur plus d'une paire de dents. La variation du nombre de paires de dents simultanément en contact et le déplacement du point de transmission de charge sur le profil de la dent, la charge normale transmise par une dent, W_n , varie de façon continue suivant la ligne contact.

La longueur réelle de contact, $A'-C'$, correspondant au contact réel est différente du résultat théorique. Ceci provoque un décalage qui, parfois, entraîne une augmentation du rapport de conduite réel et en réduisant la charge maximale appliquée à une paire de dents.

Yelle (1977) a calculé les facteurs affectant ce résultat en faisant une étude analytique exacte à l'aide d'une étude basée sur la forme géométrique et l'équilibre statique de forces. Cependant, l'application de son équation nécessite la détermination d'autres valeurs intermédiaires, telles que la complaisance de chaque paire de dents en contact, ce qui résulte dans une modélisation de l'engrènement par le biais d'un processus de calcul itératif complexe (Koffi 1988).

À des fins de modélisation pratique, nous allons utiliser un modèle simplifié. Ce modèle calcule le facteur de répartition de la charge W_i/W dans toutes les positions lors de l'engagement de la valeur basé sur la valeur au point primitif ou W_i/W_0 pour un engagement plastique-plastique, donnée par l'expression suivante (Koffi, Gauvin et al. 1985) :

$$\frac{W_i}{W} = \frac{W_i}{W_0} \cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{S/p_n}{S_2''/p_n}\right) \quad (\text{II-9})$$

La valeur de W_i/W_0 est une fonction de la charge, du matériau et la géométrie de l'engrenage. Son expression sera la suivante :

$$\frac{W_i}{W_0} = 0.48 E_2^{0.28} (W_0 P \cos \theta)^{-0.22} Z_2^{-0.4} \left(\frac{Z_2}{Z_1}\right)^{0.1} \quad (\text{II-10})$$

II.3.1.4 La vitesse de glissement en fonctionnement

Lors d'un mouvement d'engrènement, en plus du mouvement relatif de rotation t des dents en prise, il existe aussi un mouvement de glissement d'une dent par rapport à l'autre.

Ce phénomène crée une force de frottement au point de contact. Le déplacement de la force de frottement avec le point de contact entraîne des pertes, qui se traduisent par la génération de chaleur sur la surface de la dent.

La vitesse de glissement instantané est définie comme la différence entre la vitesse réelle sur le côté des dents menante et menée avec le déplacement du point de contact (Andersson and Eriksson 1990). À l'intérieur de la ligne d'action, la vitesse de glissement est donnée par (Yelle 1977) :

$$V_s = V \left[\cos \theta \frac{z_1 + z_2}{z_1 z_2} 2\pi \left| \frac{s}{p_n} \right| \right] \quad (\text{II-11})$$

V est la vitesse linéaire au cercle primitif. En cas de contact en dehors de la ligne d'action (dans la phase d'approche), l'équation devient (Yelle 1977) :

$$V_s = V \left\{ \left[Z_{e1} \frac{\cos \theta}{\cos \theta_f} \beta \left\{ \cos \beta - \sqrt{d_r^2 - (\sin \beta)^2} \right\} - \left(1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \cos \epsilon \right) \right]^2 \right. \\ \left. + \left[Z_{e1} \frac{\cos \theta}{\cos \theta_f} \sin \beta \left\{ \cos \beta - \sqrt{d_r^2 - (\sin \beta)^2} \right\} - \left(1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \right) \sin \epsilon \right]^2 \right\}^{1/2} \quad (\text{II-12})$$

avec

$$Z_{e1} = \frac{Z_1 + Z_2}{Z_1} \quad (\text{II-13})$$

$$Z_{e2} = \frac{Z_1 + Z_2}{Z_2} \quad (\text{II-14})$$

$$d_r = \left[1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \right] \frac{1}{Z_{e2}} \frac{\cos \theta}{\cos \theta_f} \quad (\text{II-15})$$

La Figure II-8 montre les angles importants pour le calcul à l'extérieur de la ligne d'action. Au cours de la phase de retrait, l'expression de la vitesse ne change pas pour le contact ayant lieu sur la ligne d'action. En cas de contact qui a lieu en dehors de la ligne d'action, la vitesse de glissement est obtenue en échangeant les indices 1 et 2 dans les équations (II-12) à (II-15).

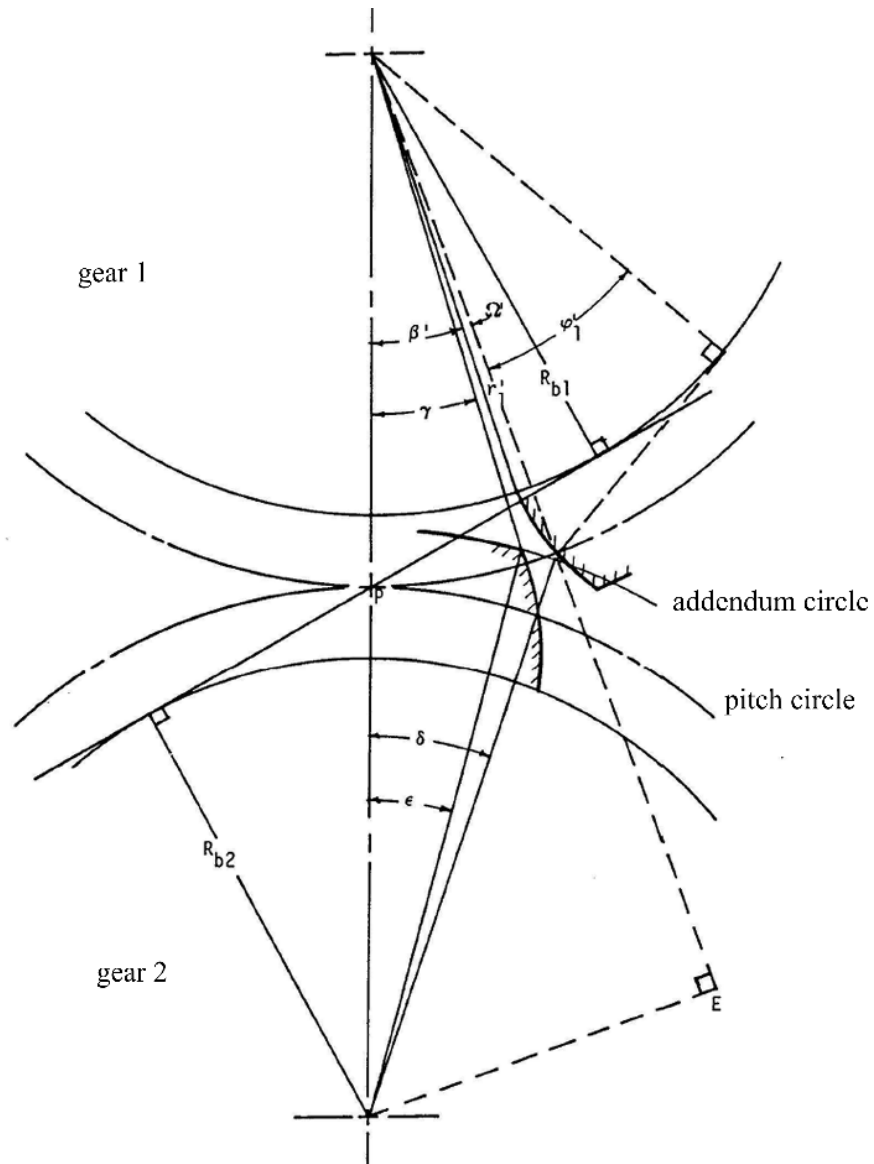


Figure II-8. Angles important pour le calcul de $[K]$ en dehors de la ligne d'action.

On peut raisonnablement supposer que, pour la durée du contact à l'extérieur de la ligne d'action dans la phase d'approche, la dent c_2 fait toujours le contact au coin extrême de la tête de la dent (Koffi, Gauvin et al. 1985). En référent à la Figure II-8, nous pouvons écrire l'équation suivante :

$$\epsilon = \delta - (\text{inv } \varphi - \text{inv } \theta_f) \quad (\text{II-16})$$

On peut démontrer (Koffi 1988) que

$$\delta \left(\frac{S_2^* + 0.5 \delta S}{p_n} \right) \frac{2 \pi}{i_2} \quad (\text{II-17})$$

En appliquant la loi du cosinus,

$$(r'_1)^2 = r_2^2 + \overline{\mathbf{0}_1 \mathbf{0}_2}^2 - 2 \overline{\mathbf{0}_1 \mathbf{0}_2} r_2 \cos \epsilon \quad (\text{II-18})$$

Une fois que Rl' a été obtenu, en utilisant la loi des sinus

$$\beta = a \sin \left[\frac{r_2}{r'_1} \sin \epsilon \right] \quad (\text{II-19})$$

Dans la phase de retrait, le coin de la dent c_1 prend contact avec le flanc de la dent c_2 de telle sorte que ϵ est défini sur l'engrenage 1 et β est défini sur l'engrenage 2. La vitesse de glissement V_S peut être commodément exprimée en utilisant un paramètre adimensionnel $[K]$, comme suit (Yelle, Koffi et al. 1986) :

$$[K] = \frac{V_s}{V} \quad (\text{II-20})$$

La valeur absolue de la vitesse de glissement augmente en continu lorsque le point de contact se déplace en dehors des limites théoriques S_2/p_n (approche) et S_1/p_n (retraite). Les premiers et derniers points de contact, S''_2/p_n et S''_1/p_n s'éloignent du point primitif avec l'augmentation du nombre de dents, Z , et la charge tangentielle, W_t . Néanmoins, il n'y a pas de changement pour un groupe (W_t/m) (ou $P W_t$) (Yelle and Burns 1981).

II.3.1.5 Le coefficient de frottement

Calculer la force de friction requiert la connaissance du coefficient de frottement, et ceci à son tour dépend de la nature du frottement résultant de contact entre les dents, et ce calcul est assez complexe.

Plusieurs auteurs (Hall and Alvord 1964, Bongiovanni and Clerico 1967, Uchiyama 1989) ont montré que le coefficient de frottement varie en fonction de la vitesse de glissement, de la charge normale W_n , de la température de l'engrenage, de l'état des dents en contact de surface, de la nature des matériaux, de l'étendue des surfaces de contact et de la durée de glissement.

Malgré la connaissance des principaux facteurs qui contrôlent sa valeur, le coefficient de frottement est difficile à évaluer analytiquement en raison du manque de modèles complets. Plusieurs auteurs ont contourné le problème en effectuant des mesures expérimentales du coefficient de frottement μ . Koffi (1988) a déterminé expérimentalement la valeur de μ pour des paires de roues dentées POM/POM à sec, avec de la graisse ou en condition lubrifiée à l'huile. Il résulte que pour l'état sec la valeur μ indiquée est comprise entre 0,15 et 0,20. De même, Tsukamoto, Maruyama et al. (1991) a déterminé que le coefficient de frottement à des vitesses similaires se situe entre 0,17 et 0,19. Les études d'engrènement plastique en faisant utilisation du coefficient de frottement recourent largement à des estimations expérimentales jusqu'à ce jour.

II.3.1.6 La contrainte de contact

Les contraintes sur les engrenages de transmission de puissance peuvent être classées en deux groupes : les contraintes de flexion à la racine de la dent et les contraintes de flexion à la surface de la dent (le Annexe C contient plus d'information à ce sujet). Ces contraintes sont importantes pour la détermination du facteur de sécurité et pour évaluer la fatigue.

Pour un point de contact donné, la force ne se transmet pas qu'à travers un point parfait, mais plutôt par une petite bande à la surface. Ce constat est surtout vrai pour les engrenages en plastique en raison de leur faible module d'élasticité (Hooke, Kukureka et al. 1996).

Pour une position de contact donnée, la contrainte de contact possède une valeur maximale proche de la surface chargée de la dent et s'approche de zéro en s'en allant vers le centre de la dent (Yelle 1977). Cette valeur maximale varie également avec la position du contact. Ainsi, lors de la rotation de l'engrenage, chaque point de contact est soumis à l'effort de contact maximum, et sa valeur est fonction de l'équation suivante :

$$\sigma_{0c} = \frac{1}{b} \frac{W_i}{W} W_o \quad (\text{II-21})$$

Cette équation est utilisée conjointement avec la théorie de Hertz. Il en résulte que la demi-largeur de contact est donnée par l'expression.

$$b = \left[\frac{4 W_0}{\pi} \left[\frac{r_1 r_2}{r_1 + r_2} \right] \left[\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right] \right] \quad (\text{II-22})$$

L'expression précédente est en fonction du rayon de contact instantané, donné par les expressions suivantes :

$$r_1 = R_{b1} \tan \theta + S \quad (\text{II-23})$$

$$r_2 = R_{b2} \tan \theta - S \quad (\text{II-24})$$

Le terme S dans les équations (II-23) et (II-24) précédentes est la distance le long de la ligne d'action entre le point de contact et le point primitif. Dans la phase d'approche, S est négatif et a une valeur S_2 . Dans la phase de retraite, S est positif et a une valeur S_1 .

II.3.1.7 Le traitement de l'aspect thermique

Le bris thermique est l'un des principaux modes d'endommagement dans les engrenages en plastique. Par conséquent, il est important de l'analyser avec soin. L'étendue d'endommagement dans ce cas est évaluée en utilisant des températures caractéristiques définies et est comparée avec les propriétés du matériau.

La température caractéristique est une température dont la nature permet d'être utilisée comme une référence d'un vrai phénomène physique. Par exemple, la valeur la plus élevée de la température de surface peut caractériser le phénomène de grippage des dents. Il existe encore un autre concept faisant appel à la valeur moyenne de la température du corps de la dent d'engrenage. Celle-ci peut être liée à un ramollissement excessif de la base de la dent.

Dans ces deux cas, chaque température donne une indication du comportement thermique de la dent. Les températures caractéristiques peuvent être calculées localement ou sur l'ensemble de la dent ; dans ce dernier cas, elles sont obtenues à partir d'une pluralité de valeurs de température ponctuelles.

Les différentes températures caractéristiques rencontrées dans un engrenage sont les suivantes :

- **La température flash** : elle représente la valeur la plus élevée à *la surface de la dent*. Elle est également appelée, « température instantanée » sur la largeur de contact $2b$ contact de Hertz. Sa valeur est aussi dépendante de la température d'équilibre de masse ou T_b . La Figure II-8 montre le résultat de cette température sur l'engrenage.
- **La température généralisée** : elle désigne la valeur de la température caractéristique représentant tous les points de la dent, normalement en trois dimensions. L'intégration de toutes les valeurs de température locales à chaque point donne la valeur moyenne souvent désignée comme T_b et connue sous le nom de « température généralisée ». L'expression de la température généralisée à partir des valeurs de température locales est la suivante :

$$T_b = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N T_{bi} \quad (\text{II-25})$$

Où :

T_b = température moyenne de la dent

T_{bi} = températures locales de chaque point sur la dent.

De cette analyse découlent les deux types d'endommagement aperçus sur les engrenages de base plastique. Le premier type est causé par une température trop élevée concentrée sur la surface de la dent (Mao, Li et al. 2009), et le second type d'endommagement est dû à l'adoucissement général de la dent. Nous allons maintenant examiner les mécanismes qui génèrent la chaleur. La Figure II-9 montre le résultat de cette température sur l'engrenage.

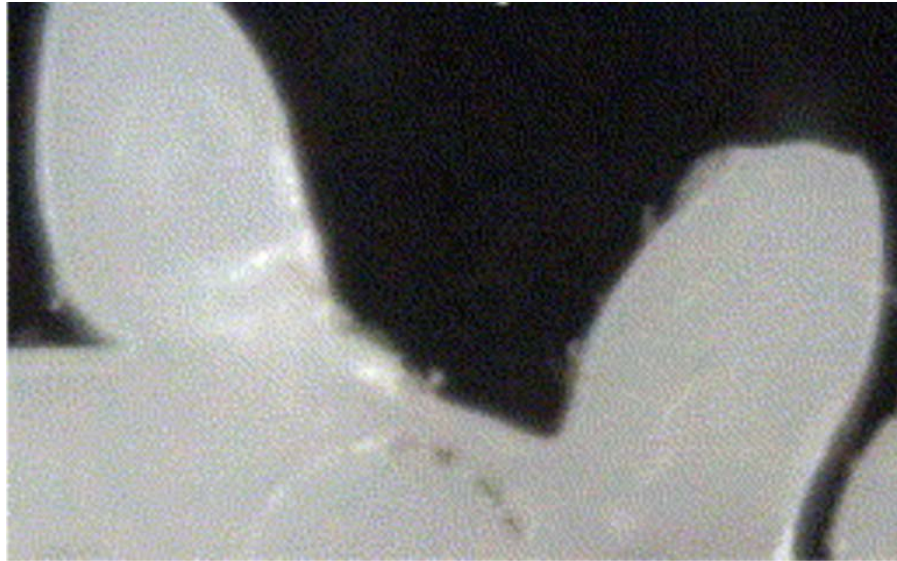


Figure II-9. Exemple de bris thermique généralisé (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2007).

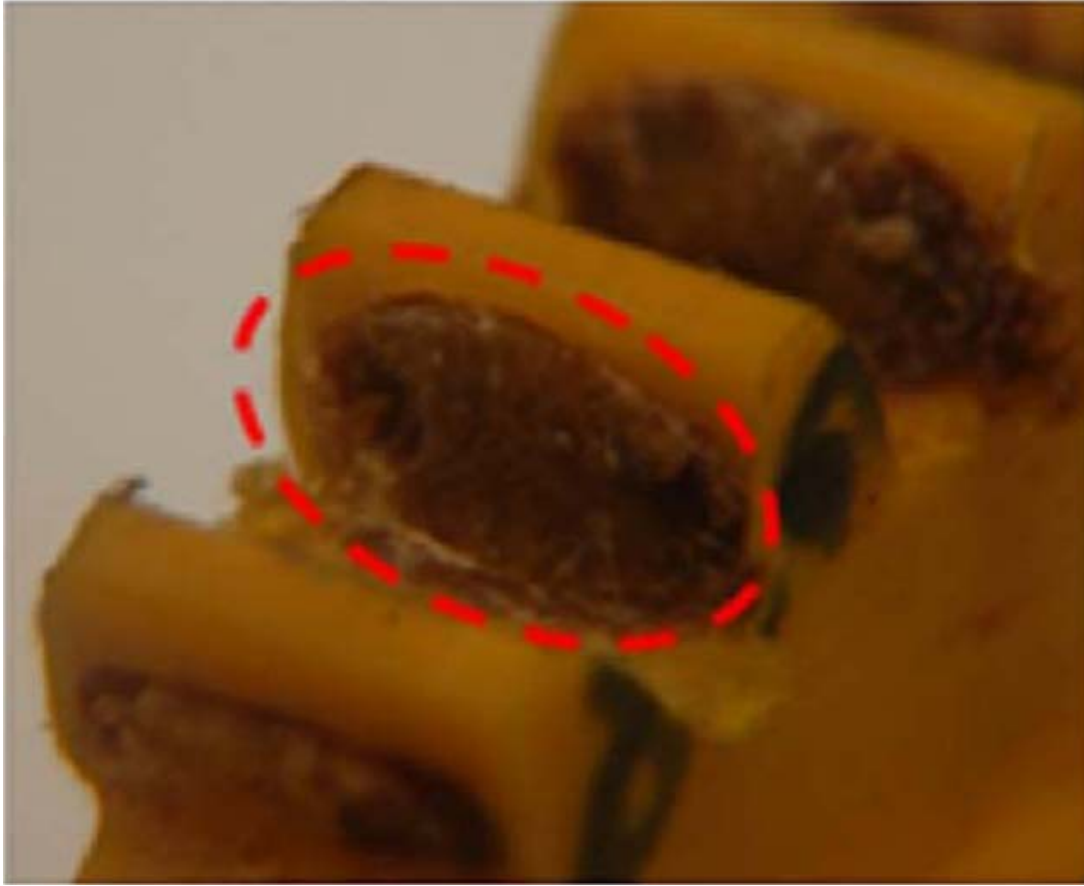


Figure II-10. Exemple de bris thermique de surface (Düzçükoğlu 2009).

II.3.1.8 La génération de chaleur par frottement

Le déplacement de la force de frottement se manifeste par le chauffage de la surface de la dent et à plus long terme, de toute la dent. La valeur de la chaleur de frottement par unité de temps dépend principalement de la force de frottement et de la vitesse de glissement. Elle varie avec les propriétés et les paramètres géométriques mécaniques ou physiques (Yelle 1977, Koffi 1988). La chaleur de friction générée possède une interface qui est partagée entre les deux dents en contact, comme on le verra dans les sections suivantes.

Du début à la fin de contact réel, la quantité de chaleur générée par le glissement entre deux dents est évaluée de façon physique par l'intégration au cours du contact de la formule :

$$dW = F_f V_s dt \quad (\text{II-26})$$

Où

$V_s =$ Vitesse relative de glissement (mm/s)

$F_f =$ Force de frottement (N)

Ce produit représente le travail de la force de frottement pendant l'intervalle de temps infinitésimal dt . De l'expression de la chaleur de friction pour un intervalle de temps infinitésimal dt (Eq. (II-26)), nous pouvons conclure que cette chaleur est directement liée à la valeur du coefficient de frottement et, par conséquent, à la force de frottement F_f .

La force de frottement F_f dans l'expression de la chaleur de friction (équation (II-26)), dépend directement de la valeur du facteur de distribution de la charge normale transmise, W_i/W . Ce facteur est multiplié par la charge normale, W_n , ce qui donne la charge réelle, comme l'on avait indiqué précédemment.

La distribution de W_i/W dépend du degré de contact en extension de la ligne de contact, un phénomène qui est fonction de la nature des matériaux, de la géométrie et d'autres paramètres de fonctionnement.

Comme nous l'avons démontré précédemment, l'expression de la vitesse de glissement n'est pas la même à l'extérieur de la ligne d'action et en dehors. Il résulte de l'équation (II-26) que la chaleur de frottement est directement liée à l'amplitude de la vitesse de glissement.

En cas de contact ayant lieu sur la ligne d'action, la vitesse de glissement V_s est une fonction directe de la position normalisée du point de contact, S/P_n . En dehors de la ligne d'action, la valeur de V_s varie avec la position de contact normalisée et les angles β et ε (Figure II-8). Les angles β et ε sont non seulement une fonction de S/p_n , mais aussi de la charge normale W_n et du module d'élasticité du matériau (Yelle 1977).

Avec les considérations précédentes, qui se rapportent à un engrenage droit, la chaleur de frottement, E_h , en considérant un ΔS de déplacement du point de contact, la chaleur générée par unité de largeur nominale peut être exprimée sous la forme (Yelle 1977) :

$$Eg_f = \mu W_0 \frac{Wi}{W} \frac{1}{\cos \theta_f} V_s \Delta S \quad (\text{II-27})$$

Où

$\mu =$ Coefficient de frottement (-)

$\theta_f =$ Angle de pression de fonctionnement (rad)

II.3.1.9 La répartition de la chaleur générée par le frottement

Les études précédentes nous ont permis d'identifier les facteurs qui ont une influence sur le facteur de répartition de la chaleur de frottement engendré à la surface des dents (Drozdov 1972, Patir and Cheng 1979). Pour deux engrenages de différents matériaux où présentant des géométries différentes, juste avant le contact, chaque dent a sa propre distribution de la température, car la température est moyenne. Cependant, lorsque les deux dents sont en contact, la largeur de la surface de contact $2b$ est censée être isolée thermiquement pour le temps de contact et la température instantanée est commune aux deux dents.

Nous avons déjà montré que la température instantanée au niveau du point de contact affecte une mince couche de la surface de contact. L'épaisseur de cette couche est inférieure à la largeur de contact $2b$, donc très petite (Patir and Cheng 1979). Lorsque l'on suppose que la température en ce point pour les deux dents de contact est la même, on peut appliquer la formule suivante de la répartition de la chaleur facteur φ_2 pour la dent 2 (Koffi, Yelle et al. 1999) :

$$\varphi_2 = \frac{\sqrt{\rho_2 k_2 c_2 v_2}}{\sqrt{\rho_1 k_1 c_1 v_1} + \sqrt{\rho_2 k_2 c_2 v_2}} \quad (\text{II-28})$$

ρ_2 = Densité du matériau

k_2 = Conductivité thermique

c_2 = Chaleur spécifique

v_2 = Vitesse instantanée locale au point de contact

Faire le calcul de la valeur de φ_i à chaque point de la position de contact nécessite la détermination des vitesses instantanées locales (v_1, v_2). Ces valeurs doivent être calculées pour les phases d'approche et de retrait et pour le contact sur la ligne d'action et à l'extérieur de celle-ci.

L'étude de l'augmentation de température subie par la dent requiert la quantification de la chaleur générée comme un tout par le processus. À cet effet, un facteur de φ est déterminé et affecte la chaleur de friction totale E_f du processus. Le facteur multiplicateur pour donner la quantité de chaleur récupérée pour une dent est le produit $\varphi_1 E_f$:

$$E_{f1} = \varphi_1 E_f \quad (\text{II-29})$$

$$E_{f2} = \varphi_2 E_f \quad (\text{II-30})$$

La relation suivante doit être respectée :

$$\varphi_1 + \varphi_2 = 1 \quad (\text{II-31})$$

II.3.1.10 La génération de chaleur par hystérésis

La chaleur d'hystérésis résulte du phénomène d'amortissement interne présent dans les matières plastiques. Les déformations sur la dent sont de faible ampleur dans les engrenages métalliques, et l'effet de l'hystérésis au niveau du matériau dû à la variation de la déformation est considéré négligeable (Maitra 1994). Une dent d'engrenage fait en matériaux essentiellement plastiques se déforme fortement en raison de la faible rigidité relative de la dent (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2007). Le matériau s'échauffe lorsqu'il est soumis à un chargement cyclique comme le processus d'engrènement. Lors de l'application d'une contrainte sous un élément de volume V , la perte de chaleur par hystérésis est exprimée en (Koffi, Gauvin et al. 1985) :

$$E_h = \frac{\sigma_0^2 \pi}{E} \frac{\tan \delta}{2 (1 + (\tan \delta)^2)} \quad (\text{II-32})$$

Où :

$\tan \delta$ = Facteur de pertes

II.3.1.11 Analyse de la fatigue

Maintenant nous allons traiter le sujet de la rupture de la dent par fatigue. Puisque les dents d'engrenage subissent tour à tour la charge d'une puissance transmise, leur état de contrainte varie de façon cyclique, expliquant ainsi leur défaillance en fatigue à un niveau de chargement bien au-dessous de la limite d'élasticité du matériau (Alban 1985, Fernandes 1996, Lalonde 2008). Plus particulièrement, la rupture des engrenages résulte fréquemment d'une propagation de fissures à la racine de la dent, rupture engendrée par la fatigue en flexion de celle-ci (Alban 1984, Fernandes and McDuling 1997, Errichello 2002).

Les normes ne considèrent que deux phases du processus de fatigue à la racine de la dent. Dans ce cas, la fracture peut être divisée en période de fissure d'initiation (N_i) et période de propagation de la fissure (N_p) (Glodež, Flašker et al. 1997, Glodež, Winter et al. 1997, Glodež, Šraml et al. 2002).

$$N = N_i + N_p \quad (\text{II-33})$$

Dans les applications d'ingénierie, la période d'initiation de fissure représente le nombre de cycles N_i requis pour une nucléation et sa croissance jusqu'à la longueur a_{th} , ce qui peut être qualifié comme la longueur de fissure initiale. La période de propagation des fissures consiste dans le nombre de cycles N_p nécessaires pour une fissure se propageant de la longueur initiale a_{th} à la longueur de fissure critique; à ce moment la fracture finale de la dent d'engrenage se produit à la racine de la dent (Kramberger, Šraml et al. 2004).

L'une des représentations les plus courantes de la croissance des fissures de fatigue est le graphique de Kitagawa-Takahashi avec les contraintes inhérentes pour la croissance de la fissure, $\Delta\sigma$, par rapport à la longueur des fissures, comme le montre la Figure II-11. Dans la région des fissures longues (ΔK_{th}), la mécanique de la

rupture élastique linéaire peut être utilisée pour analyser la croissance des fissures (Kramberger, Šraml et al. 2004). La longueur a_{th} de la fissure, en-dessous de laquelle la mécanique linéaire n'est pas valide, peut être estimée approximativement par la formule suivante (Bhattacharya and Ellingwood 1998) :

$$a_{th} \approx \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{\Delta \sigma_{FL}} \right)^2 \quad (\text{II-34})$$

où

$\Delta \sigma_{FL}$ = la limite de fatigue.

Alors, la longueur de fissure limite a_{th} définit la transition entre les périodes d'initiation et de propagation dans les applications d'ingénierie.

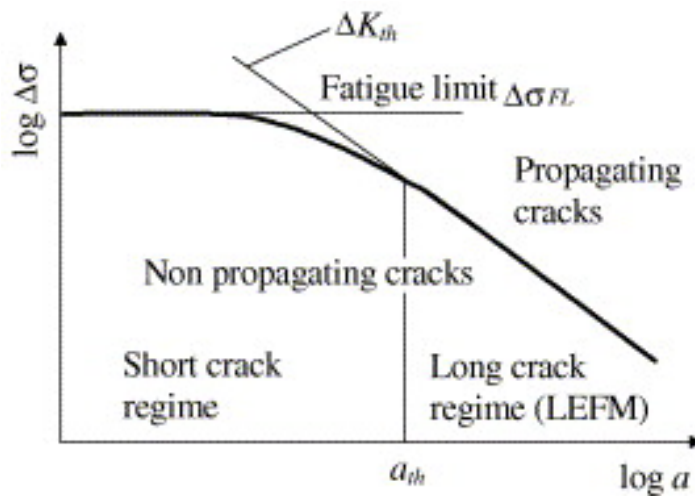


Figure II-11. Grapique de Kitagawa-Takahashi (Kitagawa and Takahashi 1976).

Cependant, le processus complet de la rupture par fatigue des éléments mécaniques peut être divisé selon les étapes suivantes (Socie and Bannantine 1988, Glodež, Flašker et al. 1997, De-Guang, Wei-Xing et al. 1998) :

1. la nucléation des microfissures;
2. la croissance des microfissures;
3. la croissance des fissures longues et
4. l'occurrence de la défaillance finale.

S'il s'agit d'un nouveau matériau, il est important d'étudier les phases de développement de la fatigue.

Il existe plusieurs façons d'aborder la thématique de la fatigue. Les deux principales sont la simulation numérique complète et l'étude expérimentale. Glodež, Ren et al. (1999) ont présenté un nouveau modèle pour la détermination de la résistance des dents d'engrenage à la fatigue. Leur modèle simule le processus complet de la fatigue et inclut donc les conditions requises pour l'amorçage et ensuite la simulation de la propagation des fissures courtes. Senthilvelan and Gnanamoorthy (2007) ont étudié la résistance à la fatigue en comparant deux engrenages de même forme, mais utilisant deux matériaux différents : nylon avec et sans renforcement de fibres de verre. Les fibres sont utiles pour l'amélioration de la tenue en fatigue.

Exclusive aux engrenages, est la « fatigue de surface ». La procédure d'analyse de cette fatigue est similaire à celle pour la prédiction de rupture d'une dent (AGMA 210.02 1965). Dans ce cas, la contrainte de contact hertzienne est estimée puis modifiée par des conditions de service et des facteurs géométriques. Fernandes et al. Fernandes and McDuling (1997) ont montré dans leur étude qu'il existe même plusieurs types de fatigue de surface, variant selon le type de contact de la dent en différentes positions par rapport au point primitif.

II.3.1.12 Le processus d'usure de la dent

Une autre possibilité d'endommagement de l'engrenage en matière principalement plastique est la perte de matériau, ce qu'on appelle « usure ». Les mécanismes d'usure se produisent en raison de la direction du

mouvement relatif qui se produit lorsque les dents entrent et sortent de l'engrènement. L'usure de la dent est causée par la vitesse de glissement lors de l'engrènement, c'est-à-dire la différence entre les vitesses de rotation de chaque dent. Le point primitif est l'unique point où nous n'avons pas de glissement durant l'engrènement. Dans toutes les autres localisations, nous avons un glissement relatif, et cette valeur est plus grande aux extrémités de la dent.

Un profil de dent usée typique se compose de deux zones d'usure particulières. L'une part de l'extrémité de la tête de la dent jusqu'au point primitif, et l'autre, de la racine de la dent jusqu'aux alentours du point primitif sur le profil de la dent (Hooke, Mao et al. 1993). Cette usure est due au fait que les vitesses de glissement relatives ont des directions opposées par rapport au point primitif, et exactement à ce point-là sa valeur est nulle.

Les effets de la vitesse de glissement sur l'usure peuvent être observés sur la Figure II-12. La déformation de surface due à la charge transmise au niveau du point de contact entraîne une augmentation de la surface de contact et donc le glissement peut produire une quantité très considérable de friction, et par conséquent, d'usure. Récemment, de nombreux chercheurs se sont intéressés à ce phénomène.

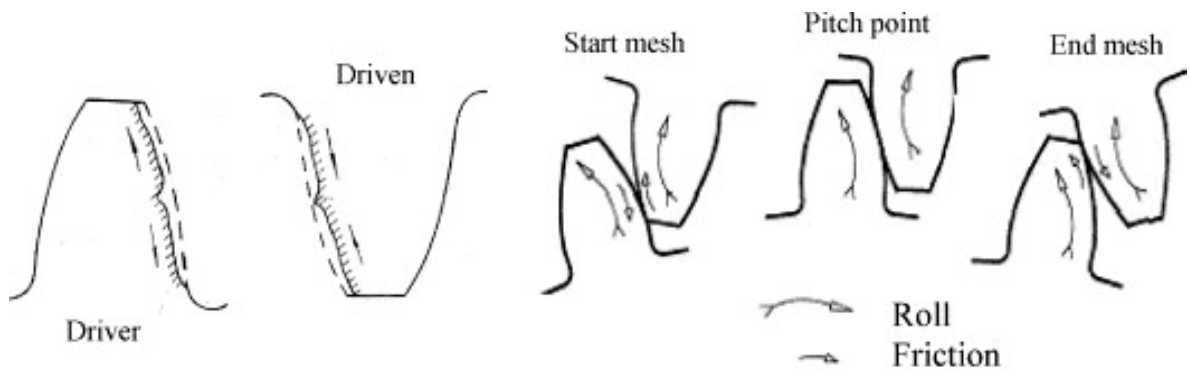


Figure II-12. Roulement et glissement au cours de l'engrènement (Mao 2007).

En plus de la perte directe de matière qui conduit à la défaillance finale de l'engrenage, l'usure de la surface de l'engrenage provoque une modification de ses caractéristiques, ce qui peut générer des vibrations et du bruit si l'usure est significative. À l'extrême, la surface d'usure affecte les surfaces de contact d'engrenage de telle sorte que les contraintes de contact et la répartition de charge sont modifiées de telle sorte que ceci accélère l'apparition d'autres modes de rupture (Kahraman and Ding 2013).

Un grand nombre de paramètres doit être considéré pour décrire avec précision les caractéristiques de l'usure des surfaces en contact. Les mécanismes d'usure sont dépendants des paramètres de contact, tels que les rayons de courbure, les vitesses de glissement, la charge normale et sa répartition. En outre, d'autres paramètres de contact qui affectent les conditions de lubrification sont d'ordre élasto-hydrodynamique (paramètres de lubrifiant avec les caractéristiques de rugosité de surface) (Kahraman and Ding 2013)

Selon Flodin and Andersson (1997), les paramètres importants que sont la vitesse de roulement et le glissement interagissent lorsque la pression de contact est élevée. Raison pour laquelle les engrenages de haute performance sont généralement lubrifiés à l'huile ou à la graisse. Afin de minimiser l'usure sur la dent, il est donc préférable d'avoir un bon état de lubrification sous la forme d'un film toujours suffisamment épais pour séparer les surfaces en interaction. Par contre, l'usage le plus commun des engrenages plastiques est à sec. L'usure au point P de contact sec peut généralement être considérée comme une fonction de l'épaisseur initiale de la dent et la perte décrite par une équation différentielle. L'usure accumulée en un point P peut être déterminée par l'équation d'Archard (1953) :

$$\frac{V_w}{s} = K_w \frac{W}{H} \quad (\text{II-35})$$

où :

W = charge normale appliquée,

V_w = volume de la matière enlevé par l'usure,

H = dureté de la surface et

K_w = coefficient d'usure sans dimension.

s = la distance parcourue par le point observé.

Cette équation peut-être autrement exprimée par :

$$\frac{h}{s} = k_w p \quad (\text{II-36})$$

Où :

h = profondeur de l'usure,

p = pression locale de contact,

k_w = le coefficient d'usure sans dimensions.

Le modèle d'usure est alors décrit par :

$$h_p = \int_0^s k p ds \quad (\text{II-37})$$

Bien que de nombreux chercheurs aient proposé des modèles d'usure plus avancé en utilisant d'autres méthodologies, le modèle de l'usure d'Archard reste le modèle le plus couramment utilisé pour des applications pratiques. Des applications courantes de ce modèle sont : les contacts de came, les segments de pistons, les contacts d'engrenage, etc. (Williams 1999, Kahraman and Ding 2013).

Il existe plusieurs autres façons de quantifier l'usure. Les pratiques courantes consistent soit à mesurer le volume de matériau perdu, soit à mesurer le profil usé. Le volume d'usure (V_u) peut être calculé en divisant la perte par usure mesurée par la densité. Ensuite, le taux d'usure spécifique peut être calculé comme suit (Tsukamoto, Maruyama et al. 1985).

$$W_v = \frac{V_u}{Z2mbN} \quad (\text{II-38})$$

Où :

W_v = taux d'usure spécifique,

V_u = volume d'usure.

Les techniques pour diminuer le taux d'usure consistent soit à utiliser un lubrifiant pour réduire la friction, soit à diminuer la température de fonctionnement. Yesilyurt, Gu et al. (2003) ont testé un engrenage droit dans des conditions d'usure accélérée et ont utilisé les vibrations de l'engrenage comme mesure pour indiquer la présence et la progression de l'usure

L'augmentation rapide du taux d'usure à un moment donné est due à la température de surface qu'occasionne la fonte de surface ou de la pression hertzienne maximale dépassant le point du composite (Hooke, Kukureka et al. 1996). À ce stade, nous considérons que l'engrenage rentre dans un état sévère de défaillance et peut être considéré comme ayant dépassé sa vie utile.

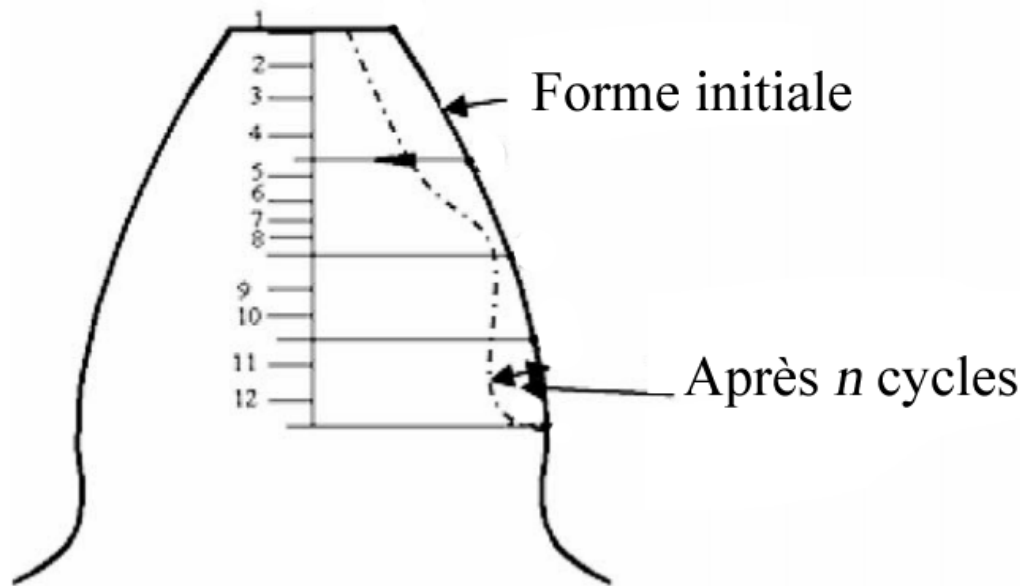


Figure II-13. Changement de la forme de la dent avec l'usure. Adapté de (Düzçükoğlu 2009).

II.4 Originalité

Comme nous l'avons exposé plus haut, un composite écologique constituait une alternative très prometteuse aux plastiques couramment utilisés comme l'acétal et le nylon. Une des grandes originalités du présent travail, c'est de proposer non seulement un matériau plus écologique que les traditionnels, avec des propriétés semblables, mais aussi de suggérer une solution plus abordable.

Pour ceci, nous allons utiliser dans un premier temps des « biocomposites », ou fibres naturelles comme une alternative écologique aux fibres traditionnellement incorporées aux composites. Ces fibres naturelles procurent certains avantages à notre composite par rapport aux fibres traditionnelles comme une plus faible densité, une résistance spécifique élevée, une grande capacité de récupération d'énergie, la neutralité CO₂ après la combustion, une facilité de traitement, une plus grande biodégradabilité et, enfin, un faible coût de production (Lee, Choi et al. 2003, Khan, Masudul Hassan et al. 2005). Ces propriétés sont bien connues. L'originalité de notre travail réside dans le choix de la fibre : la fibre de bouleau largement disponible au Québec, car ce bois dur pousse dans les zones froides avec des précipitations abondantes. Le Québec contient environ 50 % du volume de bouleau jaune en Amérique du Nord (El Little 1979). Cette pratique procurera donc plusieurs avantages économiques pour la région.

Ces fibres seront couplées avec une matrice à PE pour générer un composite écologique avec des propriétés remarquables. Les propriétés du PE sont déterminées en grande partie par l'agencement de la chaîne polymère. Les propriétés telles que le point de fusion cristalline, la densité, la dureté et la perméabilité sont déterminées par le type, le nombre et la distribution des ramifications à chaîne courte, alors que la viscosité est affectée principalement par ramifications à longue chaîne (Shirayama, Kita et al. 1972, Földes, Iring et al. 1987).

Nous pouvons voir sur la Figure II-14 les propriétés mécaniques du polyéthylène et du polypropylène comparées à d'autres plastiques. Parmi ces deux options plus courantes de matrice thermoplastique, le

polyéthylène est l'option la plus viable économiquement : il est le plastique le plus largement utilisé dans le monde. Nous pouvons citer des exemples d'applications comme dans l'industrie automobile, dans la fabrication les fabricants de cosmétiques, dans les emballages, les jouets, dans l'hygiène personnelle et les produits de nettoyage, entre autres (Braskem 2012). Ces avantages commerciaux sont un atout pour la production de masse. La combinaison de ces deux matériaux donne une écosolution sous la forme d'un biocomposite qui est simple à fabriquer et qui, par conséquent, devrait être très abordable.

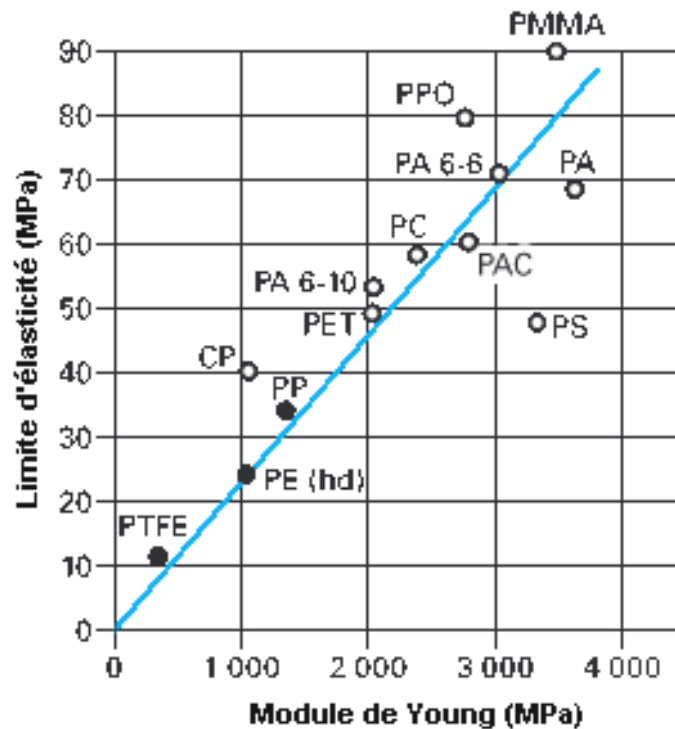


Figure II-14 Comparaisons des polymères selon leurs propriétés mécaniques (G'Sell and Haudin 1995).

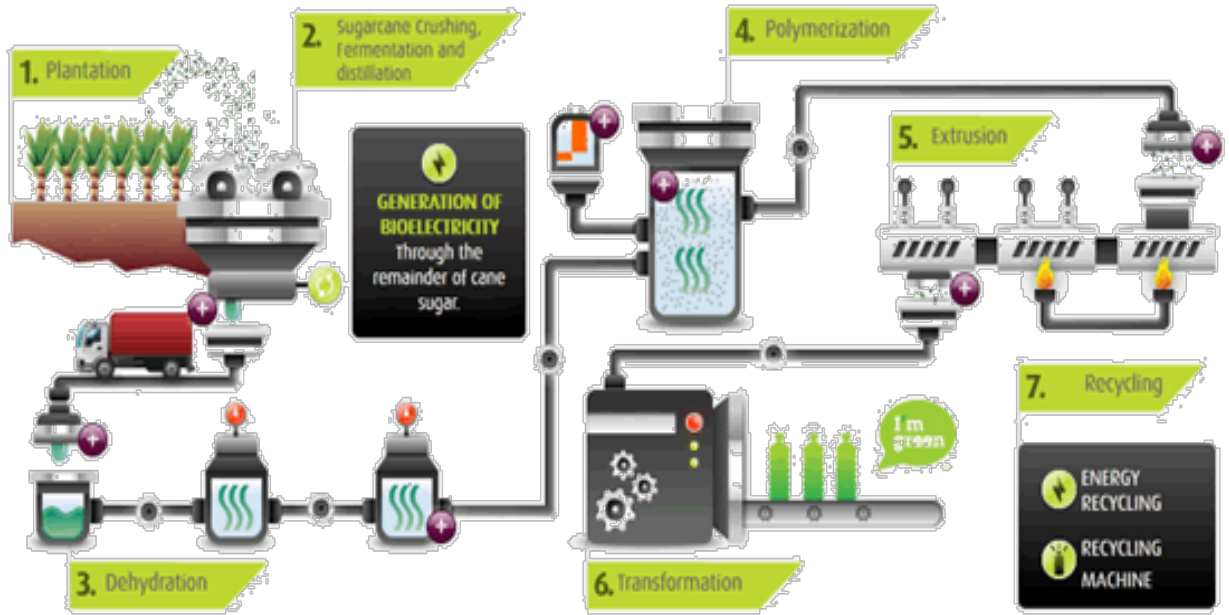


Figure II-15. Production du Bio-PE (Braskem 2013).

La recherche actuelle évolue vers le développement d'un matériau composite entièrement écologique. Néanmoins, il existe un nombre limité de matrices thermoplastiques d'origine végétale capables de remplacer d'une façon équivalente les matrices thermoplastiques d'origine fossile.

Le premier producteur mondial Braskem, société pétrochimique brésilienne (Braskem 2013) a développé un « polyéthylène naturel (vert) » (NHDPE) provenant entièrement de la canne à sucre (comme le montre le schéma de sa production à la Figure II-15). Des copies des certifications internationales de l'aspect écologique de ce matériau se trouvent aux annexes D et E. Cela constituait une véritable percée technologique. Nous avons donc été en mesure de fabriquer une famille verte de composites utilisant ce matériau pour la comparaison avec les composites à base de PE normale.

Il s'agit d'une nouveauté sur le marché, car, aujourd'hui, il existe très peu de recherches sur cette résine. Cette entreprise a fait un don à l'UQTR pour que des études sur un nouveau matériau vert renforcé par des fibres naturelles puissent être menées à partir de cette matrice : c'est l'état de l'art actuel des biocomposites.

Ainsi, en comparant deux alternatives équivalentes de composites (vert et bio), nous proposerons une solution originale pour l'amélioration de la nature verte des composites à teneur en fibres naturelles tout en réduisant leur poids de 50 %. En plus, un nouveau composite vert en polyéthylène naturel n'a jamais été produit à partir de fibres de bouleau courtes et comparé aux versions bio composites produites avec des matrices de polyéthylène linéaire basse densité (LLDPE) et polyéthylène haute densité (HDPE). En plus, nous testerons des versions avec ou sans agent de couplage (AC) dans des rapports de 10, 20, 30 et 40 % en poids de fibres. Ceci répondra aux questions que pose le remplacement des composites bio et verts. Nous verrons s'il est possible d'utiliser le même agent de couplage ou un autre mécanisme de couplage fibres/matrice.

Nous voulons, en plus de caractériser les propriétés mécaniques de ces matériaux (par des essais de traction, de flexion, de charge-décharge et de fluage) savoir s'il y a une différence interne pour caractériser les microévénements structuraux qui ont conduit à l'échec global du biocomposite. Ceci vise à répondre à la question de savoir si les différentes versions de ces composites écologiques s'endommagent également au niveau des fibres, de la matrice et de l'interface. Pour cela, nous recourrons à la technique d'émission acoustique (ÉA).

Mehan and Mullin (1971) ont été les premiers chercheurs à corréler un mécanisme d'endommagement avec une signature acoustique (AS). La méthode d'analyse d'endommagement traditionnelle utilise de simples histogrammes d'amplitude pour réussir à différencier les modes (Kotsikos, Evans et al. 1999, Laksimi, Benmedakhene et al. 1999). Cette méthode est très inexacte pour des matériaux complexes comme le nôtre (Liu, Chu et al. 2012). Une autre originalité du travail est le développement d'une méthode d'identification de l'endommagement plus adapté aux matériaux biologiques (les structures cellulaires assemblées par un processus hiérarchique aléatoire dans la nature) mélangés avec thermoplastiques (des propriétés d'amortissement fortes) (Henriksson, Berglund et al. 2008).

Les mécanismes d'endommagement seront identifiés en utilisant trois paramètres de la salve acoustique (la traditionnelle amplitude, en plus de la durée et du nombre des coups). La nouvelle méthode utilisera l'intelligence artificielle, notamment un réseau neuronal sur la base d'une carte d'auto-organisation non supervisée de Kohonen (KSOM) et la logique floue.

L'intelligence artificielle à trois paramètres augmente la fidélité d'analyse de modes par son principe de fonctionnement basé sur l'apprentissage souple compétitif dans lequel les neurones adjacents sont pondérés par une fonction de voisinage.

Ainsi, nous effectuerons une analyse approfondie et nouvelle de la progression des mécanismes d'endommagement mécaniques dans les composites causés par l'application de contraintes externes dans divers scénarios. Cela pourra montrer la participation de chaque mode d'endommagement à la défaillance finale.

Dans ce cas, l'émission acoustique devient plus utile, car elle permet de suivre l'onde sonore, non seulement la progression, mais aussi la nature de la défaillance qui a pris naissance., et ce, spécialement lorsqu'il s'agit de matériaux où le processus de dommages n'est pas bien compris. L'ÉA est également observée lors des transformations de phase et des déformations plastiques. C'est ce que nous désirons observer pour les différents taux de fibres, de matériau de base avec ou sans agent de couplage.

En plus de ces paramètres, l'émission acoustique servira aussi sur le même matériau, mais à différents essais de traction, de flexion 3 points, de charge-décharge et de fluage. Cette approche sera novatrice parce qu'elle nous permettra de voir si la prédominance des mécanismes d'endommagement change aussi avec le type de contrainte auquel l'échantillon est soumis.

Nous allons explorer en profondeur les différents processus d'endommagement dans différentes situations qui fournira des moyens non seulement d'enregistrer le signal ÉA, mais servira d'indicateur mécanique externe de dommages pour la comparaison de l'évolution réelle des mécanismes internes, en plus de l'image de la face fracturée.

Autre élément de nouveauté : nous effectuerons un aperçu de l'accumulation de l'état des contraintes à l'interface entre les fibres et la matrice et le point de détachement des fibres en utilisant la mesure des contraintes résiduelles sur l'essai cyclique et avec le changement du module. Nous ferons une comparaison des phases et des modes en termes de lectures mécaniques de l'échantillon en comparaison avec l'algorithme d'analyse d'endommagement acoustique développé. Nous ferons enfin l'analyse de la présence de l'effet Kaiser et l'effet Felicity dans les matériaux, et la surveillance de l'état de l'avancement de l'endommagement.

Une autre dimension d'innovation et d'originalité de cette thèse est la contribution à la façon de dimensionner correctement les engrenages dans une application avec une parfaite compréhension de la manière dont l'engrenage va se détériorer jusqu'à défaillance finale. Nous comptons fournir une méthode originale d'analyse des modes d'endommagements multiples en engrenages plastiques. Nous contribuerons ainsi à la science en apportant une solution combinée d'analyse par éléments finis et des équations analytiques validées pour engrenages en plastique dans le but de produire un système unique d'analyse des perspectives d'utilisation des engrenages qui évaluent tous les processus d'endommagement possibles.

Cet outil représente un progrès significatif pour la modélisation de l'engrenage plastique et son endommagement parce que les principaux facteurs de fonctionnement d'engrenage en plastique et les facteurs de dégradation sont pris en compte (comme le montre la Figure II-16). L'identification du mode d'endommagement le plus important permettra de prendre des mesures préventives parce que les limites des engrenages en plastique seront bien identifiées.

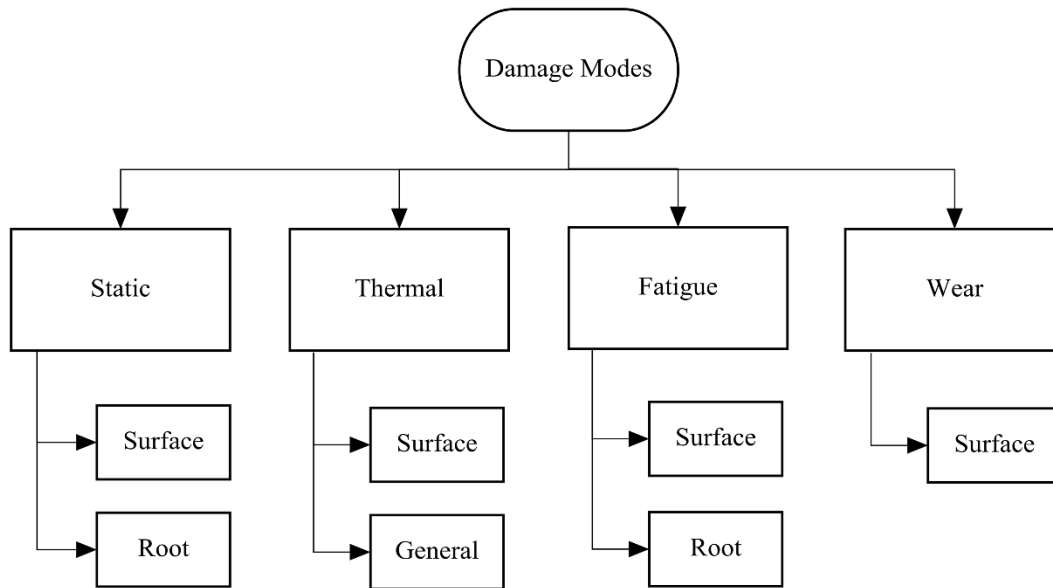


Figure II-16. L’outil original proposé : L’évaluation de tous les modes d’endommagement permet d’évaluer la vie de l’engrenage en plastique et de déterminer la cause de la défaillance et le moment de son occurrence.

En outre, le plein potentiel de l'utilisation de l'engrenage en plastique est limité par les propriétés mécaniques non seulement pauvres, mais aussi par faibles limites de température et de mauvaises propriétés de conduction thermique. Comme nous l’avons vu dans la revue de la littérature, ces caractéristiques sont souvent considérées comme le plus important enjeu des engrenages. Donc, comme solution, nous proposons des trous de refroidissement innovateurs pour permettre de minimiser ces effets. Notre proposition permettra de réduire la quantité de dommage thermique sur la surface de contact. L’originalité de nos trous de refroidissement est qu’ils seront taraudés. Ces filets augmentent de façon considérable la surface de transfert de chaleur vers l’environnement pour une même quantité de matière enlevée dans des trous conventionnels. Par contre, ces trous de refroidissement favorisent une augmentation des contraintes locales et la déformation de la dent, exerçant ainsi un effet négatif. La proposition est de comparer les différentes configurations de trous de refroidissement d'engrenages en plastique et de trouver une solution optimale avec le meilleur compromis. Ainsi, nous trouverons les meilleures méthodes pour réduire les dommages thermiques grâce aux trous de refroidissement.

Une grande innovation de cette recherche est la fabrication et le test réel sur des engrenages faits à partir des matériaux développés et étudiés dans cette thèse. Nous proposons de comparer les deux types de matériaux écologiques développés dans le cadre de cette thèse avec les résultats de la littérature, résultats obtenus sur d'autres matériaux conventionnels. C'est la première fois que ces engrenages composites plastiques écologiques ont été testés en fonctionnement. Nous prévoyons donc de documenter l'évolution de la fatigue et de la température de ces matériaux dans différentes conditions de fonctionnement. En outre, l'émission acoustique sera aussi utilisée pour évaluer l'évolution de la fissure de fatigue. Le but est de montrer scientifiquement que l'innovation des engrenages entièrement écologiques est faisable et qu'ils peuvent remplacer les matériaux traditionnels tels que le plastique d'ingénierie, et ceci à un coût moindre.

II.5 Références

AGMA 210.02 (1965). Surface durability (pitting) of spur gear teeth.

Al-Qrimli, H., H. Almurib, N. Kumar and F. Mahdi (2015). "Dynamic Analysis of a Straight Bevel Gear Composite Structure." J Material Sci Eng 4(152): 2169-0022.1000152.

Alban, L. E. (1984). Number 1 Gear Failure, Tooth Bending Fatigue, Society of Automotive Engineers.

Alban, L. E. (1985). Systematic analysis of gear failures, ASM International.

Andersson, S. and B. Eriksson (1990). "Prediction of the sliding wear of spur gears." Proceedings of NORDTRIB 90.

Archard, J. (1953). "Contact and rubbing of flat surfaces." Journal of applied physics 24(8): 981-988.

Aslantaş, K. and S. Taşgetiren (2004). "A study of spur gear pitting formation and life prediction." Wear **257**(11): 1167-1175.

Belsak, A. and J. Flaska (2007). "Detecting cracks in the tooth root of gears." Engineering Failure Analysis **14**(8): 1466-1475.

Bhattacharya, B. and B. Ellingwood (1998). "Continuum damage mechanics analysis of fatigue crack initiation." International journal of fatigue **20**(9): 631-639.

Blok, H. (1963). "The flash temperature concept." Wear **6**(6): 483-494.

Bongiovanni, G. and M. Clerico (1967). "Understanding plastic wear." Mod. Plastics **44**: 126-202.

Brandão, J. A., R. Martins, J. H. Seabra and M. J. Castro (2015). "An approach to the simulation of concurrent gear micropitting and mild wear." Wear **324**: 64-73.

Braskem. (2013). "Braskem green products." from <http://www.braskem.com/site.aspx/green-products-USA>.

Bravo, A., D. Koffi, L. Toubal and F. Erchiqui (2015). "Life and damage mode modeling applied to plastic gears." Engineering Failure Analysis **58**: 113-133.

Breeds, A., S. Kukureka, K. Mao, D. Walton and C. Hooke (1993). "Wear behaviour of acetal gear pairs." Wear **166**(1): 85-91.

Chaari, F., T. Fakhfakh and M. Haddar (2009). "Analytical modelling of spur gear tooth crack and influence on gearmesh stiffness." European Journal of Mechanics-A/Solids **28**(3): 461-468.

Charles, D. F., R. Gnanamoorthy and P. Ravindran (2010). "Rolling contact fatigue behavior of polyamide clay reinforced nanocomposite—Effect of load and speed." Wear **269**(7): 565-571.

Cornelius, E. and I. Budich (1970). "Investigation of Gears of Acetal Resins." Konstruktion **22**(3): 103-116.

De-Guang, S., Y. Wei-Xing and W. De-Jun (1998). "A new approach to the determination of fatigue crack initiation size." International journal of fatigue **20**(9): 683-687.

Dempsey, P. J., D. G. Lewicki and H. J. Decker (2004). Investigation of Gear and Bearing Fatigue Damage Using Debris Particle Distributions, DTIC Document.

Dempsey, P. J., W. Morales and A. A. Afjeh (2002). "Investigation of spur gear fatigue damage using wear debris." Tribology & Lubrication Technology **58**(11): 18.

Drozдов, Y. N. (1972). "Thermal aspects of scoring in simultaneous rolling and sliding contact." Wear **20**(2): 201-209.

Düzçükoğlu, H. (2009). "PA 66 spur gear durability improvement with tooth width modification." Materials & Design **30**(4): 1060-1067.

Düzçükoğlu, H. (2009). "Study on development of polyamide gears for improvement of load-carrying capacity." Tribology International **42**(8): 1146-1153.

Duzcukoglu, H. and H. Imrek (2008). "A new method for preventing premature pitting formation on spur gears." Engineering Fracture Mechanics **75**(15): 4431-4438.

Düzçükoğlu, H. and H. İmrek (2008). "A new method for preventing premature pitting formation on spur gears." Engineering Fracture Mechanics **75**(15): 4431-4438.

Düzçükoğlu, H., R. Yakut and E. Uysal (2010). "The use of cooling holes to decrease the amount of thermal damage on a plastic gear tooth." Journal of failure analysis and prevention **10**(6): 545-555.

El Little, J. (1979). "Checklist of United States trees (native and naturalized)." Agriculture Handbook, UK Department of Agriculture(541).

Errichello, R. (2002). "How to analyze gear failures." Journal of Failure Analysis and Prevention **2**(6): 8-16.

- Fajdiga, G. and M. Sraml (2009). "Fatigue crack initiation and propagation under cyclic contact loading." Engineering Fracture Mechanics **76**(9): 1320-1335.
- Fernandes, P. (1996). "Tooth bending fatigue failures in gears." Engineering Failure Analysis **3**(3): 219-225.
- Fernandes, P. and G. McDuling (1997). "Surface contact fatigue failures in gears."
- Fernandes, P. J. L. and C. McDuling (1997). "Surface contact fatigue failures in gears." Engineering Failure Analysis **4**(2): 99-107.
- Flašker, J., S. Glodež and S. Pehan (1995). "Influence of contact area on service life of gears with crack in tooth root." Communications in numerical methods in Engineering **11**(1): 49-58.
- Flodin, A. and S. Andersson (1997). "Simulation of mild wear in spur gears." Wear **207**(1): 16-23.
- Földes, E., M. Iring and F. Tüdös (1987). "Degradation of HDPE and LLDPE in closed mixing chamber: a comparison." Polymer Bulletin **18**(6): 525-532.
- Franulovic, M., R. Basan, R. Kunc and I. Prebil (2013). Numerical modelling of fatigue damage in gears tooth root. ICMFF9.
- G'Sell, C. and J. M. Haudin (1995). Introduction à la mécanique des polymères, Ed. INPL-MECAMAT-GFP-APPLOR-FIRTECH.
- Glodež, S., J. Flašker and Z. Ren (1997). "A new model for the numerical determination of pitting resistance of gear teeth flanks." Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures **20**(1): 71-83.
- Glodež, S., Z. Ren and J. Flašker (1999). "Surface fatigue of gear teeth flanks." Computers & structures **73**(1): 475-483.
- Glodež, S., M. Šraml and J. Kramberger (2002). "A computational model for determination of service life of gears." International Journal of Fatigue **24**(10): 1013-1020.

Glodež, S., H. Winter and H. Stüwe (1997). "A fracture mechanics model for the wear of gear flanks by pitting." Wear **208**(1): 177-183.

Guilbault, R., S. Lalonde and M. Thomas (2015). "Modeling and monitoring of tooth fillet crack growth in dynamic simulation of spur gear set." Journal of Sound and Vibration **343**: 144-165.

Hall, K. and H. Alvord (1964). "Progress Reports on Evaluation of Zytel and Delrin as Gear Materials, Engineering Research Institute." Ann Arbor, Mich **1968**.

Henriksson, M., L. A. Berglund, P. Isaksson, T. Lindström and T. Nishino (2008). "Cellulose nanopaper structures of high toughness." Biomacromolecules **9**(6): 1579-1585.

Hooke, C., S. Kukureka, P. Liao, M. Rao and Y. Chen (1996). "Wear and friction of nylon-glass fibre composites in non-conformal contact under combined rolling and sliding." Wear **197**(1): 115-122.

Hooke, C., K. Mao, D. Walton, A. Breeds and S. Kukureka (1993). "Measurement and prediction of the surface temperature in polymer gears and its relationship to gear wear." Journal of tribology **115**(1): 119-124.

Hoskins, T., K. Dearn, Y. Chen and S. Kukureka (2014). "The wear of PEEK in rolling-sliding contact—Simulation of polymer gear applications." Wear **309**(1): 35-42.

Hossan, M. R. and Z. Hu (2008). Strength evaluation of polymer composite spur gear by finite element analysis. ASME 2008 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, American Society of Mechanical Engineers.

Howard, I., S. Jia and J. Wang (2001). "The dynamic modelling of a spur gear in mesh including friction and a crack." Mechanical systems and signal processing **15**(5): 831-853.

Hu, Z. and M. R. Hossan (2013). "Strength Evaluation and Failure Prediction of Short Carbon Fiber Reinforced Nylon Spur Gears by Finite Element Modeling." Applied Composite Materials **20**(3): 315-330.

İmrek, H. (2009). "Performance improvement method for Nylon 6 spur gears." Tribology International **42**(3): 503-510.

Jia, S. and I. Howard (2006). "Comparison of localised spalling and crack damage from dynamic modelling of spur gear vibrations." Mechanical Systems and Signal Processing **20**(2): 332-349.

Kahraman, A. and H. Ding (2013). Wear in Gears. Encyclopedia of Tribology, Springer: 3993-4001.

Khan, M. A., M. Masudul Hassan and L. T. Drzal (2005). "Effect of 2-hydroxyethyl methacrylate (HEMA) on the mechanical and thermal properties of jute-polycarbonate composite." Composites Part A: Applied science and manufacturing **36**(1): 71-81.

Kim, C. H. (2006). "Durability improvement method for plastic spur gears." Tribology international **39**(11): 1454-1461.

Kitagawa, H. and S. Takahashi (1976). Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials. ASM, Metals Park, Ohio. 1976, 627-631.

Koffi, D. (1988). Étude du comportement thermique des engrenages cylindriques droits en plastique.

Koffi D, M. Bellosta, M. Barriol and C. Bop (1995). "Surface Thermomechanical Damaging of Plastic Gear Teeth." 15th Canadian congress of applied mechanics: 100-110.

Koffi, D., R. Gauvin and H. Yelle (1985). Heat generation in thermoplastic spur gears, ASME.

Koffi, D., R. Gauvin and H. Yelle (1985). "Heat generation in thermoplastic spur gears." Journal of Mechanical Design **107**(1): 31-36.

Koffi, D., H. Yelle and R. Gauvin (1987). Engrenages en Plastique.. The theory of machines and mechanisms: proceedings of the 7th World Congress, 17-22 September 1987, Sevilla, Spain, Pergamon Press.

Koffi, D., H. Yelle and R. Gauvin (1987). The theory of machines and mechanisms. 7th World Congress, Sevilla, Spain, Pergamon Press.

Koffi, D., H. Yelle and R. GUILBAULT (2000). "Influence du rapport de conduite et de la géométrie de denture sur le comportement à l'échauffement et à l'usure des engrenages en plastique." Bulletin-Institut de l'engrenage et des transmissions **116**: 16-50.

Koffi, D., H. Yelle and F. Renaudon (1999). Étude théorique du bris thermique généralisé des engrenages À dentures droites en plastique. World congress on gearing and power transmission.

Kotsikos, G., J. Evans, A. Gibson and J. Hale (1999). "Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates." Polymer composites **20**(5): 689-696.

Kramberger, J., M. Šraml, S. Glodež, J. Flašker and I. Potrč (2004). "Computational model for the analysis of bending fatigue in gears." Computers & structures **82**(23): 2261-2269.

Kramberger, J., M. Šraml, I. Potrč and J. Flašker (2004). "Numerical calculation of bending fatigue life of thin-rim spur gears." Engineering fracture mechanics **71**(4): 647-656.

Kurokawa, M. (2003). "Performance of plastic gear made of carbon fiber reinforced polyamide 12." Wear.

Kurokawa, M., Y. Uchiyama and S. Nagai (2000). "Performance of plastic gear made of carbon fiber reinforced poly-ether-ether-ketone: Part 2." Tribology international **33**(10): 715-721.

Laksimi, A., S. Benmedakhene and L. Bounouas (1999). Monitoring Acoustic Emission During Tensile Loading of Thermoplastic Composites Materials. Proceeding of ICCM.

Lalonde, S. (2008). Modélisation de la propagation des fissures dans les engrenages par la méthode des éléments de frontières, École de technologie supérieure.

Lee, S. G., S. S. Choi, W. H. Park and D. Cho (2003). Characterization of surface modified flax fibers and their biocomposites with PHB. Macromolecular Symposia, Wiley Online Library.

Letzelter, E., M. Guingand, J.-P. De Vaujany and P. Schlosser (2010). "A new experimental approach for measuring thermal behaviour in the case of nylon 6/6 cylindrical gears." Polymer testing **29**(8): 1041-1051.

Lewicki, D. G. and R. Ballarini (1997). "Rim thickness effects on gear crack propagation life." International journal of fracture **87**(1): 59-86.

Lewicki, D. G., P. J. Dempsey, G. F. Heath and P. Shanthakumaran (2009). Gear fault detection effectiveness as applied to tooth surface pitting fatigue damage, DTIC Document.

Li, C. J. and H. Lee (2005). "Gear fatigue crack prognosis using embedded model, gear dynamic model and fracture mechanics." Mechanical systems and signal processing **19**(4): 836-846.

Li, S. and A. Kahraman (2014). "A micro-pitting model for spur gear contacts." International Journal of Fatigue **59**: 224-233.

Li, S., A. Kahraman and M. Klein (2012). "A fatigue model for spur gear contacts operating under mixed elastohydrodynamic lubrication conditions." Journal of Mechanical Design **134**(4): 041007.

Lin, A. D. and J. H. Kuang (2008). "Dynamic interaction between contact loads and tooth wear of engaged plastic gear pairs." International Journal of Mechanical Sciences **50**(2): 205-213.

Liu, P., J. Chu, Y. Liu and J. Zheng (2012). "A study on the failure mechanisms of carbon fiber/epoxy composite laminates using acoustic emission." Materials & Design **37**: 228-235.

Liu, Y. and S. Mahadevan (2007). "Stochastic fatigue damage modeling under variable amplitude loading." International Journal of Fatigue **29**(6): 1149-1161.

Maitra, G. M. (1994). Handbook of gear design, Tata McGraw-Hill Education.

Mao, K. (2007). "Gear tooth contact analysis and its application in the reduction of fatigue wear." Wear **262**(11): 1281-1288.

Mao, K. (2007). "A new approach for polymer composite gear design." Wear **262**(3): 432-441.

Mao, K. (2007). "A numerical method for polymer composite gear flash temperature prediction." Wear **262**(11): 1321-1329.

Mao, K., P. Langlois, Z. Hu, K. Alharbi, X. Xu, M. Milson, W. Li, C. Hooke and D. Chetwynd (2015). "The wear and thermal mechanical contact behaviour of machine cut polymer gears." Wear **332**: 822-826.

Mao, K., W. Li, C. Hooke and D. Walton (2009). "Friction and wear behaviour of acetal and nylon gears." Wear **267**(1): 639-645.

Mao, K., W. Li, C. Hooke and D. Walton (2010). "Polymer gear surface thermal wear and its performance prediction." Tribology International **43**(1): 433-439.

Mehan, R. and J. Mullin (1971). "Analysis of composite failure mechanisms using acoustic emissions." Journal of Composite Materials **5**(2): 266-269.

Mehat, N. M., S. Kamaruddin and A. R. Othman (2014). "Optimized injection molding of unfilled and glass filled pa6 gears." International Journal of Manufacturing Engineering **2014**.

Mertens, A. J. and S. Senthilvelan (2015). "Durability enhancement of polymer gear using compressed air cooling." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials Design and Applications: 1464420715581195.

Moallem, H., S. Akbarzadeh and A. Ariaei (2015). "Prediction of micropitting life in spur gears operating under mixed-lubrication regime using load-sharing concept." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology: 1350650115607896.

Osman, T. and P. Velez (2012). "A model for the simulation of the interactions between dynamic tooth loads and contact fatigue in spur gears." Tribology International **46**(1): 84-96.

Patir, N. and H. Cheng (1979). "Prediction of the bulk temperature in spur gears based on finite element temperature analysis." ASLE TRANSACTIONS **22**(1): 25-36.

Pegoretti, A. and T. Riccò (1999). "Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres." Composites science and technology **59**(7): 1055-1062.

Podrug, S., D. Jelaska and S. Glodež (2008). "Influence of different load models on gear crack path shapes and fatigue lives." Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures **31**(5): 327-339.

Pogačnik, A. and J. Tavčar (2015). "An accelerated multilevel test and design procedure for polymer gears." Materials & Design **65**: 961-973.

Sardar, J. and D. Bandopadhy (2014). "Development and fabrication of cement reinforced polypropylene composite material spur gear." Journal of Polymer engineering **34**(8): 775-786.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy Condition Monitoring Of Nylon And Glass Filled Nylon Gears. Proceedings 11th National Conference on Machines and Mechanics.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy (2004). "Damage mechanisms in injection molded unreinforced, glass and carbon reinforced nylon 66 spur gears." Applied composite materials **11**(6): 377-397.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy (2004). Performance and Failure Analysis of Injection Molded Carbon Reinforced Nylon Gears. ASME 7th Biennial Conference on Engineering Systems Design and Analysis, American Society of Mechanical Engineers.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy (2004). "Wear characteristics of injection-moulded unfilled and glass-filled nylon 6 spur gears." Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology **218**(6): 495-502.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy (2006). "Effect of gear tooth fillet radius on the performance of injection molded Nylon 6/6 gears." Materials & design **27**(8): 632-639.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy (2007). "Effect of rotational speed on the performance of unreinforced and glass fiber reinforced Nylon 6 spur gears." Materials & design **28**(3): 765-772.

Shirayama, K., S. I. Kita and H. Watabe (1972). "Effects of branching on some properties of ethylene/ α -olefin copolymers." Die Makromolekulare Chemie **151**(1): 97-120.

Socie, D. and J. Bannantine (1988). "Bulk deformation fatigue damage models." Materials Science and Engineering: A **103**(1): 3-13.

Šraml, M. and J. Flašker (2007). "Computational approach to contact fatigue damage initiation analysis of gear teeth flanks." The International Journal of Advanced Manufacturing Technology **31**(11-12): 1066-1075.

Srinath, G. and R. Gnanamoorthy (2005). "Effect of short fibre reinforcement on the friction and wear behaviour of nylon 66." Applied Composite Materials **12**(6): 369-383.

Tsukamoto, N., H. Maruyama and H. Mimura (1985). "Effect of reducing friction of polyacetal in gears." Transactions of JSME International Journal Series C **57**: 230-235.

Tsukamoto, N., H. Maruyama, T. Taki and N. Nishida (1991). "A study on strength design methods for plastic gears. Estimation of operation life of plastic gears in elevated-temperature environment." JSME international journal. Ser. 3, Vibration, control engineering, engineering for industry **34**(1): 121-126.

Uchiyama, Y. (1989). "Friction and Wear of Plastics." Netsu Kokasei Jushi(J. Thermosetting Plast., Jpn.) **10**(1): 10-24.

Vohra, M. and K. Vyas (2014). "Comparative Finite Element Analysis Of Metallic And Non Metallic Spur Gear." IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering **11**(3): 136-145.

Williams, J. (1999). "Wear modelling: analytical, computational and mapping: a continuum mechanics approach." Wear **225**: 1-17.

Wright, N. and S. Kukureka (2001). "Wear testing and measurement techniques for polymer composite gears." Wear **251**(1-12): 1567-1578.

Yakut, R., H. Düzcükoğlu and M. Demirci (2009). "The load capacity of PC/ABS spur gears and investigation of gear damage." Archives of Materials Science **42**: 42.

Yelle, H. (1977). Design of thermoplastic gears with an involute tooth profile, Thesis (Ph. D.)--University of Waterloo.

Yelle, H. and D. Burns (1981). Root bending fatigue strength of acetal spur gears-a design approach to allow for load sharing. Pre-sented at AGMA Fall Technical Meeting.

Yelle, H., D. Koffi, R. Gauvin and M. Ghamraqui (1986). "Effet du matériau du pignon sur les performances d'un engrenage en plastique." 2e Congrès Mondial des Engrenages **2**: 59-68.

Yelle, H. and M. Poupard (1975). "Ultra material." Polymer Engineering & Science **15**(2): 90-96.

-high mo

Yesilyurt, I., F. Gu and A. D. Ball (2003). "Gear tooth stiffness reduction measurement using modal analysis and its use in wear fault severity assessment of spur gears." NDT & E International **36**(5): 357-372.

Yousef, S. (2015). "Polymer Nanocomposite components: a case study on gears."

CHAPITRE III - MÉTHODOLOGIE

Dans ce chapitre nous allons présenter les méthodologies utilisées dans cette thèse. Comme elle comporte plusieurs branches, nous avons adopté plusieurs sections avec des méthodologies spécifiques à chaque étape du projet. Nous allons présenter la méthodologie de fabrication du matériau, celle de sa caractérisation mécanique, de l'utilisation de l'émission acoustique, du fonctionnement réel simulé et de la simulation numérique.

III.1 Fabrication du matériau

En ce qui concerne la fabrication des matériaux, des fibres courtes industrielles (nombre de maillage 35) de bouleau jaune (*Betula alleghaniensis*) ont été sélectionnées. Les fibres ont été produites par le Centre de recherche sur les matériaux lignocellulosiques de Trois-Rivières (Canada) et ont été séchées à 60 °C dans un four à circulation d'air pendant 24 heures avant son utilisation.

Les trois matrices thermoplastiques qui ont été utilisées étaient la matrice LLDPE (Novacor® HI-0753-H) offerte par Nova Chemicals ; la matrice HDPE (SCLAIR® 2909) offerte par Nova Chemicals, la matrice NPE (version HDPE-SHA7260) offerte par Braskem. Le MAPE (polyéthylène maléate, G2010), fabriqué par Eastman Chemical Company (Kingsport, TN, É.-U.), a servi comme l'agente de couplage (AC) . La teneur d'acide maléique a été de 1,5 %. La composition chimique de l'AC conduit à la formation de ponts chimiques entre les fibres naturelles et la matrice PE. L'utilisation d'AC en quantités au-delà de 4 % en poids peut conduire à l'auto-enchevêtrement entre les chaînes d'AC plutôt que la matrice de polymère (Deepthi, Sharma et al. 2010). Pour cette raison, nous avons utilisé de l'AC à 3 % en poids.

Tous les échantillons ont été préparés dans un broyeur à deux cylindres (Thermon CW Brabender, modèle T-303) avec un rapport de démultiplication de 0,6. Les grains de la matrice ont été fondus sur des rouleaux à

170 °C, et la fibre a ensuite été ajoutée au rapport pondéral désiré (0, 10, 20, 30 ou 40 % en poids). Les échantillons ont été produits au moyen du procédé de moulage à une température de 205 °C en utilisant une presse hydraulique pendant 20 minutes, à une pression de 10 MPa.

III.2 Caractérisation des matériaux

Les essais de traction monotone ont été effectués à température ambiante conformément aux spécifications de la Norme ASTM D3039/ISO 527 (ISO 1993, ASTM 2000). Les éprouvettes pour ces essais ont une section transversale rectangulaire de 10 mm avec une longueur totale de 150 mm. Dans cet essai, l'échantillon a la forme connue sur le nom de « os de chien », car aux extrémités, il y a des zones plus élargies pour assurer que les pinces de la machine à traction soient capables de le saisir correctement pendant toute la durée du test (Figure III-1). Pour chaque essai, cinq échantillons ont été testés, et la valeur moyenne a été calculée. Les essais de charge-décharge ($R = \min(\sigma) / \max(\sigma) = 0$) et de fluage ont eu comme base les mêmes consignes pour les essais de traction monotome.

Comme il n'existe aucune méthode standard de test pour charge-décharge, un nombre suffisant de cycles a été choisi pour couvrir les différentes phases qui décrivent le comportement de l'échantillon. À température ambiante, le protocole suivant a été suivi pour ce test : l'échantillon est chargé jusqu'à ce qu'il atteigne une certaine déformation, alors le chargement est retiré complètement. Ensuite, le matériau est soumis à un niveau de déformation plus élevé.

En ce qui concerne le fluage, afin d'accélérer l'apparition de l'endommagement, les essais de fluage ont été réalisés en utilisant 80 % de la limite la résistance quasi statique.

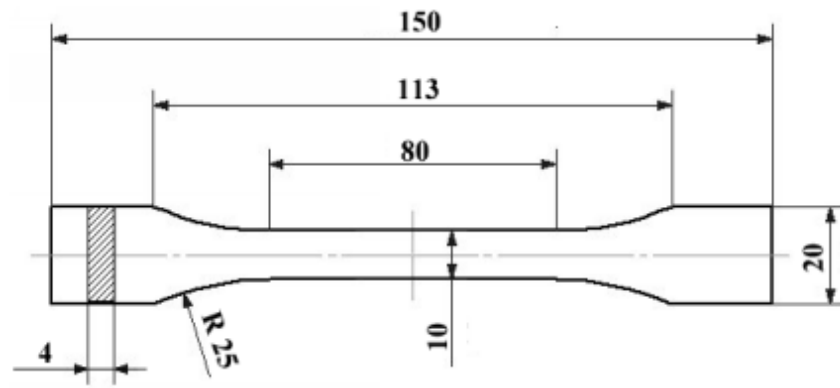


Figure III-1. Dimensions des échantillons (en mm) en fonction de la Norme ISO 527-4 (1A) (ISO 1993).

Pour les essais de flexion à 3 points, nous avons utilisé la Norme ASTM D790 comme référence (ASTM 2003). Dans ce cas, les échantillons avaient une section rectangulaire de 12,7 par 3,2 mm, avec une longueur totale de 127 mm. Ici encore, cinq échantillons ont été testés, et la valeur moyenne a été calculée.

Les deux essais ont été surclassés en utilisant un modèle « Instron LM-U150 » comme machine d'essai électromécanique. En mode traction (Figure III-2 a), il a été utilisé avec une cellule de charge de 150 kN, et un extensomètre de 50 mm est relié au système d'acquisition de données et fixé à l'échantillon. En mode flexion (Figure III-2 b), une cellule de 10 kN a été utilisée, car une force beaucoup plus faible sur l'échantillon est nécessaire pour ce type d'essai. La vitesse de la tête dans les deux essais était de 1 mm/min pour réduire les effets dynamiques.

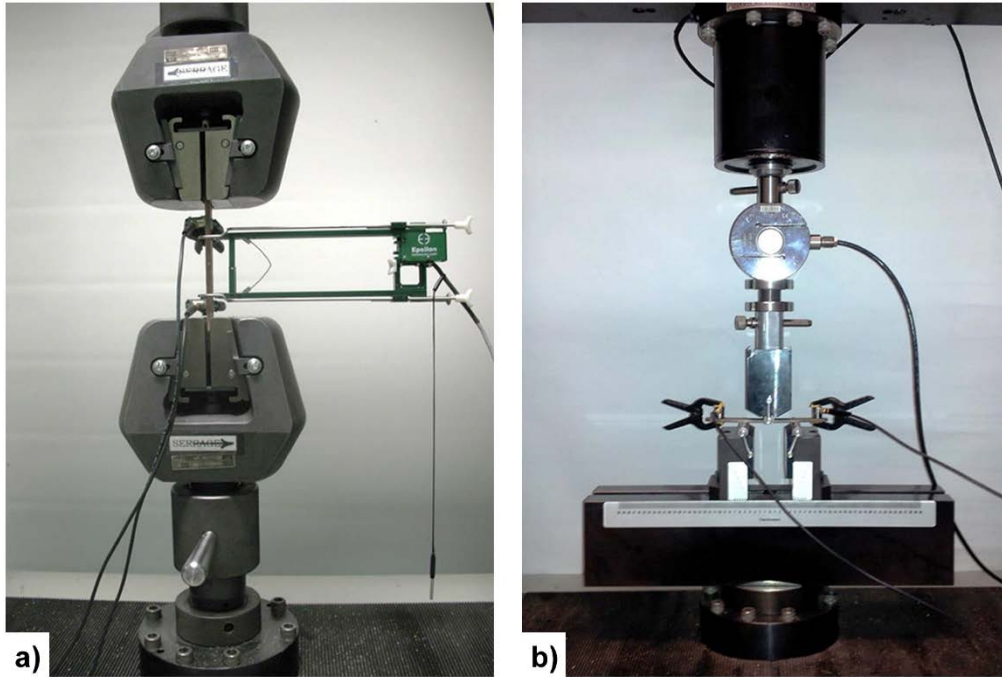


Figure III-2. Équipement pour la caractérisation des matériaux: (a) traction et (b) flexion 3 points.

III.3 Émission acoustique

La technique d'émission acoustique est généralement définie comme l'énergie élastique libérée spontanément lors des changements locaux, dynamiques et irréversibles de la (micro) structure des matériaux (Máthis and Chmelík 2012).

Les mesures ÉA (Figure III-3) seront effectuées grâce à des dispositifs fournis par Physical Acoustics Corporation (PAC), équipés de deux cartes PCI. Deux capteurs (type Micro-SAA 80, à large bande 1-1000 kHz) seront montés sur la surface de l'éprouvette à une distance de 70 mm l'un de l'autre (Figure III-4). Un niveau de seuil acoustique sera fixé à 35 dB pour filtrer le bruit de fond. Un gel adhésif de silicone sera utilisé en tant qu'agent de couplage entre les capteurs et l'échantillon. Avant chaque essai, la qualité du couplage sera vérifiée à l'aide de l'essai de Nielsen-Hsu en utilisant une mine de 0.3 mm qui sera cassé sur la surface de l'échantillon.

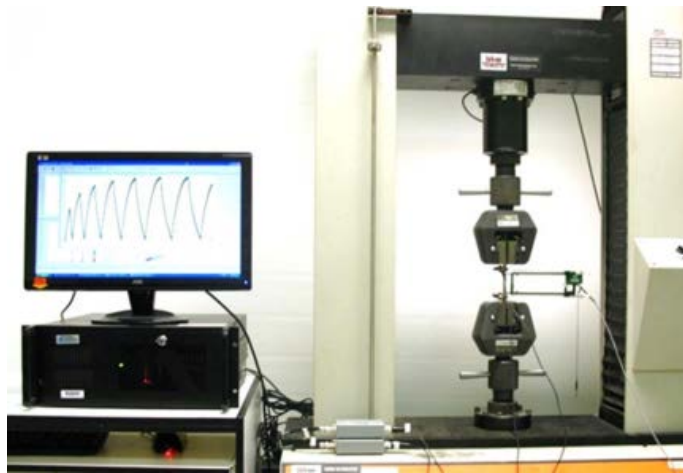
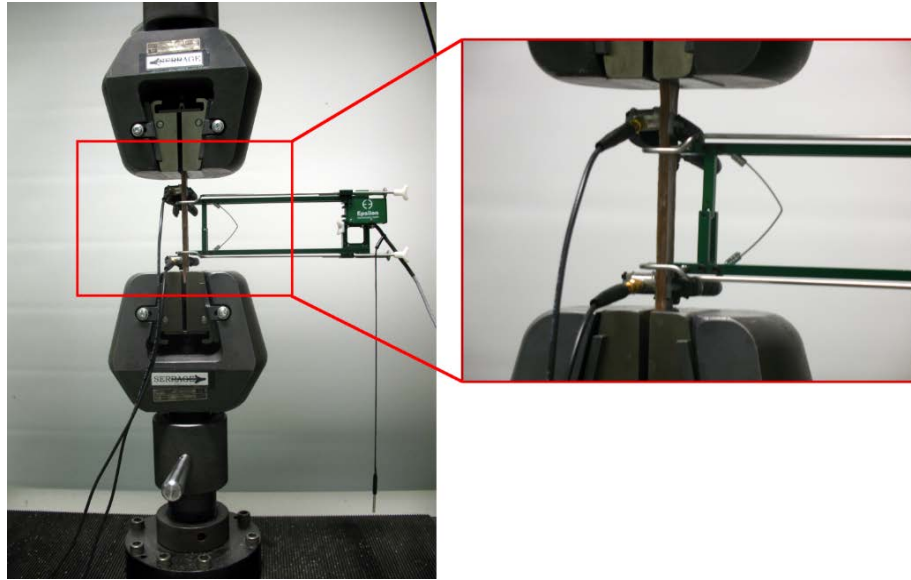


Figure III-3. Machine de traction avec un équipement d'émission acoustique à gauche.

Lors de l'utilisation sur les engrenages, le seuil acoustique sera monté à 50 dB à cause du plus haut niveau de bruits. Deux capteurs seront encore utilisés, mais ils seront placés sur la structure fixe du banc d'essai des engrenages.

La qualité des données ÉA mesurées dépend principalement du choix des paramètres de synchronisation du système de forme d'onde, à savoir, le temps de définition de l'amplitude extrême de la salve (PDT), le temps de définition de la salve (HDT) et le temps d'aveuglement après la salve (HLT). Les valeurs de ces paramètres de synchronisation sont PDT = 40 ms, HDT = 80 ms et HLT = 200 ms (Laksimi, Benmedakhene et al. 1999).



**Figure III-4. Appareil de contrôle de la machine de traction avec des capteurs acoustiques et extensomètre
l'échantillon de test.**

III.4 Fonctionnement réel simulé

Les engrenages fabriqués avec les nouveaux matériaux sont simulés en fonctionnement réel. L'équipement d'essai d'engrenages en plastique est du type couple emprisonné et est représenté sur la Figure III-5. La machine est lancée sans charge, puis le couple est appliqué progressivement, sans affecter la rotation des engrenages sous test. Le couple dépend de la pression d'air fournie à l'actionneur et est mesuré par un dispositif de mesure de couple monté sur l'arbre d'entraînement. La pression d'air dans le cylindre est alors commandée pendant le fonctionnement à partir d'un panneau de commande pour contrôler le couple résistant appliqué aux engrenages.



Figure III-5. Équipement utilisé pour tester les engrenages.

Le couple est contrôlé par un logiciel de boucle fermée placé dans une interface LabVIEW. Un dispositif de commande proportionnelle intégratrice (PI) est utilisé dans cette étude. Le principe de fonctionnement du banc d'essai comporte deux engrenages : un engrenage esclave et un engrenage de test. L'engrenage esclave est actionné par un moteur électrique (Louis Allis®, Type PJMX, 575 Volts, 3 HP) couple avec un variateur de vitesses Cleveland © (Series 66A, size 6K42M). Le moteur est relié à un engrenage à vis sans fin qui entraîne l'arbre de la

roue dentée esclave. Dans le cas où l'engrenage esclave et l'équipement en test sont directement connectés, le système devient un système de couple régénératif. Cela signifie que l'entrée de puissance d'entraînement nécessaire doit surmonter les pertes par frottement dans le système seulement. La charge restrictive du système d'engrenages d'essai est appliquée par l'intermédiaire d'un vérin pneumatique rotatif. Ce dispositif est monté sur l'un des deux arbres qui relient les deux ensembles d'engrenages. Sur l'autre axe, il existe un dispositif de mesure de couple qui convertit la charge restrictive en un signal électrique. Cette information est acquise et contrôlée en utilisant une carte analogique d'instrumentation (USB NI myDAQ). Les engrenages esclaves ont été lubrifiés à l'aide d'un jet d'huile unique à l'emplacement du contact entre engrenages. Les engrenages testés ont été utilisés à sec.

III.5 Simulation numérique de l'endommagement des engrenages en plastique

La Figure III-6 illustre l'organigramme du système numérique proposé. Le problème est d'abord défini par les caractéristiques de la géométrie et le matériau de l'engrenage. Cette information est utilisée pour définir la géométrie du problème, qui inclut la génération de points de simulation discrets ainsi que des informations sur les charges, la vitesse de glissement, la friction, la chaleur et les forces.

Dans une première phase, un programme Matlab génère des scripts afin d'envoyer les informations appropriées au programme COSMOS/M, qui effectue diverses simulations quasi statiques pour vérifier les charges à la racine de la dent. Le logiciel fait la géométrie de maillage selon les instructions du script et procède à des simulations quasi statiques équivalentes correspondant à la charge appliquée à chacun des éléments de surface de dents d'engrenage.

L'information résultante est renvoyée par COSMOS/M à Matlab par l'intermédiaire des scripts qui sont interprétés par un algorithme spécialement conçu pour interpréter les résultats de COSMOS/M et de stocker ces informations dans la mémoire. À ce stade, si le programme détecte une défaillance au niveau de la force de vitesse,

il arrêtera la simulation et indiquera un mode de défaillance. Sinon, il exécute les trois autres branches de la simulation des modes de défaillance : la défaillance thermique, la fatigue et l'usure des dents.

Le mode d'endommagement thermique est simulé, à nouveau grâce à un algorithme en Matlab pour lancer COSMOS/M avec les informations pertinentes à la simulation. Il est important de noter qu'autant la production de chaleur de friction et que l'hystérésis sont considérées. Leurs valeurs sont générées par le programme Matlab en utilisant des équations connues pour engrenages en plastique. De la même façon, pour les contraintes de contact, la température de contact flash est déterminée analytiquement à des points discrets pour éviter des erreurs supplémentaires en utilisant les informations de température à proximité des nœuds où la chaleur de friction importante est générée en raison du principe St-Venant.

La simulation de la fatigue considère le stress à tous les points de maillage dans tous les éléments résultant de la simulation en utilisant COSMOS/M. La simulation de l'usure est également effectuée sur tous les points discrets de la surface de contact. Pour chaque mode d'endommagement, le modèle se base sur les informations disponibles dans la littérature.

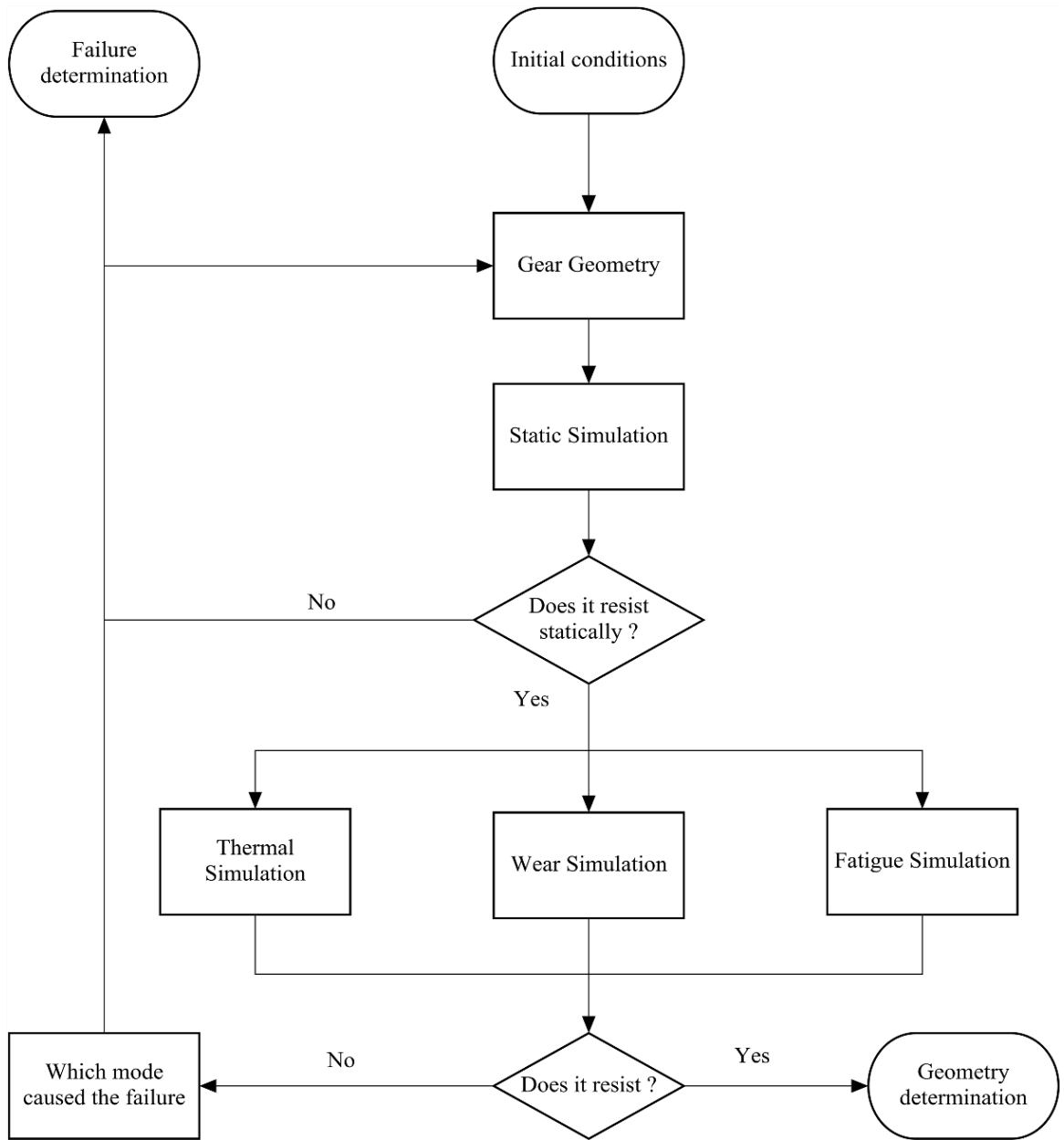


Figure III-6. Logique de fonctionnement de l'outil proposé.

III.6 Références

ASTM (2000). "3039/D 3039M-00." Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials **10**.

ASTM (2003). "790. Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials." ASTM (American Society for Testing and Materials).

Deepthi, M., M. Sharma, R. Sailaja, P. Anantha, P. Sampathkumaran and S. Seetharamu (2010). "Mechanical and thermal characteristics of high density polyethylene–fly ash Cenospheres composites." *Materials & Design* **31**(4): 2051-2060.

ISO (1993). "527-2: ." *Plastics—determination of tensile properties—Part 2*.

Laksimi, A., S. Benmedakhene and L. Bounouas (1999). Monitoring acoustic emission during tensile loading of thermoplastic composites materials. *Proceeding of ICCM*.

Máthis, K. and F. Chmelík (2012). "Exploring plastic deformation of metallic materials by the acoustic emission technique." *Acoustic Emission, InTech, Rijeka2012*: 23-48.

CHAPITRE IV - RÉSULTATS

IV.1 Caractérisation de l'endommagement en traction d'un composite en polyéthylène avec fibres courtes de bouleau assisté par l'émission acoustique

IV.1.1 Résumé

Ce chapitre a fait l'objet d'une publication dans la revue scientifique *International Journal of Material Science (IJMSCI)*

Alencar Bravo, Lotfi Toubal, Demagna Koffi, Fouad Erchiqui, *Characterization of Tensile Damage for a Short Birch Fiber-Reinforced Polyethylene Composite with Acoustic Emission.*

Il est souvent difficile de concilier l'utilisation à long terme d'un composite avec un impact environnemental minimal à la fin du cycle de vie d'un produit comme l'engrenage. Néanmoins, au cours des dernières années, nous avons vu une augmentation de la prise de conscience du gouvernement et de la pression du public qui ont abouti à une utilisation plus respectueuse de l'environnement et des matériaux durables.

Il est important de considérer l'utilisation d'un biocomposite à fibres naturelles comme une alternative écologique aux composites avec des fibres traditionnelles. Les avantages des fibres naturelles incluent certaines propriétés remarquables. Nous avons préparé un biocomposite en utilisant des fibres de

bois venant de l'industrie papetière (bouleau) avec un mélange de matrices thermoplastiques de polyéthylène à basse densité linéaire (LLDPE) à différents taux de fibres. Nous avons effectué des essais de traction monotone et de chargement-déchargement, à température ambiante.

Avec la technique d'émission acoustique, nous avons caractérisé les événements d'endommagement de la microstructure menant à la défaillance finale du biocomposite. L'évolution du comportement en contrainte et la déformation du biocomposite semblent être en corrélation avec l'évolution de l'énergie cumulée en ÉA, présentant quatre phases. Les mécanismes d'endommagement dans les composites de thermoplastiques renforcés avec des fibres courtes ont été identifiés à l'aide d'un algorithme de reconnaissance non supervisé en réseau neuronal Kohonen (*KSOM- Kohonen non-supervised self-organizing map*). Trois paramètres du signal de la salve en ÉA (amplitude, nombres de coups et durée) se sont avérés utiles pour classer les modes d'endommagement. C'est pourquoi nous avons proposé une nouvelle définition des modes d'endommagement basée sur le réseau neuronal à trois paramètres. La participation de chaque mode dans la défaillance finale a été évaluée. Les résultats indiquent que le taux de fibres joue un rôle primordial dans le processus d'endommagement du biocomposite. Cette constatation a été corroborée par l'utilisation de la microscopie électronique à balayage (SEM- scanning electron microscopy) sur la surface de la fracture post-essai.

IV.1.2 Résultats et discussion

Characterization of Tensile Damage for a Short Birch Fiber-reinforced Polyethylene Composite with Acoustic Emission

Alencar Bravo¹, Lotfi Toubal², Demagna Koffi³, Fouad Erchiqui⁴

^{1,2,3}Laboratory of Mechanics and Eco-Materials, University of Quebec at Trois-Rivières, 3351, boul. des Forges, C.P. 500, Trois-Rivières (Québec), Canada

⁴Laboratory of Biomaterials, University of Quebec at Abitibi-Témiscamingue, 445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda (Quebec), Canada

¹alencar.soares.bravo@uqtr.ca; ²lotfi.toubal@uqtr.ca; ³koffi@uqtr.ca; ⁴fouad.erchiqui@uqat.ca

Abstract

A biocomposite was prepared using paper industry wood fibers (birch) mixed with a thermoplastic matrix of linear low-density polyethylene (LLDPE) at various fiber weights. Monotonic and load-unload tensile tests were performed at room temperature. The acoustic emission (AE) technique was used to characterize microstructural damage events leading to overall failure of the biocomposite. The behavior evolution (stress/strain) of the biocomposite appears to be correlated with the evolution of the AE cumulative energy, exhibiting four phases. The failure mechanisms in the short fiber-reinforced thermoplastic composites were identified using a neural network based on a Kohonen non-supervised self-organizing map (KSOM). Three parameters of the AE burst signals (amplitude, count and duration) were found to be very useful in classifying damage modes. As a result, a new damage mode definition is proposed based on a neural network with three parameters. The participation of each mode in the final failure was evaluated. The results indicated that fiber content plays a primary role in biocomposite failure. This finding has been further supported by scanning electron microscopy (SEM) micrographs of the fractured face.

Keywords

Acoustic Emission; Birch; Biocomposite; Damage Mechanics; Neural Network; Polyethylene

Introduction

The term, biocomposite, is employed when natural fibers are used as an environmentally friendly alternative to replace composites with traditional fibers. Biocomposites were developed in response to the recent increased need for more ecologically friendly and low-cost materials. Some advantages of natural fibers include their singular properties of low density, high specific strength, enhanced energy recovery, CO₂ neutral after burning, easy processing, bio-degradability and low cost. However, their applications are primarily limited to decorative or

non-loading bearing uses. This research aims to expand our understanding of the degradation of these materials and to enhance knowledge of its uses, such as in mechanical gears. Therefore, quantitative analyses and methodologies to assess the behavior of these materials, their properties and their failure modes are extremely important.

In this work, a biocomposite material is developed using paper industry wood fibers (birch) mixed with a thermoplastic matrix of linear low-density polyethylene (LLDPE). Compared to other semi-crystalline polymers, LLDPE has the highest ductility at room temperature. Birch is a common hardwood tree that grows in cool areas with abundant precipitation, such as the province of Quebec, which contains approximately 50% of the growing stock volume of yellow birch in North America. The combination of the two materials results in a biocomposite that is easy to fabricate and consequently should be very affordable.

However, it is surprising how few studies have investigated the damage of LLDPE reinforced with birch fiber. Gu and Raj studied the properties of this type of thermoplastic matrix but used an aspen fiber and they have not studied the damage. Some studies have been conducted to obtain an enhanced interface between two naturally incompatible constituents: hydrophilic fibers and a hydrophobic matrix. Recently, Lafia-Araga tested red balau fibers using various thermal treatments at the fiber level. These researchers observed an increase in matrix/fiber adhesion, which improved the mechanical properties. The use of a coupling agent can also enhance the mechanical properties by improving the matrix/fiber interface. Nevertheless, there is still a lack of comprehensive studies on the failure processes of a thermoplastic matrix of LLDPE reinforced with short fibers (birch).

TABLE 1 LITERATURE REVIEW ON DAMAGE MODES OF COMPOSITES WITH RESPECT TO THE AMPLITUDE RANGE.

Author	Matrix	Fiber	Matrix micro-cracking	Matrix/matrix friction	Debonding	Matrix/fiber friction	Fiber breakage
El Mahi et al.	Epoxy	Flax	42-60 dB	-	60-70 dB	-	70-100 dB
Kotsikos et al.	Polyester	Glass	40-55 dB	-	55-70 dB	-	80-100 dB
Czigány	Poly-propylene	Basalt	21-30 dB	35-45 dB	45-60 dB	-	60-100 dB
Elouaer et al.	Poly-propylene	White hemp and chènevotte	40-60 dB	-	60-65 dB	65-85 dB	85-95 dB
Laksimi et al.	Poly-propylene	Glass	33-45 dB	45-58 dB	58-67 dB	67-85 dB	85-100 dB
Meraghni and Mullin	Epoxy	Glass	35-48 dB	48-60 dB	60-65 dB	65-82 dB	82-100 dB

To achieve this aim, monotonic and load-unload tensile tests were conducted to measure the mechanical properties and failure mechanism evolution caused by irreversible changes in the material due to the application of stress. Acoustic emission (AE) testing was carried out to assess damage mechanisms and their evolution in tensile-test specimens.

Mehan is first researcher to correlate failure mechanism with an acoustic signature (AS). Conventional mechanism analysis is performed by investigating histograms of cumulative hits versus amplitude. The results of amplitude discrimination in composites are available in the literature and are reviewed in Table 1.

In our case, it is important to note that some factors can alter the amplitude of a microstructural event: 1) LLDPE dampers the amplitude at very short distances and 2) fibers obtained from plants have cellular structures that are assembled through a hierarchical process in nature and therefore are not homogeneous. The consequence of these two factors is that damage classifications based on burst amplitude can be inaccurate.

One option is to use artificial neural networks to correct dubious microstructural event classifications using other burst shape information. For this purpose, the Kohonen non-supervised self-organizing map (KSOM) is used; which has a learning style that allows relationships in the input data to be maintained in the output. The working principle of an artificial neural network is based on soft-competitive learning in which adjacent neurons are weighted by a neighborhood function. Although analysis by neural networks may be useful, the results must be corroborated by external knowledge.

This paper is organized as follows. First, the material properties and damage level progression are analyzed using mechanical parameters such as stiffness reduction. Second, the damage is evaluated in terms of the AE energy released during various phases using the material condition and changes in shape of the stress/strain curve. Third, the degradation is analyzed

in detail using a developed two-step methodology for damage mode characterization in biocomposites with neural networks. Fourth, the results of the mechanical measurements of damage and the AE are combined to verify their correlation. Finally, our conclusions are validated by fractured face scanning electron microscope (SEM) micrographs.

Materials and Experimental Testing

Materials

For this experiment, an LLDPE thermoplastic matrix (Novacor® HI-0753-H) donated by NOVA Chemicals was used with industrial short fibers (thermomechanical pulping, 35 mesh size) of yellow birch (*Betula alleghaniensis*). The fibers were produced by the Lignocellulosic Materials Research Centre, Trois-Rivieres (Canada) and were dried at 60°C in an air-circulated oven for 24 hours before use.

All of the specimens were prepared using a two-roll mill (Thermon C.W. Brabender, Model T-303) with a 0.6 gear ratio. Grains of LLDPE were melted on rollers at 170°C, and fiber was subsequently added according to the desired weight ratio (0, 10, 20 and 30 wt%).

Dog-bone specimens in accordance with the norm ISO 527-2 were obtained through molding processes. This norm suggests a specimen shape with a length greater than 150 mm and a width of 4 mm. The mold was maintained at a temperature of 205°C by means of a Dake press for 20 minutes under a pressure of 20 MPa.

Experimental Testing

At room temperature, monotonic and load-unload tensile tests were performed following the standards of ISO 527-4. The tests were carried out using an electromechanical testing machine, Instron model LM-U150, equipped with a 150-kN load cell (Fig. 1). During tensile testing, a 25mm extensometer was connected to the data acquisition system and fixed on the gauge length section of the specimen to record the strain evolution.

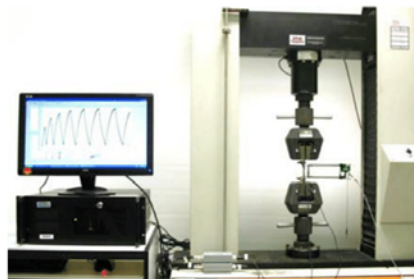


FIG. 1 TENSILE MACHINE TESTING, WITH ACOUSTIC EMISSION EQUIPMENT ON THE LEFT

AE measurements were conducted using devices provided by Physical Acoustics Corporation (PAC), equipped with two PCI cards. Two sensors (type Micro-80 PAC, wideband 100-1000 kHz) were mounted to the surface of the test specimen at a spacing of 70 mm. An acoustic threshold level set at 35 dB was used to filter background noise. A silicone adhesive gel was employed as a coupling agent between the sensors and the specimen. Before each test, the quality of the coupling was verified using a Nielsen-Hsu pencil lead break.

The quality of the measured AE data depends mainly on the choice of the waveform system timing parameters, namely, peak definition time (PDT), hit definition time (HDT) and hit lockout time (HLT). The values of the timing parameters employed are: PDT= 40 μ s, HDT = 80 μ s and HLT = 200 μ s.

Mechanical Behavior Results

Material Properties

Fig. 2a shows the stress-strain curves recorded during monotonic tensile testing while Fig. 2b shows results for the 20 wt% sample, with the monotonic and load-unload tests superposed. The static strength properties are given in Table 2.

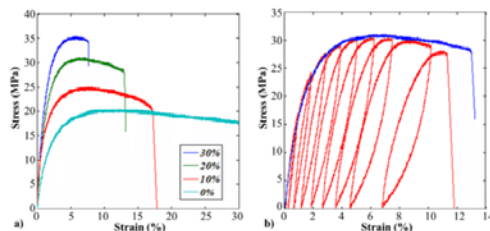


FIG. 2(a) RESULTS FROM THE TENSILE TESTS OF SPECIMENS WITH DIFFERENT FIBER WEIGHTS; (b) RESULTS FOR 20 WT% WITH THE MONOTONIC AND LOAD-UNLOAD TESTS SUPERPOSED.

The manufacturing protocol used in this work demonstrates a good reproducibility of measurements with a low standard deviation. An increase in the fiber proportion reduces the ductility of the material while increasing the Young's modulus and the ultimate strength (cf. Table 2). Compared to a pure matrix, the Young's modulus increases to 98%, 144% and 178% for biocomposites of 10 wt%, 20 wt% and 30 wt% fiber, respectively. In the same order, the ultimate strength increases to 51%, 88% and 94%.

TABLE 2 TENSILE TEST DATA: AVERAGE ULTIMATE STRENGTH AND YOUNG'S MODULUS.

Fiber (wt%)	Young's modulus		Ultimate strength		Strain failure	
	E (GPa)	STD DEV	σ (MPa)	STD DEV	ϵ (%)	STD DEV
0%	0.91	0.07	16.97	2.56	-	-
10%	1.81	0.11	25.62	1.44	15.46	3.60
20%	2.22	0.18	31.87	1.12	11.39	1.77
30%	2.53	0.27	33.04	1.85	7.17	2.08

These results indicate that 30 wt% approaches the optimum fiber content ratio in these biocomposites, as the maximum load improves by only 6% compared to the result for 20 wt%. This is very low compared to the improvement gained by using 20 wt% versus 10 wt% (37%). Overall, the results are interesting considering that no treatment or coupling agent was used to improve the cohesion of the fiber-matrix interface.

Property Degradation and Failure

As no standard test method exists for load/unload tests, a sufficient number of cycles was chosen to cover the different phases that describe the behavior of the biocomposite. At room temperature, load-unload longitudinal tensile tests were performed as follows: the specimen is loaded until it reaches a certain strain, then the loading is removed. Afterwards, the material is subjected to a higher strain level.

Fig. 3a displays the evolution of residual strain for different fiber weights. The axis of abscissa refers to the maximum strain obtained in each cycle before the unloading phase begins. For all samples, the occurrence of residual strain is measured at 2% of the maximum strain.

In the initial linear elastic range, the biocomposite behaves as a homogeneous material, with the fibers and matrix experiencing the same strain. Above the elastic limit, due to the difference in their Young's moduli, shear force accumulates in the matrix/fiber interface. At this point, the stress and strain in the two components are partially decoupled due to the matrix

viscoelasticity. Consequently, the matrix will be compressed and the fiber will be under tensile stress after the unloading phase.

The shear stress in the components will increase, ultimately resulting in the detachment of the fibers from the matrix. If this detachment occurs, damage is induced in the matrix, the yield limit increases and more residual strain is observed. In the case of the 10 wt% specimen, above 10% strain, we can assume that the shear limit of the interface is reached, subsequently causing fiber pullout. Due to the occasioned subsequent fiber detachment, the semi-crystalline LLDPE can reach a higher residual strain. This phenomenon is noted above 4.2% of residual strain with a continuous rate of increase of the residual strain.

The change in the elastic modulus is commonly used to document irreversible changes in the properties of materials due to the application of cyclic stresses or strains. The cumulative damage, D (mechanical damage index), is defined as:

$$D = 1 - E_i/E_{o0} \quad (1)$$

where E_i is Young's modulus after the i th cycle and E_{o0} is the initial modulus.

Fig. 3b presents the evolution of damage accumulation for all specimens. The damage accumulation variable exhibited a logarithmic shape until the final failure occurred. The rapid increase in variable D in the first cycles is most likely related to the viscoelastic behavior, which temporally affects the value of Young's modulus. In this graph, the ability to bear internal damage before failure can be evaluated for each specimen. As the biocomposite fiber content decreases, more internal damage can be borne before final failure. Conversely, higher fiber content induces a more sudden brittle rupture. For 30 wt%, final breakage occurred at 65% of internal damage; for 20wt% and 10 wt%, the final breakage occurred at 69% and 73%, respectively.

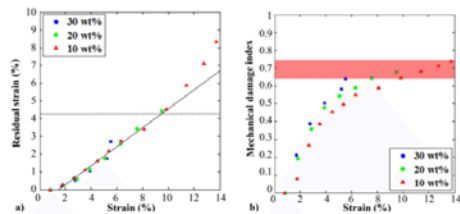


FIG. 3 (a) RESIDUAL STRAIN VERSUS STRAIN AND (b) MECHANICAL DAMAGE INDEX VERSUS STRAIN FOR 10 WT%, 20 WT% AND 30 WT% FIBER SPECIMENS.

Acoustic Emission Results

Degradation in Tensile Tests

AE tests were performed to examine the microstructural failure events contributing to the behavior of the biocomposite. The damage can be observed through the AE energy parameter. Fig. 4 shows the combination of a stress curve and the AE cumulative energy versus strain for a pure matrix and a 10 wt% fiber specimen.

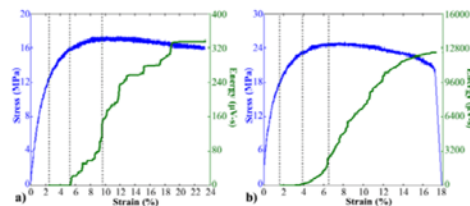


FIG. 4 TENSILE CURVES WITH CUMULATIVE AE ENERGY: (a) 0 WT% AND (b) 10 WT% FIBER.

Four phases are shown in Fig. 4. First, no acoustic activity was recorded in the first linear elastic phase (characterized by an elastic modulus E_0). Second, the slope of the stress curve decreased, reflecting the beginning of viscoelastic behavior. We also denote the onset of the first AE energy measurement, with the accumulation of AE energy remaining low and constant. Third, the evolution of the AE energy curve suddenly became exponential. At this point, the stress curve is non-linear, reflecting the onset of plasticity (inelasticity). An assumption can be made that a new mechanism of damage has occurred at this point. Fourth, after the maximum load, the curve evolution of the energy changed and exhibited an almost linear form until the final breakage. Thus, the AE can be correlated to the stress/strain curve shape. These four phases could be distinguished in every specimen.

It is noted that the pure matrix has some particularities, making its phase identification more difficult. For this specimen in particular, only damage events due to matrix microcracking and matrix/matrix friction can be observed (as will be discussed later). The AE waves of these events are characterized by a lower energy. This phenomenon, together with the fact that the test was stopped before final failure (the specimen had a very high elongation, exceeding the limits of the tensile testing machine), resulted in a very low level of energy. The energy recorded at the end of the test for the pure matrix was 335 μ V-s, making this curve very sensitive to variation. The total cumulative energy for the 10wt% specimen was 11500 μ V-s.

Degradation in Load-unload Tests

Fig. 5 documents the evolution of cumulative energy as a function of time (for the pure matrix and the 10 wt% fiber specimen). As mentioned in the preceding section, the same phases can be observed. The acoustic activity begins with a linear elastic phase, with the detection of the first burst near 12 MPa for the pure matrix and 18 MPa for the 10 wt% specimen. A significant energy value only appears when the load increases to 15 MPa for the pure matrix and to 23 MPa for the 10 wt% specimen. Afterwards, an exponential evolution takes place up to the maximum stress. The energy curve evolution subsequently becomes linear until failure. The loads corresponding to a phase boundary were the same as in the monotonic test. The advantage of this test is its ability to assess damage evolution through mechanical indicators.

The accumulated acoustical energy curve exhibits the same four phases for each specimen. The total energy produced in the pure matrix specimen is again very low (240 $\mu\text{V}\cdot\text{s}$) when compared to the 10 wt% specimen (39654 $\mu\text{V}\cdot\text{s}$). The fibers are responsible for some damage modes, producing considerably more energy. In the case of the biocomposite (Fig. 5b), more energy is recorded in each cycle compared to the pure matrix (Fig. 5a).

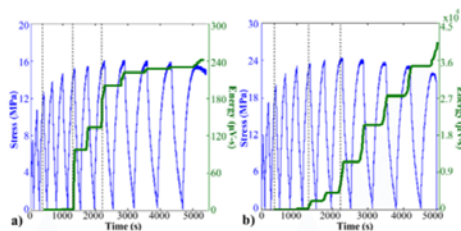


FIG. 5 ACCUMULATED AE ENERGY AND STRESS VERSUS TIME FOR LOAD-UNLOAD TESTS: (a) 0 WT% AND (b) 10 WT% FIBER..

The Kaiser and Felicity Effects

The Kaiser effect occurs in load-unload tests, when applied stress levels that were previously exerted on a material do not produce AE activity. If the Kaiser effect is present, the material is in a relatively good condition and no substantial damage was inflicted. The Felicity effect is a term used when the Kaiser effect is not observed. This effect can be described as the onset of AE events occurring before the previous maximum stress is reached.

The Felicity effect is a much less desirable damage situation because it results in a faster degradation of

the material properties. According to Pollock, insignificant flaws tend to exhibit the Kaiser effect, while structurally significant flaws tend to exhibit the Felicity effect. Fig. 6 shows the Felicity diagram for the pure matrix and for the 10 wt% specimen.

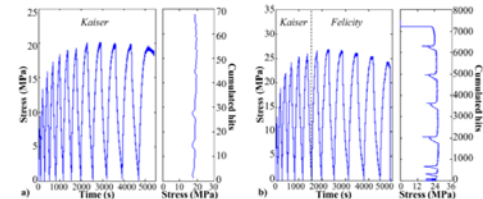


FIG. 6 STRESS VERSUS TIME AND FELICITY EFFECT DIAGRAM FOR (a) 0 WT% AND (b) 10 WT% FIBER.

The pure matrix and biocomposite behave differently regarding their Felicity effect level. While the pure LLDPE presents no Felicity effect during the test, the biocomposite has a substantial Felicity effect with a low fiber content and an increase in the total produced energy with each cycle. In the case of a 10 wt% fiber specimen, the Felicity effect begins after the sixth cycle. This point corresponds to where the third material phase begins in Fig. 5b, with an exponential increase in the energy value. Alternatively, in this phase, significant flaws are inflicted to the material, and it starts losing its mechanical stability. Therefore, in real-life biocomposite applications for a mechanically required piece, replacement must be considered at this stage. As it can be observed by comparing Fig. 4, 5 and 6, the Kaiser effect is beneficial for the pure matrix: the phase transitions not only have the same load but also the same energy level. For example, the final phase began as the total accumulated energy reached 120 $\mu\text{V}\cdot\text{s}$ in both the monotonic and the load-unload test. Conversely, the biocomposite final phase was reached at 2834 $\mu\text{V}\cdot\text{s}$ in the monotonic test and at 4152 $\mu\text{V}\cdot\text{s}$ in the load-unload test, corresponding to a difference of 46.5%.

Consequently, real-time material surveillance using the energy parameter is not recommended for certain cases, such as gear systems. In such cases, for an optimal product life cyclic design, other information might be useful, such as the load level of the material phase transition or a well-known composite AS.

Acoustic Signatures of Damage Mechanisms

Several modes of micro failure mechanisms are found in composites. For mode identification, the amplitude distribution of AE events is commonly used to describe the failure modes. The distribution of the AE

amplitude takes the form of groups, which may overlap, reflecting the failure mechanisms.

To best study failure mechanisms in biocomposites, this section is divided into two parts. First, only the failure mechanisms in the pure matrix are studied. Second, the damage modes related to the presence of fibers are discussed for the biocomposites.

Pure Matrix (0 wt% fiber): Pre-analysis of the Damage Mode Classification

Fig. 7a documents the amplitude distributions of the AE events for pure polyethylene. As previously discussed, relatively few bursts were recorded. In this context, two higher peaks are visible in the amplitude histogram at 48 dB and 40 dB, suggesting the presence of two groups of damage. This corresponds to the initiation and propagation of microcracks and matrix/matrix friction, respectively. A local valley near 45 dB indicates a borderline value.

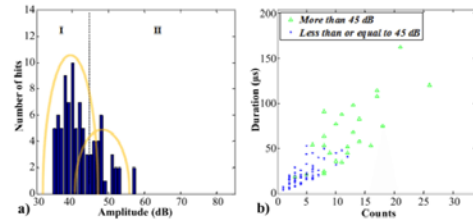


FIG. 7(a) CLASSICAL HISTOGRAM OF AMPLITUDES FOR PURE LLDPE: TWO OVERLAPPING GROUPS REPRESENTING DAMAGE MODES; (b) COUNTS VERSUS DURATION DISCRIMINATED BY AMPLITUDE.

Fig. 7b represents the shape (counts versus duration) of each burst with regard to the limit value of 45 dB. Blue spots represent bursts for which the amplitudes are between 35 dB and 45 dB, and green triangles represent amplitudes between 46 dB and 55 dB. We can attribute matrix microcracks to the blue spots, whereas the green spots have a shorter duration and a lower number of counts and can be attributed to matrix/matrix friction.

Using this classification, some bursts with approximately 5 counts at a duration of 20 μ s are classified as matrix/matrix friction. However, we assume that this is a burst with matrix microcracking characteristics, so the classification may be inappropriate.

We can use amplitude discrimination with the tensile stress/strain curve. Fig. 8 illustrates burst amplitude ranges along with the tensile curve. The AE bursts

between 35 dB and 45 dB are marked with an asterisk below the tensile curve. Bursts between 45 dB and 55 dB are shown as a circle above the tensile curve. The first microcrack is observed at a 12-MPa load, but the activity remains low until a load of approximately 16 MPa is reached, where a phase with several microcracking events starts. As we reach the maximum stress, the AE activity reaches its maximum. Subsequently, the AE activity rate for both modes stabilizes. This finding corroborates with the suggestion that new mechanisms start at specific phases.

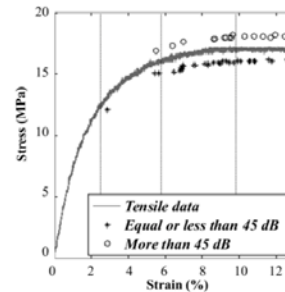


FIG. 8 STRESS/STRAIN CURVE AND AE DAMAGE BURSTS ACCORDING TO AMPLITUDE FOR PURE LLDPE.

Pure Matrix (0 wt% Fiber): KSOM Damage Mode Classification

Based on the key knowledge that a material exhibits phases related to damage mechanisms, in real life applications, it is important to reach a maximum reliability in dealing with damage mode evaluations. As plastic has very high damping characteristics, the amplitude is strongly dependent on the event location with respect to the sensor position. Consequently, it is important to evaluate not only the burst maximum amplitude but also its shape. The number of counts, the duration and the amplitude are important burst shape indicators.

In this section, KSOM is used to increase the discrimination accuracy by using additional burst parameters. KSOM is an unsupervised artificial neural network method that uses the principle of soft-learning. In this method, the neurons adjacent to the winner are weighted through a neighborhood function. All of the data relationships in the input are kept in the output because the algorithm processes information in a manner similar to that of the human brain. In spite of these advantages, results must be corroborated with previous knowledge to ensure that the artificial

network is analyzing data properly.

If the results corroborate well with previous knowledge, the result is a topological map referring to the damage modes. The results of the algorithm analyses are documented in the amplitude histogram of Fig. 9a. The graph includes two overlapping groups. These results are in agreement with the study presented in the previous section, confirming the validity of the current results.

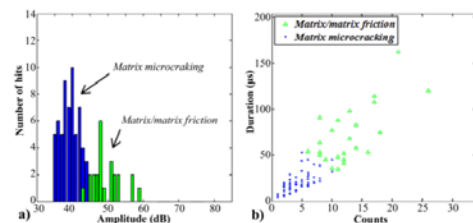


FIG. 9(a) AMPLITUDE HISTOGRAM SUCCESSFULLY DISCRIMINATED BY KSOM FOR PURE LLDPE; (b) COUNTS VERSUS DURATION ACCORDING TO KSOM.

The burst shape information for duration versus counts is documented in Fig. 9b. As expected, the two clusters with overlapping non-linear borders, which are similar to those found in the previous analysis, are good indicators that the discrimination is appropriate. The resulting AS of the matrix microcracking has a characteristic count number of up to 15 and a duration of up to 50 µs while the matrix/matrix friction has a minimum AS of 10 counts and a 25 µs duration.

Biocomposites: Pre-analysis of Damage Mode Classification

In this section, we study the failure mechanisms of the biocomposites. The amplitude distributions for specimens with 10 wt% and 30 wt% birch fiber are displayed in Fig. 10. In the first step, the mode boundaries found for the pure matrix specimens are used in the biocomposite histogram. This implies that mode I and II are already defined, in accordance with the first section (for a pure matrix).

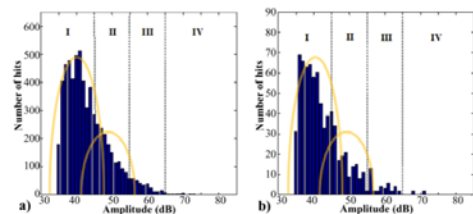


FIG. 10 AMPLITUDE HISTOGRAMS FOR BIOCOMPOSITES: (a) 10 WT% AND (b) 30 WT% FIBER.

The interpretation of the amplitude histograms starts from 55 dB. A discontinuity in shape is observed at 65 dB in both graphs. This suggests the existence of a boundary between the third and fourth modes, with the third group centered at 60 dB. The appearance of a decreasing slope is due to the overlap near 55 dB with mode II and the lack of overlap with mode IV. This last mode would have fewer bursts.

The literature suggests that groups III and IV represent decohesion and matrix/fiber friction, respectively. No bursts were observed from 85 dB to 100 dB, i.e., in the fiber breakage amplitude range; thus, mode V is inexistent due to the short fiber length (mean length: 0.489 mm ± 0.016 mm).

Biocomposites: KSOM Damage Mode Classification

In this section, the KSOM neural network is successfully applied for mode discrimination. The results of amplitude histograms for 10 wt% and 30 wt% are documented in Fig. 11. We denote four overlapping groups with limits close to those previously set in Fig. 10. Thus, the result from KSOM is in good agreement with the other data.

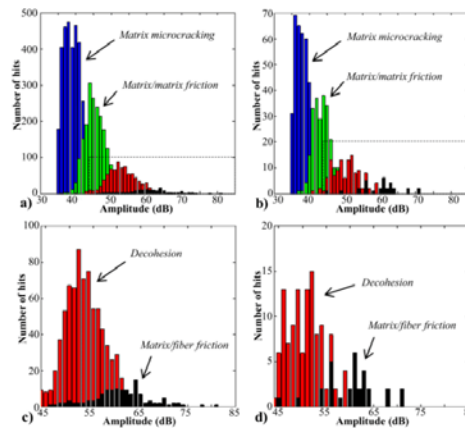


FIG. 11 AMPLITUDE HISTOGRAM SUCCESSFULLY DISCRIMINATED BY KSOM FOR BIOCOMPOSITES: (a) 10 WT% AND (b) 30 WT%. THE RESULTS OF DECOHESION AND MATRIX/FIBER FRICTION ONLY: (c) 10 WT% AND (d) 30 WT%.

For a better visualization, only the decohesion and matrix/fiber friction are documented in Fig. 11c and 11d. The substantial decohesion shown in the histograms reveals a poor matrix/fiber interface. For the 30 wt% specimen, the occurrence of final breakage with low strain contributed to the lower number of bursts recorded. The burst duration versus number of counts is shown in Fig. 12a for the 10 wt% specimen

and in Fig. 12b for the 30 wt% specimen.

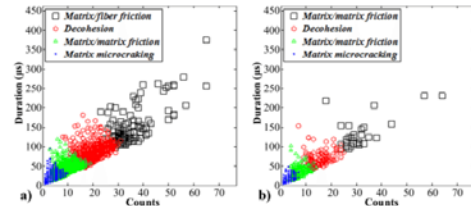


FIG. 12 COUNTS VERSUS DURATION ACCORDING TO THE MODES FOR BIOCOMPOSITES: (a) 10 WT% AND (b) 30 WT% FIBER.

The AS for the damage modes of the biocomposites was successfully discriminated. The multiparameter neural network analysis resulted in four clusters. The borders exhibited some overlapping, but there are still clear domains. As found before, the results were independent of the fiber weight used.

These results are summarized in Table 3. In this table, the AS of each damage mechanism is presented. The amplitude values are comparable to values found in the literature, but they are reinforced by two other parameters: the duration and the number of counts. This additional information allows for a consideration of the fuzziness in the AS that characterizes each damage mechanism. The results of this table can be useful for advanced mode recognition algorithms.

TABLE 3 SUMMARY OF DAMAGE AS.

Damage mode	Matrix micro-cracking	Matrix/matrix friction	Decohesion	Matrix/fiber friction
Amplitude (dB)	35-45	40-55	45-60	55-85
Duration (µs)	1-80	20-120	50-200	100-600
Counts	1-10	8-20	16-35	30-120

AE Failure Analysis Correlated to Mechanical Behavior

Once the AS is defined, the quantitative mode participation in specimen degradation can be assessed. We use the damage participation ratio (R_{ij}) proposed by Gong et al. which is defined as follows:

$$R_{ij} = \frac{(\text{number of burts})_{ij}}{\text{total number of burst}} = \frac{m_{ij}}{m_R} \quad (2)$$

"i" refers to the different modes of damage, "j" to the different load levels, and " m_R " to the total number of bursts at failure. With this definition, it is possible to observe the participation of each damage mechanism as a function of the material residual strain, as shown in Fig. 13.

Fig. 13 is a useful graph because it permits a comparison of the viscoelasticity with measured AE

damage. For the 10 wt% specimen, a significant AE damage was observed only at 2.7% of the residual strain, after five cycles, suggesting that the initial increase in variable D (Fig. 3b) may be related to viscoelastic behavior. At this point, the mechanism of matrix/matrix friction contributed 3.19% of the damage. Decohesion and microcracking accounted for similar proportions, 2.41% and 2.40%, respectively. Matrix/fiber friction was the least damaging mode, which accounted for 1.33%, resulting in a total of 9.93% of the measured specimen damage.

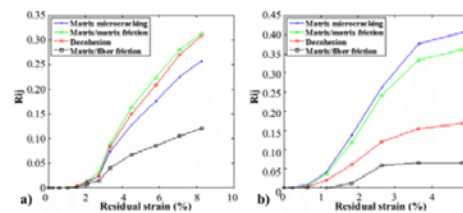


FIG. 13 EVOLUTION OF EACH DAMAGE MECHANISM FOR (a) 10 WT% AND (b) 30 WT% SPECIMENS

It is interesting to correlate the AE analysis with the mechanical behavior. As documented in Fig. 3a, the matrix and fiber of the material uncoupled starting from 4.2% of residual strain. We can see in Fig. 13a that in this cycle of uncoupling a substantial amount of AE activity occurred. At this point, decohesion contributed for 14% of material damage, causing 50% of total damage.

In the final failure, matrix/matrix friction was responsible for 31.42%, decohesion for 30.83%, matrix microcracking for 25.67% and matrix/fiber friction for 12.09%. Interestingly, as the biocomposite approached the final failure, the matrix microcracking accounted for less of the damage; instead, the matrix/matrix friction and decohesion were the dominating mechanisms.

In the case of the 30 wt% specimen, the first considerable damage occurred at 1.2% of the residual strain, after three cycles. At this stage, matrix microcracking accounted for 4.13% of the damage, matrix/matrix friction for 3.56% and decohesion for 2.02%. Matrix/fiber friction had not yet damaged the material, and the total measured damage was 9.71%.

Subsequently, the contribution of each damage mechanism in the final failure was: matrix microcracking, 40.53%; matrix/matrix friction, 36.13%; decohesion, 16.86%; and matrix/fiber friction, 6.48% of the total damage. It is interesting to note the low level of decohesion that occurred, even without a coupling

agent. This can be in part attributed to the lower level of stress on the interface matrix/fiber before the final failure occurs.

Scanning Electron Microscopy

To corroborate these results, the fractures were analyzed by SEM. Fig. 14a shows the fractured face of the 10 wt% specimen. A high amount of fiber decohesion led to many voids in the matrix. Furthermore, the high level of friction with the fibers (hard material) led to the surface aspect of a twisted matrix (soft material).

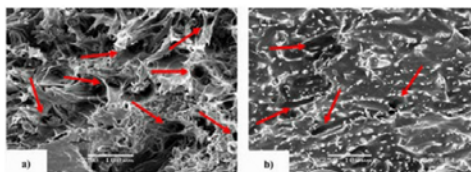


FIG. 14 FRACTURED FACE OF 10 WT% (A) AND 30 WT% (B) SPECIMENS: RED ARROWS INDICATE FIBERS THAT HAVE PULLED OUT.

The fractured face micrograph of the 30 wt% specimen (Fig. 14b) shows fewer fiber voids and a much less damaged matrix surface. As demonstrated by damage mode participation analysis, a lower level of decohesion and, subsequently, less matrix/fiber friction contributed to this surface condition, thus corroborating our results.

Conclusions

In this work, a biocomposite material was developed by mixing paper industry natural fibers (birch) and a thermoplastic matrix (LLDPE) at various fiber weights. Monotonic and load-unload tensile strength tests were conducted to measure the mechanical properties of the materials. An improvement in the elastic modulus and the ultimate strength was obtained for higher fiber weights. The manufacturing protocol used in this work demonstrates excellent measurement reproducibility with a low standard deviation.

AE instrumentation was used to assess the damage in the material along with a mechanical analysis of the stiffness drop. The evolution of the biocomposite behavior in four phases was documented using the AE energy. Exclusive damage modes (i.e., decohesion and matrix/fiber friction) increased the energy measured in the material degradation of the biocomposites. However, a participation analysis is only possible if a clear method of defining the AS is elaborated.

For this reason, in the first step only, general conclusions were drawn from the amplitude histogram for the pure matrix. Then, an artificial neural network using the KSOM was utilized, taking into account burst shape information on the counts and duration. The results corroborated the previous analysis, but misclassification was avoided to some extent.

This methodology was extended to biocomposites, which led to an AS classification for advanced algorithms with fuzzy boundaries. The participation of each mode in the final failure was finally evaluated. The results indicate that fiber content plays a primary role in biocomposite failure. This finding was supported by scanning electron microscopy (SEM) micrographs of the fractured face. With these encouraging results, it may be useful to study the degradation until failure of other forms of biocomposites, such as composites with both a matrix and a fiber from ecological sources.

ACKNOWLEDGEMENT

Lignocellulosic Materials Research Centre, Trois-Rivières (Canada).

REFERENCES

- Barsoum, Fady F., Suleman, Jamil, Korcak, Andrej, and Hill, Eric.V. K. "Acoustic Emission Monitoring and Fatigue Life Prediction in Axially Loaded Notched Steel Specimens." *Journal of acoustic emission* 27 (2009): 40-63.
- Bera, Moumita, Alagirusamy, R., and Das, Apurba. "A Study on Interfacial Properties of Jute-Pp Composites." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 29, no. 20 (2010): 3155-61.
- Berthelot, Jean-Marie, and Rhazi, J. "Different Types of Amplitude Distributions in Composite Materials." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 7, no. 4 (1988): 302-20.
- Bodig, Jozsef, and Jayne, B. A. "Mechanics of Wood and Wood Composites. Van Nostran-Reinhold Co." Inc., New York (1982).
- Bravo, Alencar, Toubal, Lotfi, Koffi, Demagna, Erchiqui, Fouad, and Kokta, Bohuslav V. "Suivi par emission acoustique du Comportement et de l'endommagement d'un composite à matrice thermoplastique renforcée par des fibres de bouleau." *RIED* 2012 1 (2012): 4.
- Czigány, Tibor. "Special Manufacturing and Characteristics

- of Basalt Fiber Reinforced Hybrid Polypropylene Composites: Mechanical Properties and Acoustic Emission Study." *Composites science and technology* 66, no. 16 (2006): 3210-20.
- El Mahi, Abderrahim, Ben Salem, Imen, Assarar, Mustapha, Berbaoui, Rachid, Poilane, Christophe, and El Guerjouma, Rachid. "Analyse par émission acoustique de l'endommagement des matériaux éco-composites." Paper presented at the 10ème Congrès Français d'Acoustique, 2010.
- Elouaer, Abdelmonem, Aboura, Zoheir, Ayad, Rezak, Sabhi, Hamid, and Benzeggagh, Malk. "Suivi de l'endommagement en fatigue des composites à base de fibres végétales = Monitoring of Fatigue Damage in Composites Based Fiber Plant." Paper presented at the 16èmes Journées Nationales sur les Composites (2009).
- G'Sell, Christian. "Plasticité et endommagement des polymères structuraux." *L'Actualité chimique*, no. 3 (2002): 40-43.
- Godin, Nathalie, Huguet, S., Gaertner, R., and Salmon, L. "Clustering of Acoustic Emission Signals Collected During Tensile Tests on Unidirectional Glass/Polyester Composite Using Supervised and Unsupervised Classifiers." *NDT & E International* 37, no. 4 (2004): 253-64.
- Gong, Xiao-Lu, Laksimi, A., and Benzeggagh, M. L. "Nouvelle approche de l'émission acoustique et son application à l'identification des mécanismes d'endommagement dans les matériaux composites." *Revue des composites et des Matériaux Composites Avancées* 8, no. 1 (1998): 7-23.
- Gu, Ruijun, Kokta, Bohuslav V., Michalkova, D., Dimzoski, B., Fortelny, I., Slouf, M., and Krulis, Z. "Characteristics of Wood-Plastic Composites Reinforced with Organo-Nanoclays." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 29, no. 24 (2010): 3566-86.
- ISO 527-2. Determination of Tensile Properties - Part 2: Test Conditions for Moulding and Extrusion Plastics. Geneva: International Organization for Standardization, 1994.
- ISO 527-4. Determination of Tensile Properties - Part 4: Test Conditions for Isotropic and Orthotropic Fibre-Reinforced Plastic Composites. Vol. 527, Geneva: International Organization for Standardization, 1997.
- Jemielniak, Krzysztof. "Some Aspects of Acoustic Emission Signal Pre-Processing." *Journal of Materials Processing Technology* 109, no. 3 (2001): 242-47.
- Kaiser, Josef. "Erkenntnisse Und Folgerungen Aus Der Messung Von Geräuschen Bei Zugbeanspruchung Von Metallischen Werkstoffen." *Arch. Eisenhüttenwes* 24, no. 1-2 (1953): 43-45.
- Khan, Mubarak A., Masudul Hassan, M., and Drzal, Lawrence T. "Effect of 2-Hydroxyethyl Methacrylate (Hema) on the Mechanical and Thermal Properties of Jute-Polycarbonate Composite." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36, no. 1 (2005): 71-81.
- Kotsikos, George, Evans, J. T., Gibson, A. G., and Hale, J. "Use of Acoustic Emission to Characterize Corrosion Fatigue Damage Accumulation in Glass Fiber Reinforced Polyester Laminates." *Polymer composites* 20, no. 5 (1999): 689-96.
- Lafia-Araga, Ruth A., Hassan, Aziz, Yahya, R., Rahman, Normasmira A., Hornsby, Peter R., and Heidarian, J. "Thermal and Mechanical Properties of Treated and Untreated Red Balau (*Shorea Dipterocarpaceae*)/Ldpe Composites." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 31, no. 4 (2012): 215-24.
- Laksimi, Adbelouahed, Benmedakhene, S., and Bounouas, L. "Monitoring Acoustic Emission During Tensile Loading of Thermoplastic Composites Materials." Paper presented at the Proceeding of ICCM, 1999.
- Lee, Seung G., Choi, Sung-Seen, Park, Won H., and Cho, Donghwan. "Characterization of Surface Modified Flax Fibers and Their Biocomposites with Phb." Paper presented at the Macromolecular Symposia, 2003.
- Little, Elbert J. "Checklist of United States Trees (Native and Naturalized)." *Agriculture Handbook*, UK Department of Agriculture, no. 541 (1979).
- Mark, Richard E. "Cell Wall Mechanics of Tracheids." *Cell wall mechanics of tracheids*. (1967).
- Mehan, R. L., and Mullin, J. V. "Analysis of Composite Failure Mechanisms Using Acoustic Emissions." *Journal of Composite Materials* 5, no. 2 (1971): 266-69.
- Meraghni, Fodil, and Benzeggagh, M. L. "Micromechanical Modelling of Matrix Degradation in Randomly Oriented Discontinuous-Fibre Composites." *Composites science*

- and technology 55, no. 2 (1995): 171-86.
- Miller, Ron K., and McIntire, P. "Nondestructive Testing Handbook. Vol. 5: Acoustic Emission Testing." American Society for Nondestructive Testing, 1987 (1987): 603.
- Nourbakhsh, Amir, Ashori, Alireza, and Kouhpayehzadeh, Mojgan. "Giant Milkweed (*Calotropis Persica*) Fibers—a Potential Reinforcement Agent for Thermoplastics Composites." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 28, no. 17 (2009): 2143-49.
- Nourbakhsh, Amir, Kokta, Bohuslav V., Ashori, Alireza, and Jahan-Latibari, Ahmad "Effect of a Novel Coupling Agent, Polybutadiene Isocyanate, on Mechanical Properties of Wood-Fiber Polypropylene Composites." *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 27, no. 16-17 (2008): 1679-87.
- Physical Acoustics Corporation. PCI-2 Based AE System User's Manual. Princeton, NJ: Physical Acoustics Corporation, 2007.
- Pollock, Adrian. "Acoustic Emission-2: Acoustic Emission Amplitudes." *Non-destructive testing* 6, no. 5 (1973): 264-69.
- Raj, R. G., Kokta, Bohuslav V., Maldas, D., and Daneault, C. "Use of Wood Fibers in Thermoplastics. Vii. The Effect of Coupling Agents in Polyethylene-Wood Fiber Composites." *Journal of applied polymer science* 37, no. 4 (1989): 1089-103.
- Santulli, Carlo. "A Biomimetic Approach to the Production of Sustainable Structural Composites Using Plant Fibres." *Biologically inspired textiles*, Woodhead Publishing (2008).
- Toubal, Lotfi, Lorrain, B., Karama, M., and Marlot, D. "Composite Carbone/Époxyde: Suivi Par Émission Acoustique Et Caméra Infrarouge D'un Essai De Fatigue." *Contrôles-Essais-Mesures* 17 (2006): 26-28.
- Vary, Alex. "Acousto-Ultrasonics - Retrospective Exhortation with Bibliography." *Materials Evaluation* 49, no. 5 (1991).

IV.2 Développement des nouveaux matériaux biocomposites et composites verts : Propriétés en traction et en flexion, et analyse de l'endommagement en utilisant l'émission acoustique

IV.2.1 Résumé

Ce chapitre a fait l'objet d'une publication dans la revue scientifique *Materials & design volume 66, part A, 5 february 2015, pages 16–28* :

Alencar Bravo, Lotfi Toubal, Demagna Koffi, Fouad Erchiqui, *Development of novel green and biocomposite materials: tensile and flexural properties and damage analysis using acoustic emission.*

Sachant qu'un composite vert en polyéthylène naturel n'a jamais été produit à partir de fibres courtes de bouleau et, en même temps, ce composite n'a jamais été comparé avec d'autres biocomposites similaires en PE, nous envisageons cette alternative pour l'engrenage le plus vert possible. Pour cette étude, des versions avec ou sans un agent de couplage dans des rapports de 10, 20, 30 et 40 % en poids de fibres ont été produites. Nous avons utilisé des essais de traction et flexion 3 points pour mesurer les propriétés mécaniques des composites retenus pour le dimensionnement de l'engrenage. En outre, le suivi par ÉA a permis de mesurer l'évolution des dommages causés par des changements irréversibles dans les matériaux en corrélation avec une analyse des modes d'endommagement. Nous sommes arrivés à la conclusion que l'étendue des dommages et de la contribution de chaque mode de dommages dépend du matériau, mais aussi en particulier la présence d'un AC. Les résultats prouvent que le choix du composite pour une application particulière doit être judicieux et devrait considérer non seulement les propriétés

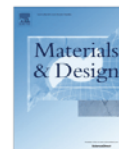
mécaniques, mais aussi les processus d'endommagement du composite. Ceci dans la mesure où, malgré le fait que le composite vert semble avoir des propriétés mécaniques supérieures à celles des biocomposites, leur mode d'endommagement est complètement différent, ce qui peut être crucial pour les applications à long terme.

IV.2.2 Résultats et discussion



Contents lists available at ScienceDirect

Materials and Design

journal homepage: www.elsevier.com/locate/matdes

Technical Report

Development of novel green and biocomposite materials: Tensile and flexural properties and damage analysis using acoustic emission

Alencar Bravo^{a,1}, Lotfi Toubal^{a,*}, Demagna Koffi^{a,2}, Fouad Erchiqui^{b,3}^a Laboratory of Mechanics and Eco-Materials, University of Quebec at Trois-Rivières, 3351, boul. des Forges, C.P. 500, Trois-Rivières, Québec G9A 5H7, Canada^b Laboratory of Biomaterials, University of Quebec at Abitibi-Témiscamingue, 445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda, Québec J9X 5E4, Canada

ARTICLE INFO

Article history:

Received 21 June 2014

Accepted 9 October 2014

Available online 30 October 2014

ABSTRACT

A new green composite made of natural polyethylene (NPE) has never been produced using short birch fibers and compared with others biocomposites with matrices of linear low-density polyethylene (LLDPE) and high-density polyethylene (HDPE). Versions with and without a coupling agent (CA) in fiber ratios of 10, 20, 30 and 40 wt% were produced. Tensile and 3-point flexural tests were conducted to measure the mechanical properties of the composites, and acoustic-emission testing was used to measure the evolution of damage caused by irreversible changes in the materials in correlation with an analysis of the damage modes. It was concluded that the extent of the damage and the contribution of each damage mode depend on the material, the test performed and, especially the presence of a CA. The results prove that the choice of composite for a particular application must be a judicious one and should consider not only the mechanical properties but also the damage processes of the composite, which may be crucial for long-term applications.

© 2014 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

It is often a difficult task, therefore, to reconcile the long-term utilization of a composite with minimal environmental impact at the end of the product's life cycle. Nevertheless, in recent years, we have seen an increase in government awareness and public pressure that has resulted in the use of more eco-friendly and sustainable materials.

The term 'biocomposite' is employed when natural fibers are used as an environmentally friendly alternative to composites with traditional fibers. The advantages of natural fibers include certain notable properties, such as low density, high specific strength, enhanced energy recovery, CO₂ neutrality after burning, easy processing, bio-degradability and low cost [1,2]. However, these biocomposites still depend on oil to some extent and can cause waste problems because of the use of non-degradable polymer matrices.

Among other ecological solutions, a noteworthy class of composites with structurally sound properties has been developed:

polyethylene (PE) with birch fiber. PE is the most affordable thermoplastic with the highest share of production of any polymer type, representing 29.1% of the world's plastic production [3]. PE is obtained through the polymerization of ethylene (C₂H₄), which produces macromolecules consisting of a repeating monomer unit (CH₂-CH₂). In addition, the most widely available natural filler in province of Québec is birch fiber. Because this hardwood tree grows in cool areas with abundant precipitation, the region contains approximately 50% of the growing stock volume of yellow birch in North America [4]. The combination of these two materials results in an eco-solution in the form of a biocomposite that is simple to manufacture and, consequently, should be very affordable.

The most affordable variant of PE is linear low-density polyethylene (LLDPE), which has the highest ductility and the poorest Young modulus and mechanical strength at room temperature among all semi-crystalline polymers [5]. Studies of the mechanical properties of LLDPE biocomposites with aspen fibers have been conducted by Gu and Raj et al. [6,7]. In a recent work, Mijiyawa et al. [8,9] studied the thermal degradation of LLDPE/birch but did not analyze the resulting mechanical damage. More recently, Lafia-Araga et al. [10] has tested red balau fibers using various thermal treatments at the fiber level and has observed an increase in the matrix/fiber adhesion that improved the mechanical properties of the material. It is now acknowledged that the use of a coupling agent (CA) is essential to improve the overall quality of biocomposites with such constituents [11–13].

* Corresponding author. Tel.: +1 8193765011x3970.

E-mail addresses: alencar.soares.bravo@uqtr.ca (A. Bravo), lotfi.toubal@uqtr.ca (L. Toubal), koffi@uqtr.ca (D. Koffi), fouad.erchiqui@uqat.ca (F. Erchiqui).¹ Tel.: +1 8193765011x3949.² Tel.: +1 8193765011x3910.³ Tel.: +1 8197620971.

The properties of PE are determined largely by the arrangement of the polymer chain. Properties such as the crystalline melting point, the density, the hardness and the permeability are determined by the type, number and distribution of short-chain branches, whereas the viscosity is affected primarily by long-chain branches [14,15]. High-density polyethylene (HDPE) is a linear polymer with no short branching but and a small fraction of long branches [16]. HDPE thus possesses improved mechanical properties for a small price increase. Some biocomposites have been studied using HDPE as the matrix. Migneault et al. [17] have studied the properties of the polymeric matrix impregnated with white birch fibers under various loads using a rheometer. They concluded that not only were the mechanical properties affected by the fiber weight, but the melting properties were affected as well. Raj and Kokta [18] have arrived at similar conclusions using aspen fibers. The use of a CA is also strongly indicated. Lu et al. [19] have provided evidence that of the various CAs they tested, maleated polyethylene (MAPE) was the best option. In addition, Colom et al. [20] have demonstrated the 'bridging' effect of MAPE using scanning electron microscopy (SEM) images. Adhikarya et al. [21] have investigated the differences in stability, mechanical properties and microstructure between recycled and virgin HDPE using fibers of *Pinus radiata*. The results were very encouraging from an ecological perspective because they demonstrated that regardless of whether virgin or recycled HDPE was used, the mechanical properties of the biocomposite were the same.

Nevertheless, there are two aspects in which the literature lacks data regarding these composites: (1) the improvement of the green nature of composites with natural fiber content below 50 wt% (i.e., with one or more thermoplastics as the major constituent of the matrix) and (2) a thorough analysis of the progression of mechanical damage mechanisms within the composites caused by the application of external stresses in various scenarios.

To address point 1, green composites can be created using a bio-sourced matrix and natural fibers [22]. Among the green matrix materials that are available, polylactides (PLAs), polyhydroxyalkanoates (PHAs) and bio polyvinyl chlorides (PVCs) are of particular interest [23]. These materials bear no similarity to PE; however, in 2010, Braskem (America's top producer of thermoplastic [24]) developed a "natural (green) polyethylene" (NPE) sourced entirely from sugarcane, which was a technological breakthrough. We were therefore able to fabricate a green family of composites using this material for comparison with composites based on PE. To produce the biopolymer, Braskem converts sugarcane-derived ethanol into ethylene using a process known as ethanol dehydration. This process converts 99% of the ethanol carbon into polyethylene [25]. Contrary to the petroleum-based PE process, the sugarcane CO₂ remains fixed during the complete life cycle.

According to Braskem, green PE presents ecological advantages over the life cycle assessment (LCA) when compared to the conventional PE: this polymer captures 2.5 tonnes of CO₂ per ton of product [26]. Today, several end users are using NPE (e.g.: Johnson & Johnson, Nestle, Toyota, Danone, P&G) [26]. To our knowledge, a green composite based on NPE has never before been produced using short birch fibers.

The advantages of increasing the fiber ratio in a NPE composite are twofold: (1) Price benefit for using a widely available material (in addition, these fiber can be obtained from waste) and (2) The enlargement of application range due to the increase in the mechanical properties. Furthermore, there is no record of the effect of the use of a CA on the material behavior of such green composites.

To address point 2, tensile and 3-point flexural tests can be conducted to measure the mechanical properties and the mechanisms and evolution of the damage caused by irreversible changes in the material under study. The acoustic-emission (AE) technique is

generally defined as elastic energy spontaneously released during local, dynamic and irreversible changes of the (micro)structure of the materials [27]. AE is also observed during phase transformations and plastic deformations [27]. With this definition is important to note that damage (irreversible change) due to stress can occur without plasticity. In this case, AE becomes most useful when not only the progression but the nature of the mechanism that originated each sound wave can be tracked, specially dealing with materials where the damage process is not well understood. AE testing can be used to characterize the evolution and competition of the various damage modes in a material.

The damage model associated with the mechanical processes proposed in this study is based on the model introduced by Kachanov [28], which assumes that the damage to a material can be interpreted in terms of the density of defects in that material. Mehan and Mullin [29] was the first researcher to correlate a damage mechanism with an acoustic signature (AS). Damage-mechanism analysis has traditionally been performed using simple investigative histograms of cumulative hits versus amplitude [30,31]. However, this methodology can be inaccurate for complex materials [32], especially biological materials (i.e., cellular structures assembled through a hierarchical process in nature) using thermoplastics (with strong damping properties) [33,34]. In this case, a more complex analysis is recommended, specifically, the use of fuzzy logic systems [35–37], which have the ability to detect clusters among data even when the boundaries between groups overlap [38]. The use of three known parameters for damage-mode identification in the PE/birch composite family is proposed [34]: the burst amplitude, the counts and the duration. Three families of composites using natural birch fibers and matrices of LLDPE, HDPE and NPE were developed. For each matrix, we produced versions with and without a CA in fiber ratios of 10, 20, 30 and 40 wt%. Thus, 54 varieties of composites totaling 270 specimens were produced in this comprehensive study.

This paper is organized as follows. First, the materials, methodology and procedures of experimental testing are described. Second, the mechanical behavior and properties of the various composites as determined from the tensile and flexural testing are discussed and compared. Third, an AE damage analysis is presented based on the results of tensile and flexural testing and the results are discussed. Finally, the previous results are correlated with SEM images before presenting the final conclusions.

2. Materials and experimental testing

2.1. Materials

Industrial short fibers (thermomechanical pulping, 35 mesh size) of yellow birch (*Betula alleghaniensis*) were used in this experiment. The fibers were produced by the Lignocellulosic Materials Research Centre, Trois-Rivières (Canada), and dried at 60 °C in an air-circulating oven for 24 h before use.

The three thermoplastic matrices that were used were LLDPE (Novacor® HI-0753-H), donated by NOVA Chemicals; HDPE (Sclair® 2909), donated by NOVA Chemicals; and NPE (version HDPE-SHA7260), donated by Braskem. MAPE (maleated polyethylene, G2010), supplied by Eastman Chemical Company (Kingsport, TN, USA), was used as the CA. The content of maleic acid grafts was 1.5% with a molecular weight of 15,000. The CA chemical composition leads to the formation of chemical bridges between the natural fibers and the PE matrix. The use of CA in quantities beyond 4 wt% can lead to self-entanglement among CA chains rather than with the polymer matrix [39]. For this reason, CA was used at 3 wt%.

All specimens were prepared using a two-roll mill (Thermon C.W. Brabender, Model T-303) with a 0.6 gear ratio. The grains of

the matrix were melted on rollers at 170 °C, and the fiber was subsequently added at the desired weight ratio (0, 10, 20, 30 or 40 wt%). Specimens were produced using molding process at a temperature of 205 °C using a hydraulic press for 20 min at a pressure of 10 MPa. Each specimen weight was measured with a precision balance and those with more than 1% of void fraction were rejected.

2.2. Experimental testing

A monotonic tensile test was conducted at room temperature in accordance with ASTM: D3039 specifications. The specimens had a 4 by 10-mm rectangular cross section with an overall length of 150-mm. For each test condition, five specimens were tested, and the average value was tabulated. A 3-point flexural test was then performed in accordance with ASTM: D790. In this case, the specimens had a rectangular cross section of 12.7 by 3.2 mm with an overall length of 127-mm. Five composite specimens were tested for each sample.

Both tests were carried out performed using an Instron model LM-U150 electromechanical testing machine. In tensile mode (Fig. 1a), it was operated with a 150-kN load cell, and a 50-mm extensometer was connected to the data-acquisition system and fixed to the gauge-length section of the specimen to record variations in strain. In flexural mode (Fig. 1b), a 10-kN cell was used because a much lower force on the specimen is required for

flexural testing. The crosshead speed in both tests was 1 mm/min to reduce dynamical effects.

The AE measurements were conducted using devices provided by the Physical Acoustics Corporation (PAC), which were equipped with two PCI cards. Two sensors (Micro-80 PAC, wideband 100–1000 kHz) were mounted on the surface of the test specimen with a spacing of 70 mm. An acoustic threshold level of 35 dB was used to filter out the background noise. A silicone adhesive gel was employed as a CA between the sensors and the specimen. Before each test, the quality of the coupling was verified using a Nielsen-Hsu pencil-lead break [40].

3. Mechanical results and discussion

3.1. Tensile test

Fig. 2 presents the stress–strain curves recorded during the monotonic tensile testing of specimens of pure LLDPE (2a), HDPE (2b) and NPE (2c). The data show that the behaviors of the different matrices are approximately similar; however, NPE was the only material to break within the limits of our tensile testing machine.

All results of tensile testing are summarized in Table 1. The manufacturing protocol used in this study demonstrates good measurement reproducibility with a low standard deviation. Pure LLDPE has a Young's modulus of 1.16 GPa and a maximum strength of 21.11 MPa. Compared with the pure matrix, the

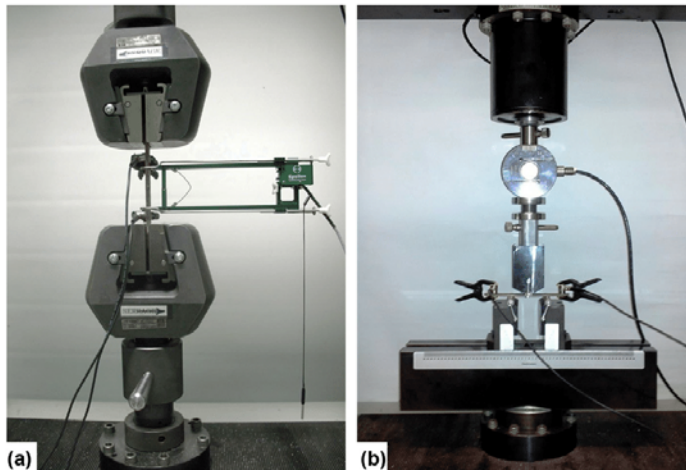


Fig. 1. Mechanical tests: (a) tensile testing and (b) flexural testing.

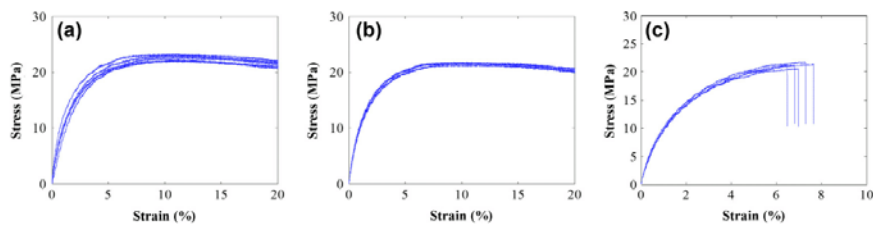


Fig. 2. Tensile testing curves for the pure matrix specimens (a) LLDPE, (b) HDPE and (c) NPE.

Table 1
Summary of tensile properties.

Matrix used (wt%)	Fiber weight (wt%)	Coupling agent (wt%)	Young modulus (GPa)			Maximum stress (MPa)			Strain at failure		
			Mean value	STD DEV	CoV	σ_{max} (MPa)	STD DEV	CoV	d (%)	STD DEV	CoV
LLDPE	0	–	1.16	0.20	0.17	21.11	2.56	0.12	–	–	–
LLDPE	10	0	1.39	0.25	0.18	25.62	1.44	0.06	15.46	3.60	0.23
LLDPE	20	3	1.90	0.28	0.15	28.87	1.37	0.05	16.04	4.01	0.25
LLDPE	30	0	2.18	0.24	0.11	31.87	1.12	0.04	11.39	1.77	0.16
LLDPE	40	3	2.78	0.24	0.09	35.28	1.30	0.04	9.02	0.88	0.10
LLDPE	0	0	2.46	0.23	0.09	33.04	1.85	0.06	5.90	0.92	0.16
LLDPE	10	3	3.30	0.20	0.06	40.09	1.59	0.04	4.35	0.53	0.12
LLDPE	20	0	3.30	0.12	0.04	35.59	2.79	0.08	2.99	0.66	0.22
LLDPE	30	3	3.82	0.07	0.02	37.86	4.21	0.11	2.12	0.27	0.13
LLDPE	40	0	1.27	0.07	0.06	22.00	0.86	0.04	–	–	–
HDPE	10	0	1.92	0.19	0.10	27.34	1.99	0.07	3.63	0.64	0.18
HDPE	20	3	1.98	0.03	0.02	27.78	1.56	0.06	3.40	1.18	0.35
HDPE	30	0	2.18	0.19	0.09	29.79	1.47	0.05	5.07	0.68	0.13
HDPE	40	3	2.14	0.04	0.02	31.05	0.86	0.03	5.23	1.21	0.23
HDPE	0	0	2.94	0.13	0.04	34.04	1.13	0.03	3.50	0.39	0.11
HDPE	10	3	2.89	0.06	0.02	36.88	1.10	0.03	4.60	0.10	0.02
HDPE	20	0	4.30	0.34	0.08	36.01	3.03	0.08	1.74	1.01	0.58
HDPE	30	3	4.48	0.04	0.01	45.12	1.92	0.04	2.44	0.50	0.20
NHDPE	0	–	1.17	0.17	0.15	21.39	0.34	0.02	7.80	0.51	0.07
NHDPE	10	0	1.93	0.16	0.08	26.89	1.03	0.04	4.00	0.94	0.24
NHDPE	20	3	1.99	0.18	0.09	27.21	0.55	0.02	3.19	0.31	0.10
NHDPE	30	0	2.43	0.17	0.07	29.67	1.62	0.05	3.70	0.39	0.11
NHDPE	40	3	2.33	0.06	0.03	29.92	1.02	0.03	2.89	0.38	0.13
NHDPE	0	0	3.04	0.29	0.10	33.47	3.13	0.09	2.18	0.77	0.35
NHDPE	10	3	3.50	0.13	0.04	40.60	1.37	0.03	2.50	0.08	0.03
NHDPE	20	0	3.86	0.07	0.02	32.68	0.40	0.01	1.78	0.40	0.22
NHDPE	30	3	4.57	0.20	0.04	46.45	1.74	0.04	2.70	0.34	0.13

Young's modulus increased by 19.83%, 87.93%, 112.07% and 184.48% for biocomposites with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. In the same order, the ultimate strength increased by 21.36%, 50.97%, 56.51% and 68.58%. These results demonstrate an improvement in the mechanical properties of the material even without the use of a CA. However, as the fiber content increases, the biocomposite loses ductility, as indicated by the decrease in the strain rate at failure.

When analyzing only the effect of adding a CA to a biocomposite without one, the data indicate improvements in the Young's modulus by 36.09%, 27.52%, 34.15% and 15.69% for samples with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. The maximum stress also increased compared with the biocomposite without CA, by 12.69%, 10.70%, 21.34% and 6.39%, respectively. Surprisingly, the 40-wt% sample exhibited both the smallest improvement in Young's modulus and the lowest increase in maximum stress with the addition of the CA.

When the pure HDPE matrix is compared with the pure LLDPE matrix, the data indicate an increase of 9.48% in the Young's modulus of the HDPE over that of the LLDPE and a similar increase of 4.22% in the maximum stress. Similar to the LLDPE-based biocomposites, an increase in the fiber content reduced the ductility of the material while increasing the Young's modulus and the ultimate strength (c.f. Table 1). For the specimens without a CA, in increasing order of fiber content, the Young's modulus increased by 51.18%, 71.65%, 131.50% and 238.58%, compared with that of the pure HDPE matrix specimens. In the same order, the maximum stress increased by 24.27%, 35.41%, 54.73% and 63.64%, compared with the pure matrix specimens.

Adding a CA to an HDPE biocomposite has a minimal effect on the Young's modulus, resulting in increases of only 3.13%, –1.83%, –1.70% and 4.19% for the specimens with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. The addition of the CA improved the maximum stress, however, with increases of 1.58, 4.06, 7.70 and, remarkably, 20.19% (in the same order as above) compared with the corresponding specimens without a CA.

When the pure NPE matrix specimen is compared with the pure HDPE matrix specimen, the data indicate that the Young's modulus of the green composite is 7.87% lower and that its maximum strength is 2.77% lower; however, compared with the pure LLDPE matrix specimen, the Young's modulus is 0.86% higher, and the maximum strength is 1.33% higher.

The NPE matrix was found to perform well, exhibiting a marked increase in the mechanical properties as the fiber content was increased. Compared with the pure matrix, the samples without a CA and with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt% exhibited improvements of 64.96%, 107.69%, 159.83% and 229.91% in the Young's modulus, respectively. The maximum strength was improved by 26.89%, 38.71%, 56.47% and 52.78%, in the same order.

The effect of the CA on the Young's modulus was not monotonic, but the Young's modulus did generally improve with higher fiber content, exhibiting changes of 7.89%, –7.94%, 24.60% and 26.39% compared with the corresponding sample without a CA for specimens with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. The maximum stress exhibited similar behavior, i.e., it increased by 5.82%, 3.02%, 59.02% and 121.97% compared.

3.2. Flexural test

As shown in Table 2, the manufacturing protocol used in this work demonstrated good measurement reproducibility with a low standard deviation. The increase in the Young's moduli of the LLDPE-based composites without a CA was not linear with the increase in fiber content. Initially, the modulus rose rapidly at a fiber content of 10 wt%, increasing by 74.09%, and for 20 wt%, it increased by 135.12%. This increase was nearly linear. However, at 30 wt% and beyond, the increase was no longer linear; the modulus increased by 159.60% at 30 wt%, and then, at 40 wt%, there was a 4.9% decrease in improvement, corresponding to an improvement of only 154.7% over the pure matrix. Regarding the maximum stress, the data indicate nearly linear improvement; the specimens with fiber contents of less than 20 wt% exhibited a

Table 2
Summary of flexural properties.

Matrix used (wt%)	Fiber Weight (wt%)	Coupling agent (wt%)	Young modulus (Gpa)			Maximum Stress (Mpa)			Strain at failure		
			Mean Value	STD DEV	CoV	σ_{max} (MPa)	STD DEV	CoV	d (%)	STD DEV	CoV
LLDPE	0	0	1.02	0.07	0.07	24.97	0.58	0.02	–	–	–
LLDPE	10	0	1.78	0.14	0.08	37.89	2.46	0.06	–	–	–
LLDPE	20	0	2.40	0.13	0.05	50.48	0.91	0.02	–	–	–
LLDPE	30	0	2.32	0.16	0.07	50.22	1.06	0.02	–	–	–
LLDPE	40	0	2.65	0.31	0.12	53.91	4.95	0.09	8.35	0.56	0.07
LLDPE	10	3	2.91	0.29	0.10	61.29	2.02	0.03	7.52	0.30	0.04
LLDPE	20	3	2.61	0.16	0.06	61.84	1.23	0.02	6.32	0.59	0.09
LLDPE	30	3	3.86	0.36	0.09	70.67	2.67	0.04	3.98	0.18	0.05
HDPE	0	0	0.88	0.06	0.07	27.08	0.03	0.00	–	–	–
HDPE	10	0	1.61	0.06	0.04	40.27	0.05	0.00	–	–	–
HDPE	20	0	1.26	0.18	0.14	38.52	0.11	0.00	–	–	–
HDPE	30	0	1.92	0.05	0.03	46.24	0.04	0.00	8.78	0.44	0.05
HDPE	40	0	1.68	0.14	0.08	45.70	0.19	0.00	10.13	0.14	0.01
HDPE	10	3	2.07	0.18	0.09	47.13	0.04	0.00	8.90	0.29	0.03
HDPE	20	3	2.02	0.15	0.07	51.72	0.14	0.00	8.31	0.51	0.06
HDPE	30	3	3.21	0.27	0.08	58.52	0.25	0.00	4.53	0.39	0.09
HDPE	40	3	2.74	0.20	0.07	63.29	0.02	0.00	7.00	0.39	0.06
NHDPE	0	0	0.98	0.10	0.10	28.50	0.34	0.01	–	–	–
NHDPE	10	0	1.15	0.19	0.17	32.52	0.94	0.03	5.05	0.23	0.05
NHDPE	20	0	1.40	0.08	0.06	39.56	0.44	0.01	8.06	0.21	0.03
NHDPE	30	0	1.36	0.17	0.13	37.42	2.43	0.06	6.59	0.48	0.07
NHDPE	40	0	2.10	0.22	0.10	49.78	1.43	0.03	5.99	0.45	0.08
NHDPE	10	3	1.94	0.14	0.07	41.82	1.41	0.03	4.51	0.34	0.08
NHDPE	20	3	2.53	0.14	0.06	55.08	1.27	0.02	4.57	0.14	0.03
NHDPE	30	3	2.49	0.28	0.11	47.68	4.63	0.10	3.17	0.07	0.02
NHDPE	40	3	2.97	0.24	0.08	63.26	4.21	0.07	5.30	0.37	0.07

more linear increase than those with fiber contents of 30 wt% and higher. The increases were 57.76%, 102.15%, 115.88% and 147.64% for specimens with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively.

When the specimens with a CA are compared with those without a CA, the data indicate that for the lowest fiber contents, there was little change: the Young's modulus decreased by 0.90% and 3.27% for the specimens with fiber contents of 10 and 20 wt%, respectively. From this point, the Young's modulus increased rapidly, by 9.88% and 48.15% for fiber contents of 30 and 40 wt%, respectively. The increase in the maximum strength with the addition of a CA also improved for fiber contents beyond 20 wt%; the increases were 3.97%, –0.51, 13.70% and 14.29%, in the same order as above.

For the HDPE-based biocomposites, the increase in the Young's modulus with the increase in fiber content was irregular. The data indicate increases of 84.01%, 119.48%, 136.09% and 266.40% for the specimens with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. The increase in the maximum stress was non-linear; the corresponding increases were 48.71%, 70.75%, 74.02% and 116.08%, in the same order as above.

The change in the maximum stress with increasing fiber content between the specimens with and without a CA decreased by 21.72%, 12.52%, 2.24% and 14.73% in the same specimen order as above. Additionally, the evolution of the maximum stress became more linear with the addition of the CA. The difference between the maximum stress of each type of specimen with a CA and that of the corresponding specimens without a CA is –4.35%, –1.17%, 9.75% and 8.15%, in the same specimen order as above.

The data exhibit an interesting trend in the Young's modulus for the NPE green composites. The specimens with fiber contents below 20 wt% exhibited a lower rate of increase than did the specimens with fiber contents of 30 wt% or higher. The Young's modulus increased by 16.30%, 37.63%, 96.67% and 152.67%, for the specimens with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. The maximum stress increased by 14.11%, 31.30%, 74.67% and 67.29% under the same conditions.

Compared with the corresponding specimens without a CA, the Young's modulus of each type of specimen was increased by 22.59%, 55.05%, 30.53% or 19.34%, in the same order as above. The addition of the CA increased the maximum strength of the composite for all fiber contents, with improvements of 24.70%, 43.37%, 46.53% and 54.67%, in the same order as above. CA was most effective at improving the mechanical properties of the green composite.

Overall the mechanical behavior of the three composites (in tensile and flexural testing) is in accordance with similar materials literatures. This behavior can be summarized in three main aspects: (1) the addition of the natural fiber increases the Young modulus and ultimate strength significantly [41]; (2) as expected, the addition of a CA improves substantially the polymer quality resulting in better mechanical properties [42]; and (3) the material becomes brittle with the fiber addition [43]. These observations were valid regardless of the matrix type used, even for NPE based composites.

4. Acoustic-emission analysis

4.1. General degradation behavior in the tensile and flexural tests

AE tests were performed to investigate microstructural damaging events contributing to the behavior of the biocomposites. The damage was observed through the AE energy parameter. Fig. 3 presents typical examples of the tensile stress curve combined with the plot of the AE cumulative energy versus the strain for all specimens with a fiber content of 30 wt%. The first row represents the LLDPE-based biocomposites, the second represents the HDPE biocomposites, and the last represents the NPE green composites. The column on the left represents samples without a CA, and the column on the right represents samples with a CA.

For the LLDPE, HDPE and NPE composites, various phases are apparent. Initially, no acoustic activity was recorded in the first linear elastic phase. The second phase began when the slope of the

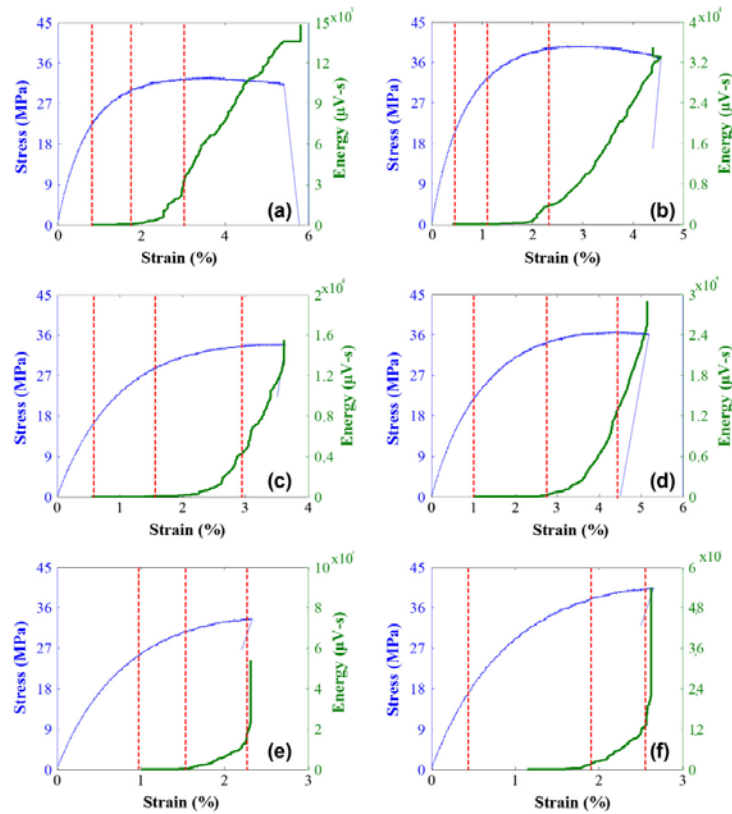


Fig. 3. Typical traction stress curves (left vertical axis) and cumulative-energy evolution (right vertical axis) for all 30-wt% composites of (a) LLDPE, (b) LLDPE + CA, (c) HDPE, (d) HDPE + CA, (e) NPE and (f) NPE + CA.

stress curve decreased, reflecting the onset of viscoelastic behavior. The onset of the first AE energy measurement is also marked in the figure, at which time the accumulation of AE energy remained low and constant. Third, the evolution of the AE energy curve suddenly became exponential, at which point the stress curve became non-linear, reflecting the onset of plasticity (inelasticity). This behavior indicated that a new damage mechanism was operating at that point. The fourth phase began near the maximum load, where the evolution of the energy curve changed, exhibiting a nearly linear form until the ultimate breakage of the specimen. Thus, the AE can be correlated with the shape of the stress–strain curve. These four phases could be distinguished in every specimen, with or without CA.

The data show differences among the composites only in the duration of the fourth phase. Because LLDPE is a more ductile matrix than the others, phase 4 continued much longer for the LLDPE-based composites than for the other types of composites. The linear energy-evolution phase indicates that the specimen experienced more internal plastic deformation and damage prior to final failure. The HDPE-based biocomposites exhibited a shorter phase 4 and could sustain less plastic deformation before final failure. The NPE green composites were the most fragile; their phase 4 was very short, and the composites sustained only very low plastic deformation prior to failure.

The same general damage analysis was performed for the flexural testing. Fig. 4 presents the typical energy evolution during flexure in the same order of specimens used in Fig. 3. In the flexural testing, the HDPE and the LLDPE biocomposites exhibited very similar behavior. In the first phase, comprising the elastic linear behavior and the initial drop in the linearity of the strength, the data reflect no AE activity. When the first AE burst was detected, the second phase began, and thenceforth, the AE energy increased constantly, indicating intense plastic deformation around the maximum strength point. The third phase was characterized by a rapid increase in energy prior to final failure.

The NPE green composite behaved completely differently; the data indicate no AE activity in the specimens until near final failure, which was preceded by a rapid increase in activity. No significant difference was perceived in the phase behavior of any composite with the addition of the CA.

4.2. Correlation of degradation processes with damage modes

The change in the mechanical properties is often related to a change in the damaging modes. For example, decohesion usually leads to the decrease of composite strength, but decreasing strength is not always associated with poor adhesion and decohesion [44]. For this reason, knowing the mechanical properties and

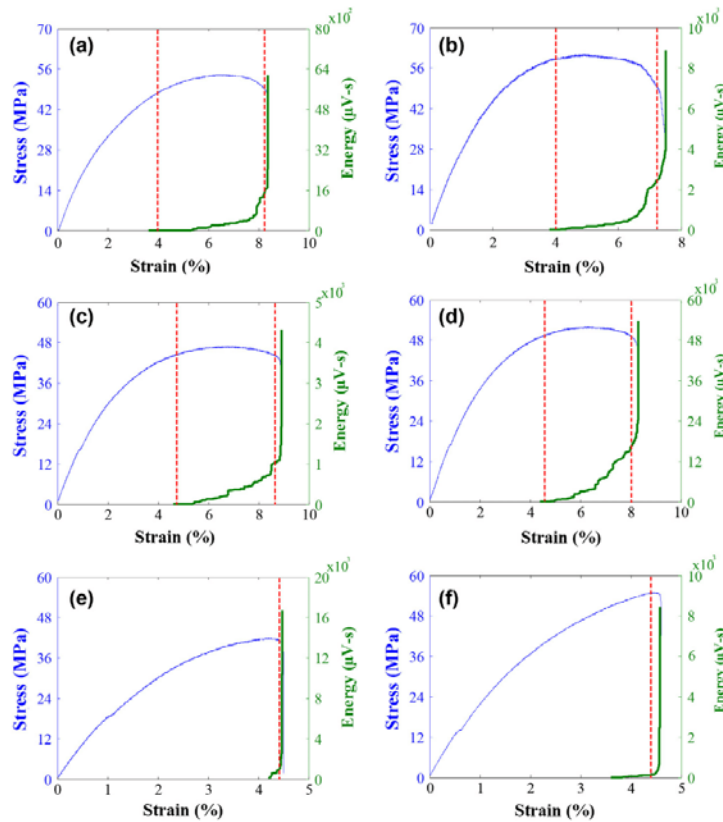


Fig. 4. Typical flexural stress curves (left vertical axis) and cumulative-energy evolution (right vertical axis) for all 30-wt% composites of (a) LLDPE, (b) LLDPE + CA, (c) HDPE, (d) HDPE + CA, (e) NPE and (f) NPE + CA.

general degradation is not sufficient to understand completely the damaging modes.

The AS for damage-mode identification in the PE/birch composite family using of three known parameters (burst amplitude, the counts and the duration) is documented in the literature [34] and it is used in this study for all composites. Table 3 shows the AS values. These values are independent of the fiber weight used [34]. The parameters values are overlapping and the analysis requires a fuzzy logic algorithm for proper mode discrimination.

Typical results of our burst classification are presented alongside the corresponding amplitude and traction curves in Fig. 5 for all 10-wt% samples. In this graph, blue points correspond to matrix microcracking, green triangles correspond to matrix/matrix friction, red circles correspond to decohesion between fibers and the

matrix, and black squares correspond to matrix/fiber friction. It is important to note that the fiber length in our specimens was too short (mean length: $0.489 \text{ mm} \pm 0.016 \text{ mm}$) for the fiber-breakage mode to occur. The various damage processes observed during the tensile testing of six different 10-wt% composites are depicted in Fig. 5.

The first sign of damage appeared is matrix microcracking in the LLDPE composite without a CA. In the second phase, the curve began to lose its linearity, implying that plastic damage had begun. As the stress, and consequently the strain, increased, the first bursts of matrix/matrix friction appeared. The third phase triggered many decohesion and high-amplitude matrix/fiber friction events around the point of maximum stress. At this point, the stress curve was nonlinear with high levels of plasticity indicated by the internal material frictions of matrix/matrix and matrix/fiber. After passing through a maximum, the stress in the specimen diminished, and in the final phase, there were fewer high-amplitude matrix/fiber bursts.

The corresponding specimen with a CA additive underwent nearly identical damage development, with an additional fragile-break phase at the end. In general, the amplitudes for the specimen with CA were smaller because the CA reduced decohesion (red bursts) and, consequently, other modes of higher amplitude

Table 3
Summary of damage acoustical signature [33].

Damage mode	Matrix micro-cracking	Matrix/matrix friction	Decohesion	Matrix/fiber friction
Amplitude (dB)	35–45	40–55	45–60	55–85
Duration (μs)	1–80	20–120	50–200	100–600
Counts	1–10	8–20	16–35	30–120

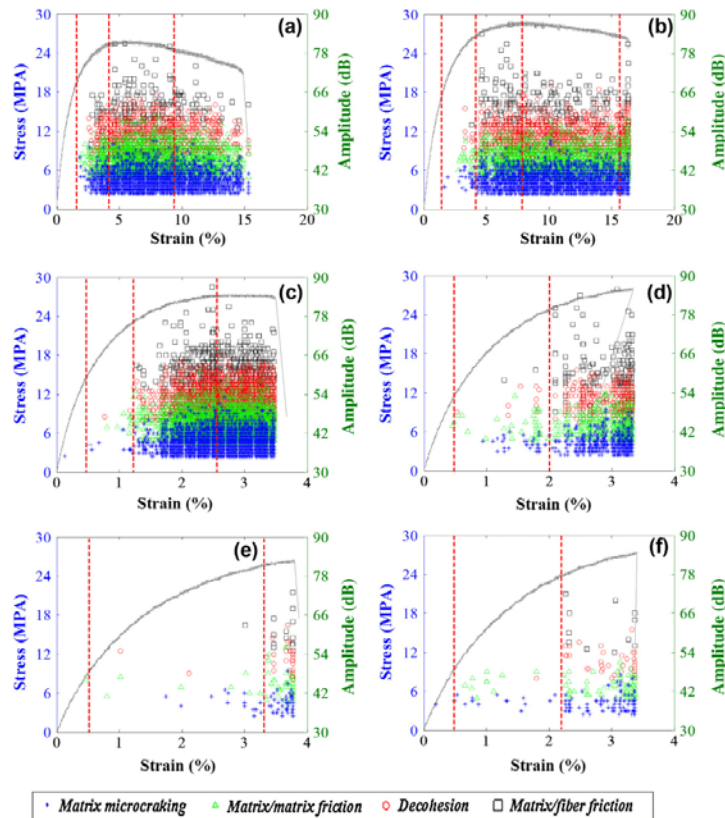


Fig. 5. Typical traction stress curves (left vertical axis) and burst amplitudes with damage mode classification (right vertical axis) for all 10-wt% specimens: (a) LLDPE, (b) LLDPE + CA, (c) HDPE, (d) HDPE + CA, (e) NPE and (f) NPE + CA.

(matrix/fiber friction). The phases in this specimen tended to begin at lower strain. Phase 4, which began immediately after the point of maximum stress, exhibited bursts of lower amplitude and continued until immediately prior to final failure. At that moment, a new mechanism arose with high-amplitude events.

The data indicate that the specimen failed differently in phase 5 than in phase 4, most likely because the matrix had better adhesion to the fiber during the final breakage process.

The data for the HDPE biocomposite without a CA also exhibit four phases. The first phase was linear, without significant AE events. The second was characterized by the onset of significant matrix microcracking and matrix/matrix friction events, the third by a rapid increase in the AE event rate and the appearance of decohesion and matrix/fiber friction up to near the point of maximum stress, and the fourth by a decrease in AE activity and matrix/friction amplitude compared with the third phase.

With the addition of a CA, however, the data reflect different behavior. The specimen exhibited three damage phases. In general, the AE events were lower in intensity and frequency. After phase 1, during which no AE events were recorded, phase 2 began with matrix/matrix friction, not with matrix microcracking as in the specimen without the CA. There were also a few bursts of decohesion and matrix/fiber friction in the first significant AE phase, also

differing from the behavior of the specimen without the CA. A rapid increase in decohesion and matrix/fiber friction marked the onset of phase 3, which continued through a high-burst-amplitude quasi-fragile failure.

In the case of the green composite, the data exhibit completely different behavior once again. With no CA, there were three phases. After the first phase, during which no AE events were recorded, the second phase began with a few low-amplitude events (primarily microcracking and matrix/matrix friction). Phase 3 contained many high-amplitude bursts (decohesion and matrix/fiber friction), resulting in fragile breakage. In general, there were few AE hits because even at a fiber content of 10 wt%, the specimen broke at a low strain value.

With the addition of 3 wt% CA, breakage still occurred, but phase 3 was longer. This finding might be related to the fact that the specimens were made more resistant by the addition of a CA. Nonetheless, the low burst number is still an indication that the material was very fragile. Apart from the completely different damaging process, however, there was only a small difference in the mechanical properties of the HDPE and NPE composites. This finding indicates that the choice of a composite for a particular application must be judicious and should take into account not only the mechanical properties but the damage processes of the

composite, which may be crucial for long-term applications. The NPE green composites were found to be much more fragile and more likely to suffer sudden complete failure than the HDPE or LLDPE biocomposites.

Fig. 6 reproduces the same typical graphs as in Fig. 5 for the flexural testing of the 10-wt% specimens. In the flexural tests, a given specimen did not present the same phases as in the tensile test. In the case of the LLDPE-based composites, both with and without the addition of the CA, only a few bursts were detected in phase 2. The following phase exhibited a higher hit frequency and three dominating modes (matrix microcracking, matrix/matrix friction and decohesion); this phase coincided with the point at which the stress curve passed through the point of maximum stress. In the subsequent phase, although the stress decreased, the burst amplitudes increased and the first evidence of matrix/fiber friction was observed. Unlike the tensile testing data, these data indicate that the use of a CA did not affect the damage modes during flexural testing. The HDPE-based biocomposites behaved similarly to the LLDPE-based biocomposites, i.e., the same phases appeared, and the phases remained the same regardless of the use of a CA.

The damage behavior of the green composites, however, was surprising. There were only two phases in the case of the NPE composite without the CA. This is due to the fact that NPE is a brittle

material and the of CA results in a poor fiber adhesion. A large number of bursts were recorded immediately prior to the final fragile breakage, and no damage events were observed up to that point. With the CA addition, the adhesion between matrix and fiber is improved in a way that the load is better transferred to the fiber. In this manner the stress in the matrix itself decreases and an intermediate second phase occurs with small intensity matrix related damages. This phase is observed after a first phase with no burst. When the interface between matrix and fiber is broken with first decohesion damage, the load supported by the fiber is rapidly transferred to the matrix starting a brittle process of catastrophic failure.

4.3. Analysis of the contribution of each damage mode

To evaluate the extent of the damage caused by each mode and its contribution to the overall failure, we used the damage participation index, which is defined as follows:

$$D_j = \frac{E_j}{\sum_{j=1}^4 E_j} \quad (1)$$

where D_j is the damage index for mode j and E_j is the energy of mode j .

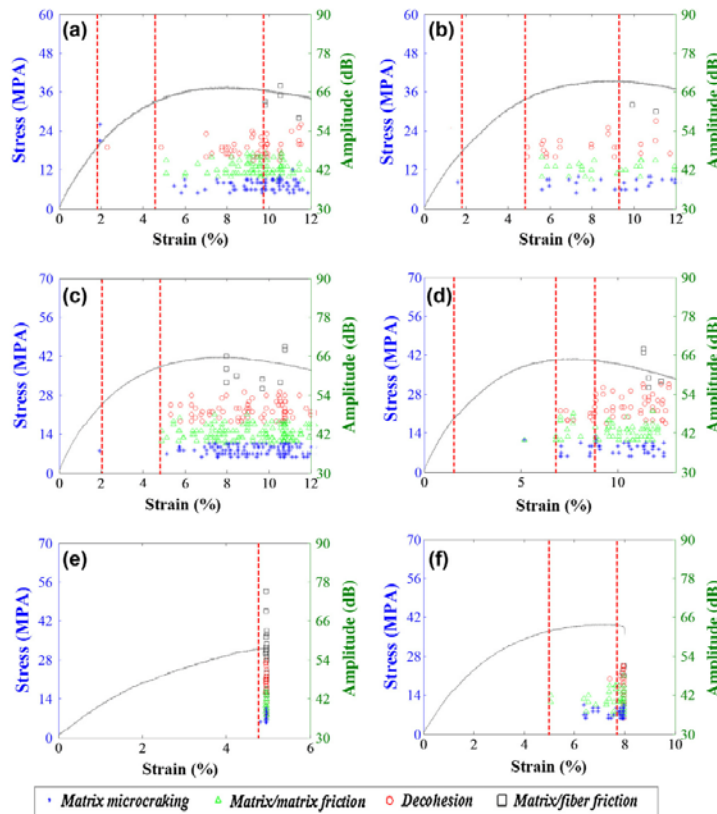


Fig. 6. Typical flexure stress curves (left vertical axis) and burst amplitudes with damage mode classification (right vertical axis) for all 10-wt% specimens: (a) LLDPE, (b) LLDPE + CA, (c) HDPE, (d) HDPE + CA, (e) NPE and (f) NPE + CA.

The same specimens investigated in the previous section were used to analyze the phases of the general degradation behavior, i.e., specimens of 30 wt% fiber content were used to study the details of the damage process. In Fig. 7, it is evident that the most significant energy mode in the LLDPE biocomposite without a CA was matrix/fiber friction (34.5%), which was also the most significant energy mode in the sample with a CA (36.7%). The second most damaging mode varied with the use of a CA. In the specimen without a CA, the second most damaging mode was decohesion (32.4%), whereas the third was matrix/matrix friction (28.0%). However, with the addition of CA, the order reversed; the second most damaging mode became matrix/matrix friction (30.2%), and the third became decohesion (27.1%). The fourth most damaging mode in both cases was matrix microcracking, with 5.1% participation without CA and 6.1% with CA. These changes (especially the reduced decohesion) indicate that the CA played a significant role in determining the fracture modes.

The order of importance of the modes was not the same in the HDPE biocomposites. The most damaging mode in the composite without a CA was decohesion (44.2%), and the second most damaging mode was matrix/fiber friction (29.2%). This order was reversed by the addition of a CA, i.e., the most significant mode became matrix/fiber friction (38.5%), followed by decohesion (32.1%). This result illustrates the active role played by the CA in fiber/matrix adhesion. The third most damaging mode (matrix/matrix friction: 22.0% without CA, 24.7% with CA) and the fourth (matrix microcracking: 4.5% without CA, 4.6% with CA) remained the same regardless of CA use.

With respect to the NPE green composites, the most significant damage mode in the specimen without a CA was decohesion (44.8%), whereas with a CA, it was matrix/matrix friction (53.3%).

The second most damaging mode with a CA was decohesion (25.8%), and without a CA, it was matrix/matrix friction (35.4%). These results indicate that MAPE was an effective CA even for the new green composite. Importantly, this finding demonstrates that there is no immediate need for the development of a novel CA for use in NPE green composites. The third most damaging mode in the specimen without a CA was matrix/fiber friction (12.7%). In the specimen with a CA, however, the third most important mode was matrix microcracking, with 14.1% participation; it was the sole specimen for which this mode was not the fourth most important.

During flexural testing (Fig. 8), the mode-participation results were different from those observed during tensile testing. In the LLDPE biocomposites, the most important mode was decohesion, with 44.4% participation for the specimen without a CA and 42.2% with a CA. The reduction in the amount of decohesion with the addition of a CA demonstrates the latter's effectiveness. The second most damaging mode was matrix/fiber friction: 30.7% without a CA and 34.1% with a CA. The third was matrix/matrix friction (23.8% without a CA and 23.2% with a CA). Contrary to the results of tensile testing, the addition of the CA did not affect the order of mode importance during flexural testing for this biocomposite.

For the HDPE composites, the most damaging mode was decohesion, with 50.2% participation without a CA and 42.2% with a CA. Again, the CA was effective reducing decohesion between the fibers and the matrix. The second most damaging mode was matrix/matrix friction, with 41.4% participation without a CA and 34.2% with a CA. The third was matrix/fiber friction, which was stronger in the specimen with a CA (22.4%) than in that without a CA (5.6%). The matrix microcracking mode was the least effective

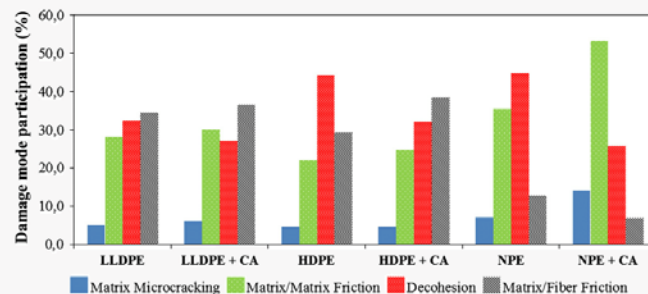


Fig. 7. Damage-mode participation for 30-wt% specimens during tensile testing.

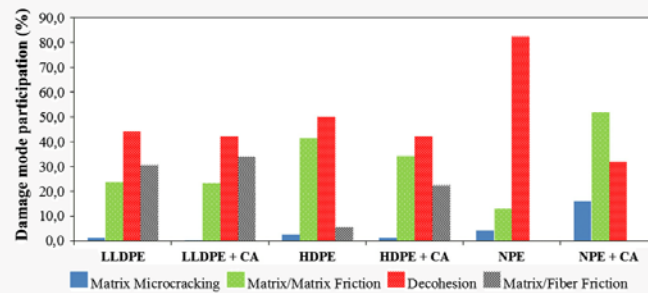


Fig. 8. Damage-mode participation for 30-wt% specimens during flexural testing.

damage mode in all HDPE-based specimens regardless of the test performed.

In the case of the NPE green composite without a CA, decohesion was by far the most important mode in the damaging process (82.6%), followed matrix/matrix friction (13.0%) and then matrix microcracking as the third (4.3%). No evidence of matrix/fiber friction was observed. In the specimen with a CA, however, the major driver of the damaging process was matrix/matrix friction (52.0%), illustrating yet again the effective interaction of MAPE with the green matrix. This result corroborates the findings of the tensile testing and has important scientific and economic consequences: the CA currently in use can be used for both normal PE and the new NPE. For the NPE green composite with a CA, the second most damaging mode was decohesion (31.9%), and the third was matrix microcracking (16.1%). Again, no fiber/matrix friction was detected. We can conclude that the damage-mode participation depends on the material, the test performed and, especially, the presence of a CA that improves the fiber/matrix adhesion.

5. Fractured-surface SEM images

Images of a fractured surface of metalized specimens obtained using SEM can reveal the primary cause of failure. In this section, we present the results of analyzing two tensile test cases: (1) the difference between corresponding HDPE and NPE biocomposites

without CA and (2) the difference caused by preparing an LDPE biocomposite with and without a CA.

In the first case, we compared samples with a fiber content of 30 wt%. Fig. 9a shows the state of the surface of the HDPE-based composite without a CA at a magnification of 100 \times . It is possible to observe some twists and bended material at the matrix level. This is a sign of plasticity or permanent material deformation. Fig. 9a and b presents holes on the surface (indicated with arrows) indicating that fibers were pulled out. This is an indication that the adhesion between matrix and fiber were probably poor.

An image of the fractured surface of the NPE green composite is presented in Fig. 9c–d. Matrix deformation has begun in the upper-left region of the image presented in Fig. 9c (at 100 \times), whereas in the rest of the image, the surface appears flat. This indicates that the total rupture of the matrix occurred after an initial deformation. This fracture was so brutal that it left a cut-like deformation on the surface, as seen in Fig. 9d (at 500 \times), which corresponds to the fragile fracture indicated by the AE results.

Fig. 10 illustrates the difference between an LLDPE-based biocomposite with a CA and one without a CA at 30 wt% fiber content. The fractured-face micrograph presented in Fig. 10a is of a 30-wt% specimen without a CA at a magnification of 250 \times (a compromise between a detailed and a general view). The image shows a matrix with fiber voids. The image in Fig. 10b shows the corresponding specimen with the addition of 3 wt% CA. There are no visible fiber voids, and it is evident that the fibers

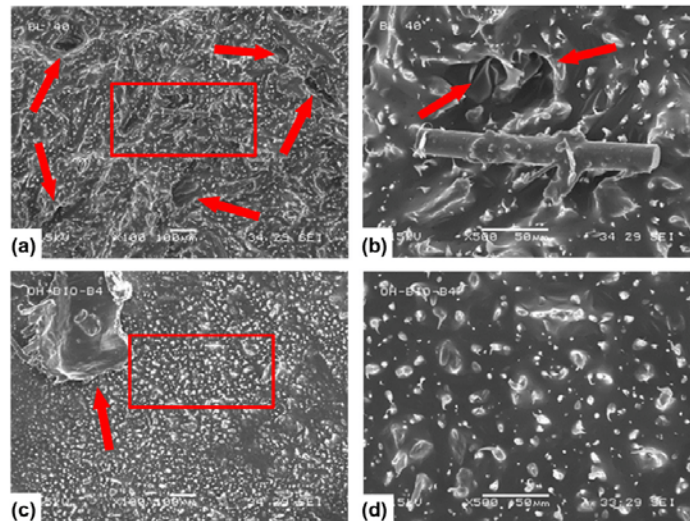


Fig. 9. (a and b) HDPE composite at 30 wt% fiber content without a CA. (c and d) NPE green composite at 30 wt% fiber content without a CA.

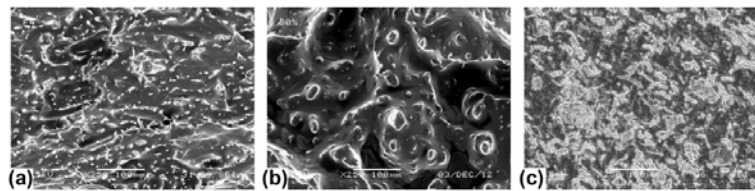


Fig. 10. Images of LLDPE composites at 30 wt% fiber content: (a) fractured face without a CA, (b) with a CA and (c) a cut and polished face of an untested specimen without a CA.

remained fixed in the matrix after the final failure. This behavior was the result of better fiber/matrix interface and less decohesion, as also evidenced by the AE results. These damage mechanisms are more evident when the fractured faces are compared to a cut and polished surface of an untested 30-wt% specimen without a CA at a magnification of 250 \times (Fig. 3c). In this image we can see the mix matrix (dark gray) with embedded fibers (light gray).

6. Conclusions

Monotonic tensile and 3-point flexural tests were conducted to investigate the mechanical properties, the evolution and damage mechanisms using AE testing. The mechanical results showed that NPE has a better interaction with the natural fibers with a remarkable improvement in the mechanical properties, especially when CA was added.

The damage was measured using the AE energy parameter. During tensile testing, the LLDPE, HDPE and NPE composites exhibited four phases. The most noticeable differences were in the duration of the fourth phase. This phase was characterized by many AE events caused by plastic deformation. NPE based composite had a sudden rupture with few bursts prior to the failure.

AE-based damage-mode identification indicated that the participation of decohesion in the specimens damage was reduced by the use of CA. It was concluded that damage participation depends on the material, the test itself and, especially, the presence of a CA that improves the fiber/matrix adhesion. The current used CA used for PE has the same effectiveness when used with NPE.

The results of this study are compelling and were independently confirmed by SEM images of the tensile fractured faces of the specimens, which revealed the primary causes of material failure. The choice of a composite for a particular application must be judicious and should consider not only the mechanical properties, which may be similar for different materials, but also the various damage processes and their relative importance, which may be completely different for different materials and may be crucial for long-term applications.

Acknowledgement

The authors would like to acknowledge the financial support of the Natural Sciences and Engineering Research Council (NSERC) of Canada.

References

- [1] Khan MA, Masudul Hassan M, Drzal LT. Effect of 2-hydroxyethyl methacrylate (HEMA) on the mechanical and thermal properties of jute-polycarbonate composite. *Compos A Appl Sci Manuf* 2005;36:71–81.
- [2] Lee SG, Choi SS, Park WH, Cho D. Characterization of surface modified flax fibers and their biocomposites with PHB. In: *Macromolecular symposia*; 2003. p. 089–100.
- [3] Nkwachukwu OI, Chima CH, Ikenna AO, Albert L. Focus on potential environmental issues on plastic world towards a sustainable plastic recycling in developing countries. *Int J Ind Chem* 2013;4:1–13.
- [4] EL Little J. Checklist of United States trees (native and naturalized). *Agriculture Handbook*, UK Department of Agriculture; 1979.
- [5] G'SELL C. Plasticité et endommagement des polymères structuraux. *L'Actualité chimique* 2002;40–3.
- [6] Gu R, Kokta BV, Michalkova D, Dimzoski B, Fortelny I, Slouf M, et al. Characteristics of wood-plastic composites reinforced with organo-nanoclays. *J Reinf Plast Compos* 2010;29:3566–86.
- [7] Raj R, Kokta B, Maldas D, Daneault C. Use of wood fibers in thermoplastics. VII. The effect of coupling agents in polyethylene-wood fiber composites. *J Appl Polym Sci* 1989;37:1089–103.
- [8] Mijiyawa F, Koffi D, Kokta B, Erchiqui F, Toubal L. Renforcement des thermoplastiques par les fibres de bois pour une application aux engrenages: prédiction du module élastique en traction. In: Presented at the Journées Nationales sur les Composites JNC 18, Nantes-France; 2013.
- [9] Mijiyawa F, Koffi D, Kokta B, Erchiqui F. Effects of wood fibers on tensile properties, wettability and thermal degradation behaviour of polyethylene-wood composites. In: Presented at the 29th international conference of the polymer processing society (PPS-29) Nuremberg, Germany; 2013.
- [10] Lafia-Aranga RA, Hassan A, Yahya R, Rahman NA, Hornsby PR, Heidarian J. Thermal and mechanical properties of treated and untreated Red Balau (*Shorea dipterocarpaceae*)/LDPE composites. *J Reinf Plast Compos* 2012;31:215–24.
- [11] Nourbakhsh A, Kokta BV, Ashori A, Jahan-Latibari A. Effect of a novel coupling agent, polybutadiene isocyanate, on mechanical properties of wood-fiber polypropylene composites. *J Reinf Plast Compos* 2008;27:1679–87.
- [12] Nourbakhsh A, Ashori A, Kouhpayehzadeh M. Giant Milkweed (*Calotropis persica*) Fibers—a potential reinforcement agent for thermoplastics composites. *J Reinf Plast Compos* 2009;28:2143–9.
- [13] Bera M, Alagirusamy R, Das A. A study on interfacial properties of jute-PP composites. *J Reinf Plast Compos* 2010;29:3155–61.
- [14] Földes E, Iring M, Tüdös F. Degradation of HDPE and LLDPE in closed mixing chamber: a comparison. *Polym Bull* 1987;18:525–32.
- [15] Shirayama K, Kita SI, Watabe H. Effects of branching on some properties of ethylene/ α -olefin copolymers. *Die Makromolekulare Chemie* 1972;151:97–120.
- [16] Ariebly R. Caractérisation mécanique et modélisation thermodynamique du comportement anisotrope du polyéthylène à haute densité. Intégration des effets d'endommagement. Doctorat mécanique et énergétique, Institut National Polytechnique de Lorraine; 2007.
- [17] Migneault S, Koubaa A, Erchiqui F, Chaala A, Englund K, Krause C, et al. Effect of fiber length on processing and properties of extruded wood-fiber/HDPE composites. *J Appl Polym Sci* 2008;110:1085–92.
- [18] Raj R, Kokta B. Reinforcing high density polyethylene with cellulosic fibers. I: the effect of additives on fiber dispersion and mechanical properties. *Polym Eng Sci* 1991;31:1358–62.
- [19] Lu JZ, Wu Q, Negulescu II. Wood-fiber/high-density-polyethylene composites: coupling agent performance. *J Appl Polym Sci* 2005;96:93–102.
- [20] Colom X, Carrasco F, Pages P, Canavate J. Effects of different treatments on the interface of HDPE/lignocellulosic fiber composites. *Compos Sci Technol* 2003;63:161–9.
- [21] Adhikary KB, Pang S, Staiger MP. Dimensional stability and mechanical behaviour of wood-plastic composites based on recycled and virgin high-density polyethylene (HDPE). *Compos B Eng* 2008;39:807–15.
- [22] Luo S, Netravali A. Interfacial and mechanical properties of environment-friendly "green" composites made from pineapple fibers and poly(hydroxybutyrate-co-valerate) resin. *J Mater Sci* 1999;34:3709–19.
- [23] Fernandez MF, Ozkalustyan MLV, Camargo A, Nascimento PT, Yu A. Bio-based plastics evolution and the challenges to achieve dominance. In: *Technology management in the IT-driven services (PICMET)*, 2013 proceedings of PICMET'13; 2013. p. 2726–34.
- [24] Braskem. Green polyethylene biopolymer, innovation transforming plastic into sustainability; 2010.
- [25] Phillips AL. Bioplastics boom. *Am Sci* 2008;96:109–10.
- [26] De Almeida Oroski F, Chaves Alves F, Bomtempo JV. Bioplastics Tipping Point: drop-in or non-drop-in? *J Bus Chem* 2014;11.
- [27] Máthias K, Chmelik F. Exploring plastic deformation of metallic materials by the acoustic emission technique. *Acoustic Emission, InTech, Rijeka* 2012; 2012. p. 23–48.
- [28] Kachanov L. Time of the rupture process under creep conditions. *Isv Akad Nauk SSR Otd Tekh Nauk* 1958;8:26–31.
- [29] Mehan R, Mullin J. Analysis of composite failure mechanisms using acoustic emissions. *J Compos Mater* 1971;5:266–9.
- [30] Kotsikos G, Evans J, Gibson A, Hale J. Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates. *Polym Compos* 1999;20:689–96.
- [31] Laksimi A, Benmedakhene S, Bounouas L. Monitoring acoustic emission during tensile loading of thermoplastic composites materials. In: *Proceeding of ICCM*; 1999.
- [32] Liu P, Chu J, Liu Y, Zheng J. A study on the failure mechanisms of carbon fiber/epoxy composite laminates using acoustic emission. *Mater Des* 2012;37:228–35.
- [33] Henriksson M, Berglund LA, Isaksson P, Lindström T, Nishino T. Cellulose nanopaper structures of high toughness. *Biomacromolecules* 2008;9:1579–85.
- [34] Bravo A, Toubal L, Koffi D, Erchiqui F. Characterization of tensile damage for a short birch fiber-reinforced polyethylene composite with acoustic emission. *Int J Mater Sci* 2013;3.
- [35] Ganguli R. A fuzzy logic system for ground based structural health monitoring of a helicopter rotor using modal data. *J Intell Mater Syst Struct* 2001;12:397–407.
- [36] Mylvaganam S. Some applications of acoustic emission in particle science and technology. *Part Sci Technol* 2003;21:293–301.
- [37] Loupas T, Sotiriades G, Kalaitzoglou I, Kostopoulos V. Condition monitoring of a single-stage gearbox with artificially induced gear cracks utilizing on-line vibration and acoustic emission measurements. *Appl Acoust* 2009;70:1148–59.
- [38] Omkar S, Suresh S, Raghavendra T, Mani V. Acoustic emission signal classification using fuzzy C-means clustering. In: *Neural information processing, 2002. ICONIP'02. Proceedings of the 9th international conference on*; 2002. p. 1827–31.

- [39] Deepthi M, Sharma M, Sailaja R, Anantha P, Sampathkumaran P, Seetharamu S. Mechanical and thermal characteristics of high density polyethylene-fly ash Cenospheres composites. *Mater Des* 2010;31:2051–60.
- [40] Jemielniak K. Some aspects of acoustic emission signal pre-processing. *J Mater Process Technol* 2001;109:242–7.
- [41] Arrakhiz F, El Achaby M, Malha M, Bensalah M, Fassi-Fehri O, Bouhfid R, et al. Mechanical and thermal properties of natural fibers reinforced polymer composites: Doum/low density polyethylene. *Mater Des* 2013;43:200–5.
- [42] Pérez-Fonseca A, Robledo-Ortiz J, Ramírez-Arreola D, Ortega-Gudiño P, Rodrigue D, González-Núñez R. Effect of hybridization on the physical and mechanical properties of high density polyethylene-(pine/agave) composites. *Mater Des* 2014;10.
- [43] AlMaadeed MA, Nogellova Z, Mičušík M, Novak I, Krupa I. Mechanical, sorption and adhesive properties of composites based on low density polyethylene filled with date palm wood powder. *Mater Des* 2014;53:29–37.
- [44] Faludi G, Link Z, Renner K, Móczó J, Pukánszky B. Factors determining the performance of thermoplastic polymer/wood composites: the limiting role of fiber fracture. *Mater Des* 2014;61:203–10.

IV.3 Caractérisation de l'endommagement des composites en polyéthylène bio et vert renforcé avec des fibres de bouleau sous essais de fluage et cyclique suivi par émission acoustique multivariable

IV.3.1 Résumé

Ce chapitre a fait objet d'une publication dans la revue scientifique *Materials*.

Alencar Bravo, Lotfi Toubal, Demagna Koffi et Fouad Erchiqui. *Damage characterization of bio and green polyethylene-birch composites under creep and cyclic testing with multivariable acoustic emission.*

Malgré les connaissances acquises concernant l'utilisation de l'ÉA dans les matériaux composites écologiques naturels renforcés de fibres (y compris à matrice biosourcée), il y a encore un manque de connaissances dans la compréhension de la différence de l'endommagement entre composites verts et bio dans certaines applications utilisant un engrenage fait à partir de ces matériaux. Les études préliminaires ont porté sur le processus d'endommagement de ces matériaux composites dans des situations typiques de caractérisation en laboratoire. Ainsi, cet article étudie le comportement des deux composites comparables verts et bio avec des tests qui reflètent mieux les applications de la vie réelle, à savoir : charge-décharge et des tests de fluage. Très intéressant pour une application réelle, l'évolution du

comportement mécanique, comme le changement dans le module de Young est comparée avec les événements d'ÉA par la discrimination de mode en utilisant un algorithme de logique floue. Les résultats démontrent qu'on peut évaluer de manière continue comme dans les applications de la vie réelle les dommages internes que subissent les composites bio et les composites verts.

L'addition de AC dans le biocomposite a diminué l'intensité de l'effet Felicity, mais pas son apparition. Dans le cas des composites verts, l'ajout de AC a eu un effet extrêmement bénéfique parce que l'effet Kaiser tend à être le plus dominant. Dans l'ensemble, l'ajout de AC stabilise les structures composites, comme en témoigne le fait que les composites avec un AC résistent mieux aux dommages mécaniques avant la rupture finale, et moins d'événements de décohésion sont aperçus.

Malgré les connaissances acquises au cours des dernières années en ce qui concerne l'utilisation de l'ÉA dans les composites écologiques renforcés de fibres naturelles (y compris certains composites à matrice biosourcée), il y a encore un manque de connaissances dans la compréhension de la différence du comportement de l'endommagement entre versions vert et bio du même composite. Ainsi, cet article étudie le comportement des deux composites comparables sur des versions bio et vertes avec des tests qui reflètent mieux les applications de la vie réelle, à savoir, charge-décharge et de fluage, afin de déterminer l'évolution du processus de l'endommagement de manière plus précise. En comparant les résultats mécaniques avec l'ÉA, on peut conclure que l'ajout d'un agent de couplage (AC) réduit sensiblement le taux d'endommagement mécanique en ÉA. L'AC a eu un effet extrêmement bénéfique sur les composites verts considérant que l'effet Kaiser a été dominant pendant le test cyclique. Au cours des essais de fluage, l'utilisation de l'AC a également évité le passage à de nouvelles phases de l'endommagement dans les deux composites.

IV.3.2 Résultats et discussions

Article

Damage Characterization of Bio and Green Polyethylene–Birch Composites under Creep and Cyclic Testing with Multivariable Acoustic Emissions

Alencar Bravo ¹, Lotfi Toubal ^{1,*}, Demagna Koffi ¹ and Fouad Erchiqui ²

Received: 6 August 2015 ; Accepted: 14 October 2015 ; Published: 2 November 2015

Academic Editor: Macro Morreale

¹ Laboratory of mechanics and eco-materials, University of Quebec at Trois-Rivières, 3351, boul. des Forges, C.P. 500, Trois-Rivières (Québec) G9A 5H7, Canada; alencar.soares.bravo@uqtr.ca (A.B.); koffi@uqtr.ca (D.K.)

² Laboratory of biomaterials, University of Quebec at Abitibi-Témiscamingue, 445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda (Quebec) J9X 5E4, Canada; fouad.erchiqui@uqat.ca

* Correspondence: lotfi.toubal@uqtr.ca; Tel.: +1-819-376-5011 (ext. 3970)

Abstract: Despite the knowledge gained in recent years regarding the use of acoustic emissions (AEs) in ecologically friendly, natural fiber-reinforced composites (including certain composites with bio-sourced matrices), there is still a knowledge gap in the understanding of the difference in damage behavior between green and biocomposites. Thus, this article investigates the behavior of two comparable green and biocomposites with tests that better reflect real-life applications, *i.e.*, load-unloading and creep testing, to determine the evolution of the damage process. Comparing the mechanical results with the AE, it can be concluded that the addition of a coupling agent (CA) markedly reduced the ratio of AE damage to mechanical damage. CA had an extremely beneficial effect on green composites because the Kaiser effect was dominant during cyclic testing. During the creep tests, the use of a CA also avoided the transition to new damaging phases in both composites. The long-term applications of PE green material must be chosen carefully because bio and green composites with similar properties exhibited different damage processes in tests such as cycling and creep that could not be previously understood using only monotonic testing.

Keywords: biocomposites; green composites; damage modes; acoustic emission; fuzzy logic

1. Introduction

In “biocomposites”, natural fibers are used as an environmentally friendly alternative to fibers traditionally used in composites. The advantages of natural fibers include their low density, high specific strength, enhanced energy recovery, CO₂ neutrality after burning, easy processing, bio-degradability and low cost [1,2]. The improvement of the green nature of composites with a natural fiber content of less than 50 wt% (*i.e.*, with one or more thermoplastics as the major constituent of the matrix) can be achieved using a bio-sourced matrix and natural fibers. When the entire composite is bio-sourced, the term “green composite” is used.

Several studies have investigated the particular mechanical characteristics of biocomposites. Migneault *et al.* [3] studied the properties of an HDPE polymeric matrix impregnated with white birch fibers under various loads using a rheometer. The authors found that not only the mechanical properties but also the melting properties were affected by the fiber weight. Raj and Kokta [4] arrived at similar conclusions using aspen fibers. The use of a coupling agent (CA) is also commonly examined. Lu *et al.* [5] provided evidence that among the various CAs tested, maleated polyethylene (MAPE) was the best option. In addition, Colom *et al.* [6] demonstrated the “bridging” effect of

MAPE using scanning electron microscopy (SEM). Adhikary *et al.* [7] investigated the differences in stability, mechanical properties and microstructure between recycled and virgin HDPE using fibers of *Pinus radiata*. The results were extremely encouraging from an ecological perspective because the results demonstrated that the mechanical properties of the biocomposite were the same regardless of whether virgin or recycled HDPE was used.

Due to compatibility issues of polymers and natural fibers, acoustic emission (AE) real-time monitoring is frequently used as a method to assess micro-damage mechanisms and their evolution in biocomposites [8]. Park *et al.* [9] evaluated the interface adhesion of various jute and hemp fiber-reinforced matrix composites using the micromechanical technique and AE. The results indicated that the CA content in the polypropylene (PP) blend increased the interfacial shear strength. The same was observed when natural fibers were treated with an alkaline solution. Akil *et al.* [10] analyzed AE during reloading (Felicity ratio), and the AE activity at low loads during unloading of pultruded jute/glass and kenaf/glass hybrid polyester composites and compared the results with kenaf fiber composites. Introducing a large amount of reinforcement appears to be extremely effective in jute fiber-reinforced laminates, whereas it did not yield comparable results in kenaf fiber laminates, which was attributed to the insufficient fiber impregnation. Santulli [11] characterized the damage due to low-velocity impacts on jute fiber-reinforced polyester composites using AE. Compared with observing damage under an optical microscope, AE is able to reliably measure the level of damage. Park *et al.* [12] investigated the interface and durability of alkaline and silane-treated jute fibers/PP composites by a micromechanical test combined with wettability and AE. The AE energy increased for the alkaline and silane-treated jute fibers/PP composites, whereas the AE energy for all three cases decreased distinctly after a boiling water test. Kobayashi [13] investigated the AE fatigue properties of a hemp fiber yarn-reinforced poly(lactic acid) composite (green composite). The results indicated that the unidirectional fibers in composites begin to split before final fracture, whereas matrix cracks and debonding between the matrix and fiber yarn occurred and accumulated stably in the textile composites.

A 100% ecological HDPE composite was first achieved by Braskem, a Brazilian petrochemical company (and America's top producer of thermoplastics [14]) that developed a "natural (green) polyethylene" (NHDPE) sourced entirely from sugarcane. This was a technological breakthrough because, for the first time, two materials claiming to have identical mechanical properties but sourced differently could be compared in terms of their composite HDPE and NHDPE matrices. There is a knowledge gap in the understanding of the damage behavior of green and bio versions of composites with the same base formulation. In a preliminary study, which compared composites using these materials as a matrix, it was verified that the choice of a composite for a particular application must be judicious and should not only consider the mechanical properties [15]. Interestingly, it was revealed that even though the differently sourced composites exhibited similar static mechanical behavior, the internal damage evolution was completely different. Although this was a major breakthrough for analyzing damage modes in comparable bio and green composites, two important aspects of the damage process have not yet been studied.

The first of these overlooked aspects is cycling or the effect of a progressive accumulation of deformation during cyclic loadings. This process allows the mechanical verification of the changes in material properties, energy dissipation (hysteresis), plasticization and the correlation of the micro mechanism identified by AE with another mechanical indicator. This process is also important for documenting the material stability over cycling using measures, such as the Felicity effect, which uses the cyclizing response and AE. The second overlooked aspect regarding the differences between bio and green composites is how the internal damage mechanism evolves via cold flow or the tendency of a solid material to move slowly or deform permanently under the influence of mechanical stress. By maintaining a high level of constant stress on the specimen and analyzing the specimen, AE can verify the evolution of the deterioration mechanism in these two different composites. With this method it is also possible to compare a mechanical indicator evolution (strain) with AE response.

Studies that investigate these aspects are important to expand the understanding of the degradation of these materials and to enhance the knowledge of their uses, such as in mechanical gears.

In this study, we investigate these knowledge gaps between comparable bio and green composites made from HDPE (or in the case of the green composite, NHDPE) for various fiber weights using creep and cyclic tests, which were not performed in previous work [15]. One of the most significant gaps in this past study was the fact that AE damage analysis was performed independently, *i.e.*, without a mechanical behavior equivalence. For this study, the damage model associated with the mechanical processes proposed in this study is based on the model introduced by Kachanov [16], which assumes that damage to a material can be interpreted in terms of the density of defects in that material. The damage mode characterization using of three known parameters (burst amplitude, counts and duration) for PE/birch is already known in the literature and it will be utilized in this article [17].

The previous study [15] just presented the quasi-static mechanical properties under simple monotonic testing and the AE of those testing. This article will explore much deeper the damaging process under different situations that will provide not only means of recording AE signal but an external mechanical indicator of damage for comparison of the actual damage evolution. In the case of cycle testing, this external measure is the change in Young's modulus. For the creep testing, the external parameter is the strain evolution.

In sum, some essential elements of novelty of this article are: insights of the stress accumulation at the interface between fiber and matrix and detachment point using cyclic residual stress and modulus change; cyclic accumulation of AE; comparison of phases and modes in terms of mechanical and acoustic readings; comparison of damage measuring techniques; Felicity and Kaiser effect analysis; comparison between the differences of the mechanical phases and actual AE signals during creep; and damage surveillance using AE energy and AE hits number as criteria. This paper is organized as follows. In Section 2, the materials, methods and procedures of the experimental testing are described. Section 3 presents and discusses the results. In this section, firstly the mechanical behavior and properties of the various composites, as determined from monotonic tensile testing, are discussed and compared. Secondly, the result of load-unload tests and the change in the mechanical behavior with cycling are discussed for the various materials. Third, an AE damage analysis based on cyclic testing is presented, and the results are discussed. Fourth, the differences between damage progressions for a fixed stress value are elucidated using AE. Fifth, the previous results are correlated with SEM images. Final conclusions are presented in Section 4.

2. Materials Preparations and Experimental Procedure

2.1. Materials

Industrial short fibers (thermomechanical pulping, 35 mesh size) of yellow birch (*Betula alleghaniensis*) were used in this experiment. The fibers were produced by the Lignocellulosic Materials Research Centre, Trois-Rivières (Canada) and dried at 60 °C in an air-circulating oven for 24 h before use.

The two thermoplastic matrices that were used were HDPE (Sclair® 2909), donated by NOVA Chemicals, and NHDPE (SHA7260), donated by Braskem. MAPE (G2010), supplied by Eastman Chemical Company (Kingsport, TN, USA), was used as the CA. The maleic acid graft content was 1.5%, with a molecular weight of 15,000. The CA chemical composition leads to the formation of chemical bridges between the natural fibers and the HDPE matrix. The use of CA in quantities beyond 4 wt% can lead to self-entanglement among CA chains rather than entanglement with the polymer matrix [18]. For this reason, 3 wt% CA was used.

All specimens were prepared using a two-roll mill (Thermon C.W. Brabender, Model T-303) with a 0.6 gear ratio. The grains of the matrix were melted on rollers at 170 °C, and the fiber was subsequently added at the desired weight ratio (0, 10, 20, 30 or 40 wt%). Specimens were producing

using a molding process at a temperature of 205 °C and using a hydraulic press for 20 min at a pressure of 10 MPa. Each specimen was weighed with a precision balance, and those with more than 1% void fraction were rejected. For each variation, a total of 10 samples were produced following this protocol. The first five were used for mechanical characterization and errors were reported. Once the quality of the samples was assured, the following were used to perform cycling (two samples) and creep (three samples) testing.

2.2. Experimental Testing

At room temperature, monotonic and load-unload ($R = \min(\sigma) / \max(\sigma) = 0$) tensile tests were performed following the standards of ISO 527-4(1A). The ISO norm requires that all residual forces induced in the specimen due to the clamping procedure must be removed before testing, whereas the equivalents ASTM D638/ASTM D3039 do not require this removal. The specimen dimensions are shown in Figure 1. The tests were carried out using an electromechanical testing machine, Instron model LM-U150, equipped with a 150-kN load cell (Figure 2). During tensile testing, a 25 mm extensometer was connected to the data acquisition system and fixed on the gauge length section of the specimen to record the strain evolution.

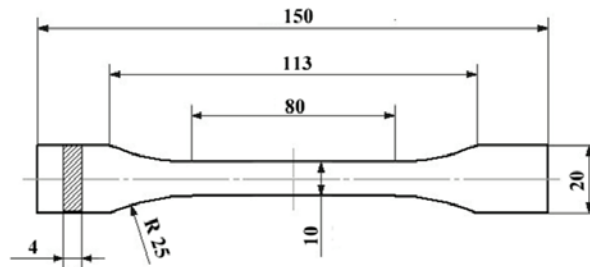


Figure 1. Specimens dimensions (in millimeters) according to the standards of ISO 527-4(1A).

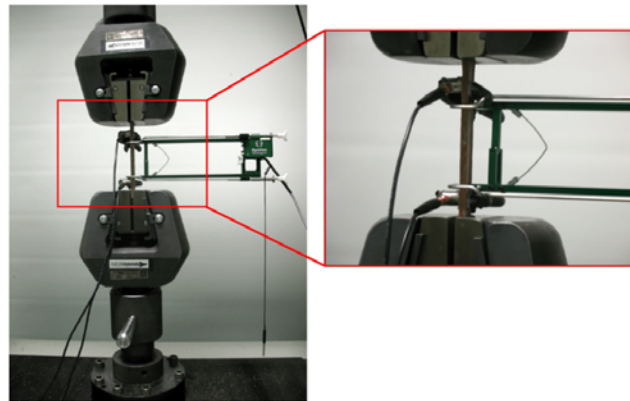


Figure 2. Tensile machine testing apparatus with acoustic sensors and extensometer on the testing sample.

AE measurements were conducted using devices provided by Physical Acoustics Corporation (PAC), equipped with two PCI cards. Two sensors (type Micro-80 PAC, wideband 100–1000 kHz)

were mounted to the surface of the test specimen at a spacing of 70 mm. An acoustic threshold level set at 35 dB was used to filter the background noise. A silicone adhesive gel was used as a coupling agent between the sensors and the specimen. Before each test, the quality of the coupling was verified using a Nielsen-Hsu pencil lead break.

The quality of the measured AE data depends mainly on the choice of the waveform system timing parameters, namely, the peak definition time (PDT), hit definition time (HDT) and hit lockout time (HLT). The employed values of these timing parameters are PDT = 40 μ s, HDT = 80 μ s and HLT = 200 μ s [19].

3. Results and Discussion

3.1. Mechanical Properties

This section reviews the monotonic tensile properties and compares the applicability implications that the previous study failed to address [15]. Figure 3a,b show the evolution of the stress-strain curves during monotonic tensile testing for an HDPE-based composite with no CA and for an NHDPE green composite with no CA, respectively. Both composites behave similarly with increasing fiber proportion, which reduces the ductility of the material while increasing the tangent Young's modulus (according to ISO-527) and the ultimate strength. Both composites blend well with the fibers, but as the fiber content increases above 30 wt%, they become saturated.

Figure 3c,d show an example of results for the 20 wt% fiber bio and green composite samples (respectively), with the monotonic and load-unload tests superimposed.

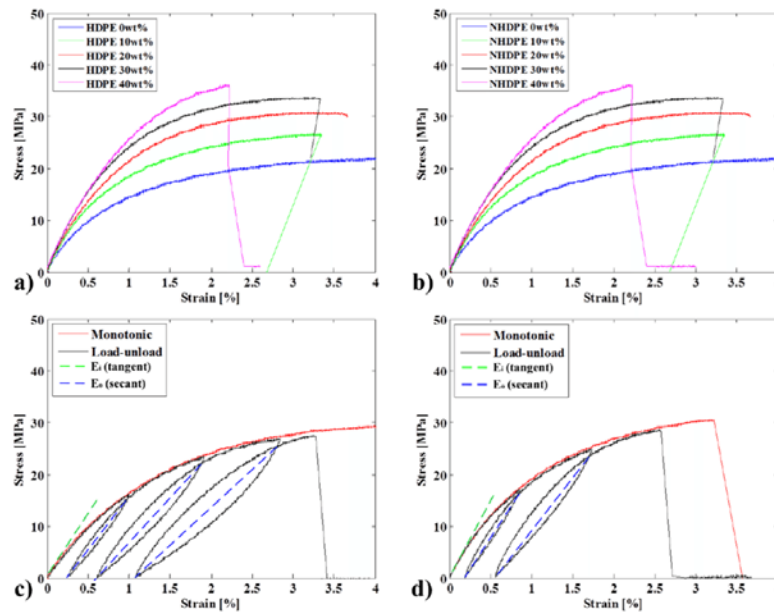


Figure 3. Tensile test results for specimens with different fiber weights for (a) HDPE; (b) NHDPE; (c) superimposition of the monotonic and load-unload test results for 20 wt% fiber HDPE and (d) NHDPE.

The mechanical properties are summarized in Table 1. The manufacturing protocol used in this work shows good measurement reproducibility, with a low standard deviation. Considering the bio composite and the specimens without a CA, in increasing order of fiber content, the increase in the Young's modulus relative to the pure HDPE matrix specimens was 51.18, 71.65, 131.50 and 238.58%, and the increase in the maximum stress relative to the pure matrix specimens was 24.27, 35.41, 54.73 and 63.64%, respectively.

Adding a CA to an HDPE biocomposite has a minimal effect on the Young's modulus, resulting in increases of only 4.72, −3.15, −3.94 and 14.17% for the specimens with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt%, respectively. However, the CA improved the maximum stress, with respective increases of 2.00, 5.73, 12.91 and, remarkably, 41.41% compared with the corresponding specimens without a CA.

Table 1. Tensile test data: average ultimate strength and Young's modulus [15].

Matrix Used (wt%)	Fiber Weight (wt%)	Coupling Agent (wt%)	Young's Modulus (GPa)		Maximum Stress (MPa)		Strain at Failure	
			Mean	STD DEV	σ_{max} (MPa)	STD DEV	d (%)	STD DEV
HDPE	0	-	1.27	0.07	22.00	0.86	-	-
HDPE	0	0	1.92	0.19	27.34	1.99	3.63	0.64
HDPE	10	3	1.98	0.03	27.78	1.56	3.40	1.18
HDPE	0	0	2.18	0.19	29.79	1.47	5.07	0.68
HDPE	20	3	2.14	0.04	31.05	0.86	5.23	1.21
HDPE	0	0	2.94	0.13	34.04	1.13	3.50	0.39
HDPE	30	3	2.89	0.06	36.88	1.10	4.60	0.10
HDPE	0	0	4.30	0.34	36.01	3.03	1.74	1.01
HDPE	40	3	4.48	0.04	45.12	1.92	2.44	0.50
NHDPE	0	-	1.17	0.17	21.39	0.34	7.80	0.51
NHDPE	0	0	1.93	0.16	26.89	1.03	4.00	0.94
NHDPE	10	3	1.99	0.18	27.21	0.55	3.19	0.31
NHDPE	0	0	2.43	0.17	29.67	1.62	3.70	0.39
NHDPE	20	3	2.33	0.06	29.92	1.02	2.89	0.38
NHDPE	0	0	3.04	0.29	33.47	3.13	2.18	0.77
NHDPE	30	3	3.50	0.13	40.60	1.37	2.50	0.08
NHDPE	0	0	3.86	0.07	32.68	0.40	1.78	0.40
NHDPE	40	3	4.57	0.20	46.45	1.74	2.70	0.34

The NHDPE matrix was found to perform well; exhibiting markedly higher mechanical properties as the fiber content was increased (Figure 3b). Compared with the pure matrix, the samples without a CA and with fiber contents of 10, 20, 30 and 40 wt% exhibited Young's modulus improvements of 64.96%, 107.69%, 159.83% and 229.91% and maximum strength improvements of 26.89%, 38.71%, 56.47% and 52.78%, respectively.

The coupling agent is more effective in combination with the NHDPE and high fiber content. This effect can be seen with fiber weights of 30% and 40%, which increased the Young's modulus by 36.22% and 55.91%, respectively. The same effect is observed in the maximum strength with similar improvements: 32.41% and 62.59% for fiber weights of 30% and 40%, respectively.

It is possible to verify other advantages of increasing the fiber ratio in NHDPE instead of HDPE: the application range increases due to the increase in the mechanical properties, and there is a financial benefit of using natural fibers (which can be obtained from waste). However, in this case, the use of CA is strongly recommended because it has a very beneficial effect on the properties of high-fiber green composites.

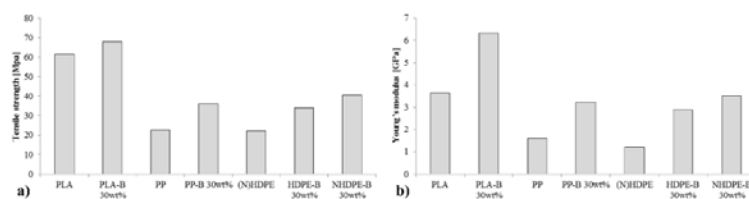


Figure 4. Comparison of the family of bio and green PE/birch composites developed with commonly used engineering plastics and composites [20–22]: (a) Young's modulus (b) Tensile strength.

Comparisons of newly developed composites with those currently used for particular applications are particularly important. In this case, our goal is to replace plastic gears with an equivalent ecological solution. Plastic gears are often made with engineering plastics, *i.e.*, plastics that have a superior Young's modulus and tensile strength that can transfer the load and maintain accuracy during gear meshing. The most used engineering plastics in gears are nylon (PA66) and acetal (POM) [20,22,23].

Reinforced polymers with synthetic fibers are also commonly used for gears when engineering plastics are unavailable or are too expensive. Commonly used reinforcements are short glass fibers (PP-SGF) and short carbon fibers (PP-SCF) [20,21].

For comparison, POM, PA66, PP, PP-SCF with 25 wt% and PP-SGF 25 wt% are compared with the new set of proposed composites (Figure 4). In this graph, both oil-based and natural HDPE occupy the same bar using the average value, which can be assumed because their differences in these cases are minimal. The difference in the Young's modulus is 0.10 and 0.09 GPa for the pure polymer and the 40 wt% fiber-reinforced polymer with CA, respectively, and the difference in the maximum strength is 0.61 and 1.45 MPa, respectively.

The original HDPEs without fibers have a low Young's modulus and tensile strength for this application. The Young's modulus of POM is 166.7% greater than that of pure (N)HDPE and that of PA66 is 158.3% greater. With the use of 40 wt% of fiber and CA, a stiffness that is comparable with the commonly used engineering plastics for gears can be obtained. The difference in the tensile strength is 41.3% greater than POM and 78.3% greater than PA66 compared with that of the (N)HDPE 40 wt% birch fiber with CA. In terms of the Young's modulus, the proposed material is increased by 28.9% and 31.1% compared with that of POM and PA66, respectively. Thus, the proposed material appears to have advantages over engineering plastics. Nevertheless, further investigation of the NHDPE behavior and internal structure is necessary because this is an extremely recently discovered material.

Pure PP has relatively slightly better properties compared with those of pure (N)HDPE. The Young's modulus of PP is 41.7% greater than that of (N)HDPE, and the tensile strength is 72.7% greater. Interestingly, when synthetic fibers are used, the mechanical properties increase much more than that with the addition of natural fibers in the (N)HDPE. PP-SCF with 25 wt% has a tensile strength that is 28.3% greater than that of (N)HDPE with 40 wt% and a Young's modulus that is 233.3% greater.

Regarding the tensile strength, the difference is 1.96 and 2.73 greater for the same materials, respectively. PP has the most similar properties compared with those of HDPEs. The Young's modulus is 41.7% greater and the tensile strength is 72.7% greater compared with those of pure HDPE. PP-SCF with 25 wt% has a tensile strength that is 28.3% greater than the (N)HDPE with 40 wt%, and PP-SGF with 25 wt% is greater by only 8.7%. In the case of the Young's modulus, the difference is larger. The Young's modulus of PP-SCF with 25 wt% is 233.3% greater, whereas that of PP-SGF with 25 wt% is 66.7% greater. Natural fibers cannot increase the stiffness at the same rate as synthetic fibers do. However, their use can lead to a reasonable maximum tensile strength and surpass the Young's moduli of engineering plastics. These are extremely interesting properties, and the introduction of

the NHDPE matrix should not be an excessively complicated or costly task because many industries already work with HDPEs.

As discussed above, natural fibers have several important aspects compared with other fibers. Fibers obtained from plants have cellular structures that are assembled through a hierarchical process in nature and, therefore, are neither homogeneous nor chemically compatible with ordinary polymers [24]. Thus, the study of the internal micro-phenomena and degradation processes after being submitted to various stress scenarios are important, particularly to highlight the differences between HDPE and NHDPE in terms of fiber behavior.

3.2. Property Degradation and Failure

Basic material mechanical properties, such as strength and ductility, can be obtained from simple monotonic tensile tests. However, the stress-strain behavior determined from simple monotonic tensile tests can be quite different from that obtained under cyclic loading. Because no standard test method exists for load/unload tests, a sufficient number of cycles was chosen to cover the different phases that describe the behavior of the biocomposite. At room temperature, load-unload longitudinal tensile tests were performed as follows. First, loading was applied to the specimen until a certain strain was achieved, after which the loading was removed. The material was then subjected to a higher strain level.

As Figure 3c,d show, the experimental cyclic test superposed very well the corresponding monotonic curve. Mechanically, this indicates that the composite structure is not subject to cyclic hardening or softening, which would result in internal structural deformation. The composites do not show any significant relationship between the accumulation of plastic deformation and the maximum stress, even in the later cycles.

Conversely, significant hysteresis was seen under cyclic loading and unloading. This phase lag leads to a dissipation of mechanical energy [25]. For each cycle, the unloading and reloading curves deviated from the line connecting the unloading crossing point with the loading line and the zero loading (fully unloaded) point. This line represents the secant to the curves, and its slope defines the effective or mean Young's modulus, which is generally not equal to the initial Young's modulus [26].

The change in the effective elastic modulus (secant) is commonly used to document irreversible changes in the properties of materials due to the application of cyclic stresses or strains. The cumulative damage, D_m (mechanical damage index), is defined as follows:

$$D_m = 1 - E_i/E_0 \quad (1)$$

where E_i is the Young's modulus after the i th cycle and E_0 is the initial modulus.

Figure 5a,b presents the relationship between the damage accumulation and maximum strain for a cycle for all specimens of 10 and 30 wt% fiber, respectively. For specimens with low fiber content (10 wt%), there are two distinguishable phases. Damage accumulates differently in the first two cycles. This initial lower degradation is due to the high elasticity present at 10 wt%, corresponding to only weak low plastic effects on the material. A second linear phase was only present in the biocomposites, as the green composites failed earlier. Considering the third, fourth and fifth cycles, a linear slope of 0.1315 /% (increase in D by increase of maximum strain) can be obtained, with a coefficient of determination (R^2) of 95.39%.

The traditional polymer suffered a rupture around $D = 0.45$, independent of the use of CA. In the natural material, this rupture occurred at $D = 0.25$, which was also independent of the CA. Interestingly, as the fiber content increases, the differences in behavior for the two types of composite decrease. At 30 wt% fiber, the green composites still fail at $D = 0.25$, although the biocomposite fails around $D = 0.35$. The viscoelastic effects in this case are less marked, as there is no visible viscoelastic phase. This change in behavior can be attributed to the high fiber content in the composite, as the wood fiber exhibits very low viscoelastic behavior [24]. Interestingly, compared to

the 10 wt% specimens, the slope of the damage index remains the same for the 30 wt%, 0.1341, with an R^2 of 91.53%.

Figure 5c and d show the evolution of residual strain for each cycle at different fiber weights. The abscissa shows the maximum strain obtained in each cycle before the unloading phase begins.

These images show that, in the first few cycles, the composites behave as a homogeneous material, with the fibers and matrix experiencing the same strain. Above a certain limit, due to the differences in their Young’s moduli, shear forces accumulates in the matrix–fiber interface. Consequently, the matrix will be compressed, and the fiber will experience tensile stress after the unloading phase. The shear stress in the components will increase, ultimately resulting in the detachment of the fibers from the matrix. If this detachment occurs, the matrix is freed from the fibers resulting in increased residual strain [17]. Due to the similar mechanical properties of HDPE and NHDPE, this phenomenon occurred at the same maximum strain, approximately 2.5%, independent of the matrix used or the fiber ratio. Nevertheless, the precise effect of the CA on the damaging process must be determined by supplementing these mechanical analyses with AE.

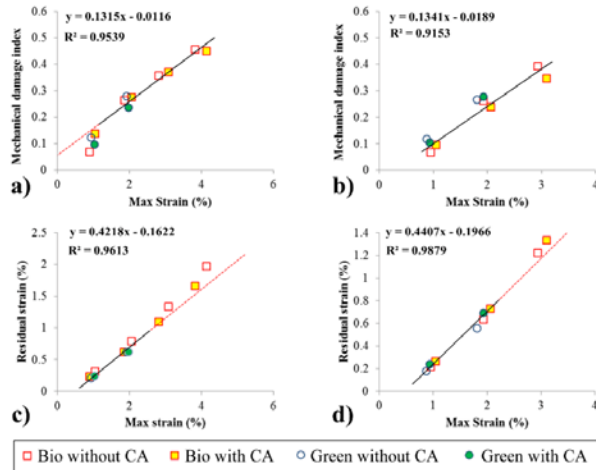


Figure 5. Mechanical damage index *versus* strain for 10 wt% (a) and 30 wt% (b) fiber composites. Residual strain *versus* strain for 10 wt% (c) and 30 wt% (d) fiber composites.

3.3. Mode Detection

Several modes of micro failure are found in composites. For this reason, knowing the mechanical properties and general degradation is not sufficient to completely understand the damage modes. The changes in mechanical properties are often related to changes in the damage modes. AE tests were performed to examine the microstructural failure events contributing to the behaviors of different composites.

Damage-mechanism analysis has traditionally been performed using the simple discrimination of mode by hit amplitude approach [27,28]. However, this methodology can be inaccurate for complex materials [29], especially biological materials (*i.e.*, cellular structures assembled through a hierarchical process in nature) using thermoplastics (with strong damping properties) [17,30]. In this case, a more complex analysis is recommended. Specifically, fuzzy logic systems are recommended [31,32], which can detect clusters in the data even when the boundaries between groups overlap [33].

The AS for damage-mode identification in the PE/birch composite family using three known parameters (burst amplitude, counts and duration) is documented in the literature [15,17] and is used in this study for all composites. Table 2 shows the AS values. These values are independent of the fiber weight used and are valid for HDPE and NHDPE composites with short birch fibers [15].

Table 2. Summary of the damage acoustical signature [17].

Damage Mode	Matrix Micro-Cracking	Matrix/ Matrix Friction	Decohesion	Matrix/ Fiber Friction
Amplitude (dB)	35–45	40–55	45–60	55–85
Duration (μs)	1–80	20–120	50–200	100–600
Counts	1–10	8–20	16–35	30–120

The distribution of the AE amplitude takes the form of groups, which may overlap, reflecting the failure mechanisms. The results of amplitude histograms for 10 wt% fiber bio and green composites are documented in Figure 6.

The histograms show that, at the end of the test, both composites have similar distributions. Matrix microcracking (blue) is most common, followed by matrix/matrix friction (green). The red group (decohesion) is usually an indicator of the adhesion quality between the fiber and the matrix. In this case, both composites have a similar AE indicator for fiber adhesion quality, which indicates that the green matrix absorbs the short natural fibers with the same adhesion quality as the normal matrix. The similar proportions of matrix/fiber friction also corroborate this hypothesis. Interestingly, both composites have similar histograms, and the green matrix in particular is not very AE-responsive; for a similar level of stress, it normally emits 10-fold less AE signals (Figure 6).

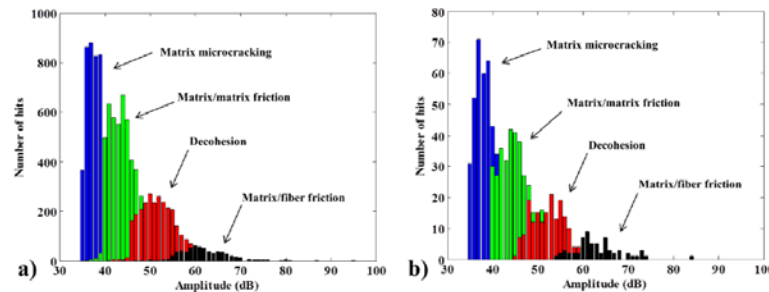


Figure 6. Typical amplitude histogram successfully discriminated by fuzzy logic for bio (a) and green (b) composites at 10 wt% fiber with no coupling agent.

3.4. Cyclic AE Burst Intensity and Mode Analysis for Cyclic Testing

Once the mechanically damaging overall behavior of the composites was determined, verification of the evolution of the internal micro-events was of interest. The changes in the mechanical properties are often related to changes in the damage modes. For example, decohesion usually leads to a decrease in composite strength, but a decrease in strength is not always associated with poor adhesion and decohesion [34]. For this reason, knowing the mechanical properties and general degradation is not sufficient to completely understand the damage modes.

Figure 7 shows the stress curve and the AE event modes and amplitudes over time for 10 wt% specimens. This fiber content was chosen because the specimen ruptures occurred at higher strains, resulting in more AE mode events. In this graph, the blue points correspond to matrix microcracking,

green triangles correspond to matrix/matrix friction, red circles correspond to decohesion between the fibers and the matrix, and black squares correspond to matrix/fiber friction.

The data for the HDPE biocomposite without a CA exhibit four phases. The first phase is elastic, without significant AE events. The second is characterized by the onset of matrix microcracking and matrix/matrix friction events. The third has a rapid increase in the AE event rate and the first appearance of decohesion. The fourth has a very high rate of AE activity and all damage modes, including matrix/friction.

Upon the addition of a CA, however, the data reveal a different damage behavior. After phase 1, during which no AE events were recorded, phase 2 began with the first AE events. In contrast, in the specimen without the CA, the first significant acoustic events are only matrix microcracking at similar levels of stress for both specimens. The third phase featured a few bursts of decohesion and matrix/fiber friction, the last of which had low amplitude. Finally, phase four had the same behavior as the specimen without CA but started much closer to the specimen total failure.

In the case of the green composite, the data reveal completely different behavior. With no CA, three phases were observed. After the first phase, during which no significant AE events were recorded, the second phase began with a few low-amplitude events (primarily microcracking and matrix/matrix friction). Phase 3 contained many high-amplitude bursts (decohesion and matrix/fiber friction), resulting in fragile breakage. In general, there were few AE hits, because even at a fiber content of 10 wt%, the specimen ruptured at a low strain value. Upon the addition of 3 wt% CA there was no decohesion in phase 2; rather, the decohesion started in phase 3. This finding might be related to the fact that the specimens were made more resistant by the addition of a CA.

Apart from the completely different damage process, however, there was only a small difference in the mechanical properties of the HDPE and NHDPE composites. The NHDPE green composites were found to be much more fragile and more likely to suffer sudden complete failure than the HDPE.

The low burst number is still an indication that the material was very fragile. This finding indicates that the choice of a composite for a particular application must be judicious and should take into account not only the mechanical properties but also the damage processes of the composite.

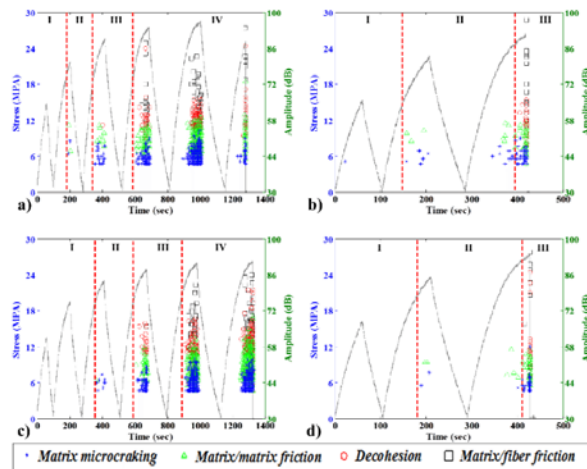


Figure 7. Typical load-unload stress curves (left vertical axis) and burst amplitudes with damage mode classification (right vertical axis) for 10 wt% specimens: (a) bio, no CA; (b) green, no CA; (c) bio with CA; and (d) green with CA.

3.5. Cyclic AE Energy Sharing and Correlation with Mechanical Results

Once the AS is defined, the quantitative mode participation in specimen degradation can be assessed. To evaluate the extent of the damage caused by each mode and its contribution to the overall failure, we used the damage energy participation index $D(AE)$, defined as follows:

$$D(AE)_i = \frac{E_i}{\sum_{i=1}^4 E_i} \quad (2)$$

where E_i is the cumulated damage energy of mode i .

It is interesting to correlate the AE analysis with the mechanical behavior. Figure 8 is useful because it permits a comparison of the measured mechanical and AE damages. For the 10 wt% specimen bio-composite without CA, significant AE damage was observed only at 35.83% mechanical damage, after three cycles. At this point, the mechanism of matrix/matrix friction contributed to 9.56% of the damage. Decohesion and microcracking accounted for similar proportions, 6.51% and 4.82%, respectively. Matrix/fiber friction was the least important damage mode, with a contribution of 3.71%, resulting in a total contribution of 24.61% to the measured specimen AE damage.

As documented in Figure 8a, at final failure, the specimen had a mechanical damage index of 45.63%. According to the AE energy, the contribution of each mechanism to the failure was as follows: matrix/matrix friction 37.26%, matrix/microcracking 24.15%, decohesion 23.43% and matrix/fiber friction 15.16%.

As shown in Figure 5, the matrix and fiber of the material uncoupled started at 4.2% residual strain or 0.28 of mechanical damage. Figure 8a shows that, just after this cycle, a substantial amount of AE activity occurred.

In the case of the biocomposite with CA, the first considerable damage occurred at 27.47% of the mechanical damage. At this stage, matrix/matrix friction accounted for 15.48% of the damage, matrix microcracking for 9.91% and decohesion for 8.41%. Matrix/fiber friction had a marginal contribution of 0.16%. At failure, the mechanical index was 50.83%. The material could support 5.20% more mechanical damage upon the addition of CA. The mode that contributed most to the failure energy was matrix/matrix friction with 39.34%, followed by matrix microcracking at 26.22%. Although the value of decohesion remained stable at 23.80%, there was a decrease in matrix/friction participation to 10.65% (4.51% less). This indicates that fewer free fibers were available in the composite to cause this mode.

In the case of the green composites, the first significant AE result was seen at 9.68% mechanical damage. At this point, matrix/matrix friction had contributed 1.15% of the damage, matrix microcracking 0.78% and decohesion 0.70%. Matrix/fiber friction had not yet damaged the material, and the total AE measured damage was 2.63%. At failure, with 23.61% mechanical damage, the energy mode shares were 19.51%, 30.43%, 27.86% and 22.20% for matrix microcracking, matrix/matrix friction, decohesion and matrix/friction, respectively.

In the case of the green composite with CA, the first noticeable AE damage was recorded with 12.34% mechanical damage at an AE damage of 2.05%. In this case, there was no evidence of decohesion or matrix/fiber friction. By the end, the matrix/matrix friction was again the mode that generated the most energy, contributing 39.65%. The effect of the CA was noticeable in terms of decohesion. However, it was the third, not second, most damaging mode, with a contribution of 21.28% compared to 21.30% for matrix microcracking. Matrix/fiber friction contributed 17.77% of the AE damage.

Overall, the addition of CA stabilizes the composite structures, as evidenced by the fact that those with CA have a higher level of mechanical damage prior to failure.

More interestingly, the CA has a substantial effect on the perception of AE damage compared to the mechanical damage. If we compare the aforementioned cases in which a representative AE was first observed and the ratio of AE energy damage by mechanical damage at those points, we see that,

for the case of the biocomposite without CA, the AE damage represented 68.69% of the corresponding mechanical value. With the addition of CA, this value drops to 15.70%. The same behavior is seen in the green composite; without CA, at the first representative AE value, the AE damage index was 27.18% of the mechanical counterpart. When CA was added, this value dropped to 16.64%.

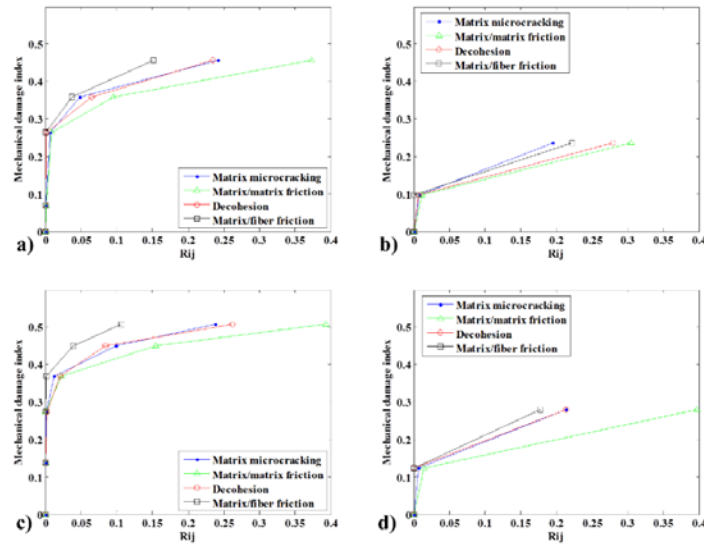


Figure 8. Comparison of the specimen typical damage using the mechanical damage index and cumulative AE damage measured using energy by mode for 10 wt% fiber specimens: (a) bio, no CA; (b) green, no CA; (c) bio with CA; and (d) green with CA.

3.6. Cyclic Felicity and Kaiser Effects

The stability of a composite is also indicated by the presence of Kaiser or Felicity effects. The Kaiser effect [35] occurs when, in the cyclic AE test, the first activity is only seen when the constraints previously exerted on a material are reached. The Felicity effect [36], a term used when there is no Kaiser effect, can be described as the occurrence of events in AE before the previously applied maximum stress is reached. This is an undesirable state from a damage point of view, as it indicates that rapid degradation of material properties has occurred.

According to Pollock [37], insignificant defects tend to indicate the Kaiser effect, whereas structural defects tend to represent the Felicity effect. In Figure 9 (left), the stress/strain curves feature acoustic events, which are represented by circular markers. These results can be confirmed by the acoustic measurements presented to the right or by tracing the evolution of the cumulated number of bursts with stress.

We note the presence of a Felicity effect for both biocomposites after the first cycles. Nevertheless, the addition of CA decreased not the occurrence but the intensity of the Felicity effect. In both cases, this effect increases with the number of cycles.

In the case of green composites, the addition of CA had a very beneficial effect. In this case, only the Kaiser effect was observed. In contrast, in the absence of CA, only the first cycle had a Kaiser effect, as the degradation of the material had not completely started. Beginning with the second cycle, we observe the presence of the Felicity effect.

Ultimately, the occurrence of the Felicity effect in the material accelerates the degradation. This degradation can lead to a final break before the material reaches the theoretical limit of maximum elongation (as seen in Figure 5c,d for specimens without CA). As we note that the addition of CA tends to weaken the Felicity effect, this indicates that specimens without CA are more prone to break prematurely in practical applications.

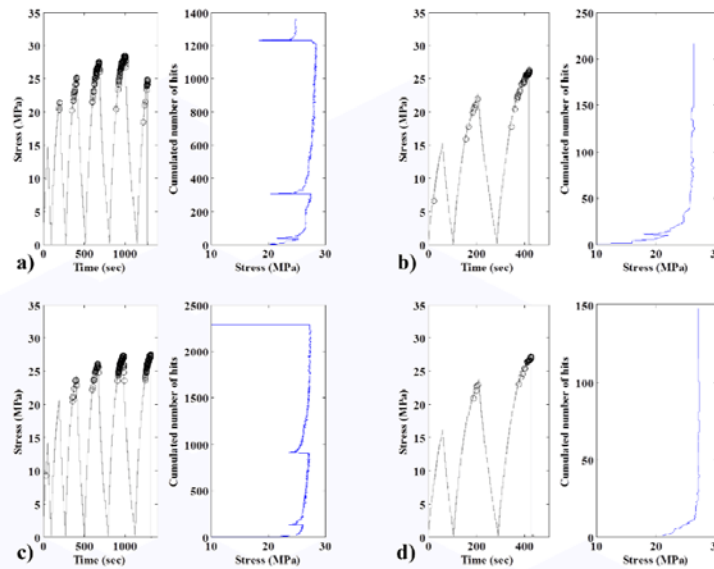


Figure 9. Typical Kaiser and Felicity diagrams for 10 wt% fiber specimens: (a) bio, no CA; (b) green, no CA; (c) bio with CA; and (d) green with CA.

3.7. Creep Mode Sharing Analysis

To further analyze the damage processes of the composites, it is important to verify the damage evolution using creep tests. Creep is the slow deformation of a material under a constant level of stress and is thus very important for long-term structural applications. To accelerate the appearance of damage, the creep tests were performed using 80% of the quasi-static limit strength. In this particular case, we expect to obtain small values from the very beginning of the test. Nevertheless, it is possible to verify three very distinct phases with regards to the AE activity in every test, as indicated in Figure 10. The maximum crosshead speed was 1 mm/min.

To understand the mode influence over the degradation process, we will use the damage participation ratio (R_i) proposed by Gong *et al.* [38], which is defined as follows:

$$R_i = \frac{N_i}{\sum_{i=1}^4 N_i} \quad (3)$$

where i refers to the different modes of damage and N refers to the cumulated number of bursts for one failure mode. Using this definition, the participation of each damage mechanism as a function of time for the creep test is shown in Figure 10.

For this test, we use the composite with a lower fiber ratio (10 wt%) because it allows for a higher strain at failure and thus activates more AE events before the rupture.

Using this definition, it is possible to verify how the burst mode participation of each mode evolves over time. The sum of all four modes is also represented in this figure by a dashed gray line; however, in this case, the value shown on the right side scale must be doubled, giving the rupture point a value of one. Regarding the AE activity, all of the composites without CA have four distinct phases. In the first phase, which includes the elastic linear behavior and the initial plastic behavior where the strain curve is non-linear, AE activity remains very low. The detection of the first significant AE indicates the beginning of the second phase. Thenceforth, the AE energy increased constantly, indicating intense plastic deformation with a constant increase in the strain value, the second phase. In the middle of linear strain increase phase, the third phase starts as the proportion of AE mode share of matrix related modes began to change. The fourth phase was characterized by a rapid increase in energy prior to final failure.

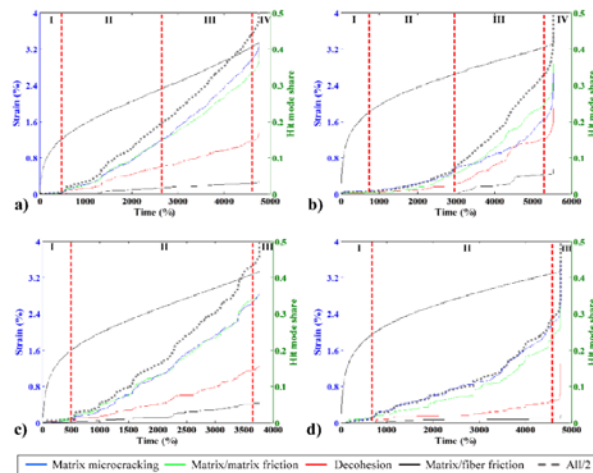


Figure 10. Typical creep strain curves (left vertical axis) and hit mode share participation (right vertical axis) for 10 wt% fiber specimens: (a) bio, no CA; (b) green, no CA; (c) bio with CA; and (d) green with CA.

In the case of the bio composite, matrix microcracking and matrix/matrix friction had the same share of hits, but the distance between the two began to increase in the beginning of the third phase (around 2800s), as matrix microcracking became more predominant until final failure (41.34% over 37.63%). In the case of the green composite, the same phenomenon was observed, and matrix microcracking and matrix/matrix friction had roughly the same hit share during the second phase; the difference between the two started increasing until the final failure from the second half of the linear strain increase zone (around 3300 s). In this case, matrix/matrix friction became predominant (35.93% over 32.28% of matrix microcracking).

The use of a CA avoids the transition to the third phase in both cases, as the share between matrix microcracking and matrix/matrix friction remains the same throughout the testing. This change in AE activity means that the CA prevented the initiation of an extra internal damage mechanism, probably because the matrix and fiber are better linked and internal dislocations are prevented. This hypothesis is reinforced by the fact that, in both cases, decohesion decreased, meaning that the CA was effective, especially in the case of the green composite.

These results are extremely interesting compared with results from the literature. In a previous study [15], it was revealed that one of the major drawbacks of NHDPE application compared with HDPE was the fact that, with standard tensile testing, it was impossible to detect any AE activity until being extremely close to final failure. Nevertheless, the creep testing showed that it is possible to detect AE activity in this case, even if the acoustic behavior is much different from that of HDPE with fewer events. Thus, in long-term applications of this material, AE equipment could be used to verify the structured aging with regards to creep to predict when replacement is required and to avoid catastrophic failures.

3.8. Creep AE Burst Intensity and Mode Analysis

The evolution of the strain and the AE event mode and amplitude over time for 40 wt% bio and green composites specimens with and without CA is shown in Figure 11.

The first phase of every test was characterized by the initial non-linearity of the strain evolution, with a few bursts of matrix microcracking that were independent of the composite used. As the basic stress value was highly elevated, the AE data indicates that little internal movement in the material was achieved by the matrix cracking while the force was being applied to the specimen. For all the composites analyzed in this study, the beginning of the second linear phase was marked by a particular AE event.

In the case of a bio composite without CA, the second phase started with the onset of matrix/matrix friction events. In the second phase, this composite presented moderate to elevated levels of AE activity. The activity continued increased constantly until a maximum in middle of the linear strain increase. At this, maximum bursts of all modes could be seen. In the following third phase, there is no changes in the material strain increase rate. Nevertheless, the AE activity remained calm for this third phase. The fourth and last phase is marked by a sudden increase in the AE activity of all modes.

The effect of CA was clear in the creep testing, as during the entire second phase, this composite presented moderate levels of AE activity of matrix microcracking and matrix/matrix friction. The CA had a clear effect, as no decohesion of fibers was observed in the second phase of this particular test.

As expected, the green composite without CA had fewer AE events than its bio counterpart. The second phase started with matrix microcracking and a matrix/matrix friction event. Additionally, some decohesion was found during the second phase. In this composite, there was also a third phase in the linear strain increase period. This behavior is very similar to that of the equivalent biocomposite, but with lower AE activity. The third phase has a lower AE activity and remarkably no decohesion bursts.

The third phase can be described as the onset of a chain mechanism that rapidly degrades the composite structure and leads to ultimate failure. This phase is characterized by a rapid increase in the AE activity rate and the level of all modes prior to failure.

Interestingly, both types of composites without CA at 10% or 40% wt% fiber present a change in the AE emission behavior in the middle of the linear strain increase zone. There are also similarities for the bio and green composites with CA. Both have lower AE activity, and neither show any decohesion in the second phase of this particular test.

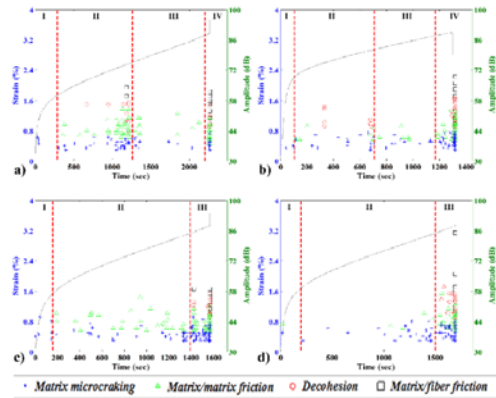


Figure 11. Typical creep strain curves (left vertical axis) and burst amplitudes with damage mode classification (right vertical axis) for 40 wt% specimens: (a) bio, no CA; (b) green, no CA; (c) bio with CA; and (d) green with CA.

3.9. Fractured-Surface SEM Images

Images of a fractured surface of metalized specimens obtained using SEM (JSM 5500, Jeol, Japan) at an acceleration voltage of 15 kV. This images can also reveal the primary cause of failure. In this section, we present the results for specimens used in the previous section (40 wt% fiber) at a magnification of 500× (Figure 12).

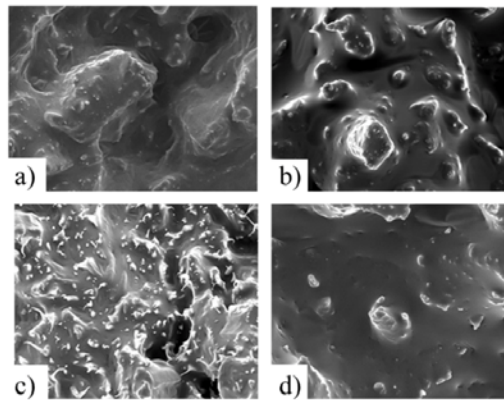


Figure 12. SEM images of the fractured face for 40 wt% specimens (at 500× magnification): (a) bio, no CA; (b) bio with CA; (c) green, no CA; and (d) green with CA.

In the first column, we compared biocomposite samples with and without CA. Figure 10a shows the state of the surface of the HDPE-based composite without CA. A large amount of deformed material and fiber holes is observed. Comparing the green composite equivalent (Figure 12c), we see that the fiber holes are still present, but the matrix has less deformation, indicating a more brittle

fracture. The relative low deformation might explain why much less AE activity is seen in the green composites, *i.e.*, there are fewer modes like matrix microcracking and matrix/matrix friction.

In both cases, the use of CA improved the fiber/matrix adhesion (*c.f.*, Figure 12b,d), which reduced decohesion, as verified by the AE results. Nevertheless, the green composite surface was less deformed, which contributed to the lower activity, which in turn corroborated the AE results.

4. Conclusions

In this paper, we conducted a comparison of bio and green composites based on an HDPE matrix with birch fiber using monotonic tensile, cyclic and creep tests. Tests were conducted to investigate the mechanical properties, evolution and damage mechanisms using AE testing. Green composites are the most ecologically friendly solution. Coupled with a high fiber ratio and the use of a CA, the application range can be broadened due to the improved mechanical properties, with the financial benefit of using natural fibers.

Experimental cyclic test superimposed very well the corresponding monotonic curve. Mechanically, this indicates that the composite structure is not subject to cyclic hardening or softening, which would result in internal structural deformation.

In the first few cycles, the composites behave as a homogeneous material, with the fibers and matrix experiencing the same strain. Above a certain limit, due to the differences in their Young's moduli, shear forces accumulate in the matrix–fiber interface. Due to the similar mechanical properties of HDPE and NHDPE, this phenomenon occurred at the same maximum strain, approximately 2.5%, independent of the matrix used or the fiber ratio.

After imparting mechanical damage, the evolution of the internal micro events was observed using AE. The damage modes were identified using a known fuzzy algorithm. Comparing the mechanical results with the AE, the addition of CA markedly reduced the ratio of AE damage to mechanical damage. Also, during the load-unload tests, the NHDPE green composites were found to be much more fragile and more likely to suffer sudden, complete failure than the HDPE. The low burst number is still an indication that the material was very fragile.

The addition of CA in the biocomposite decreased the intensity of the Felicity effect but not the occurrence of it. In the case of green composites, the addition of CA had an extremely beneficial effect because the Kaiser effect was dominant. Overall, the addition of CA stabilizes the composite structures, as evidenced by the fact that composites with a CA had a higher level of mechanical damage prior to failure and showed fewer decohesion events.

During the creep tests, the use of a CA avoided the transition to new damaging phases in both composites, as the share between matrix microcracking and matrix/matrix friction remains the same throughout the testing. This change in AE activity means that the CA prevented the initiation of an extra internal damage mechanism, probably because the matrix and fiber are better linked and internal dislocations are prevented. This hypothesis is reinforced by the fact that, in both cases, decohesion decreased, meaning that the CA was effective, especially in the case of the green composite.

The results of the mechanical and AE analysis were validated using SEM images of the fractured face. These results showed that fibers were better embedded in the matrix upon the addition of CA, and the bio composite surface was more distorted at failure, which caused substantial AE activity during the damage process.

Despite its excellent mechanical behavior described in the literature coupled with other ecological benefits, the long-term applications of PE green material must be chosen carefully because bio and green composites with similar static properties exhibited different damage processes in tests, such as cycling and creep. AE equipment could be used to verify structured aging with regards to creep to predict when replacement is required and avoid catastrophic failures. For future studies, it is recommended to perform comparative fatigue testing on these materials. Frequential analysis of the damage processes using AE is also recommended.

Acknowledgments: The authors would like to acknowledge the financial support of the Natural Sciences and Engineering Research Council (NSERC) of Canada.

Author Contributions: The study was designed by A. Bravo and L. Toubal. A. Bravo analyzed and processed data, and wrote the manuscript under the supervision and expertise of L. Toubal (material selection, fatigue, creep, and acoustic emission), D. Koffi (material characterization), F. Erchiqui (manufacturing process).

Conflicts of Interest: The authors declare no conflict of interest.

References

1. Khan, M.A.; Masudul Hassan, M.; Drzal, L.T. Effect of 2-hydroxyethyl methacrylate (hema) on the mechanical and thermal properties of jute-polycarbonate composite. *Compos. Part A* **2005**, *36*, 71–81. [CrossRef]
2. Lee, S.G.; Choi, S.S.; Park, W.H.; Cho, D. Characterization of surface modified flax fibers and their biocomposites with PHB. *Macromol. Symp.* **2003**, *197*, 89–100. [CrossRef]
3. Migneault, S.; Koubaa, A.; Erchiqui, F.; Chaala, A.; Englund, K.; Krause, C.; Wolcott, M. Effect of fiber length on processing and properties of extruded wood-fiber/hdpe composites. *J. Appl. Polym. Sci.* **2008**, *110*, 1085–1092. [CrossRef]
4. Raj, R.; Kokta, B. Reinforcing high density polyethylene with cellulosic fibers. I: The effect of additives on fiber dispersion and mechanical properties. *Polym. Eng. Sci.* **1991**, *31*, 1358–1362. [CrossRef]
5. Lu, J.Z.; Wu, Q.; Negulescu, I.I. Wood-fiber/high-density-polyethylene composites: Coupling agent performance. *J. Appl. Polym. Sci.* **2005**, *96*, 93–102. [CrossRef]
6. Colom, X.; Carrasco, F.; Pages, P.; Canavate, J. Effects of different treatments on the interface of hdpe/lignocellulosic fiber composites. *Compos. Sci. Technol.* **2003**, *63*, 161–169. [CrossRef]
7. Adhikary, K.B.; Pang, S.; Staiger, M.P. Dimensional stability and mechanical behaviour of wood-plastic composites based on recycled and virgin high-density polyethylene (hdpe). *Compos. Part B Eng.* **2008**, *39*, 807–815. [CrossRef]
8. De Rosa, I.M.; Santulli, C.; Sarasini, F. Acoustic emission for monitoring the mechanical behaviour of natural fibre composites: A literature review. *Compos. Part A* **2009**, *40*, 1456–1469. [CrossRef]
9. Park, J.-M.; Quang, S.T.; Hwang, B.-S.; DeVries, K.L. Interfacial evaluation of modified jute and hemp fibers/polypropylene (pp)-maleic anhydride polypropylene copolymers (pp-mapp) composites using micromechanical technique and nondestructive acoustic emission. *Compos. Sci. Technol.* **2006**, *66*, 2686–2699. [CrossRef]
10. Akil, H.M.; de Rosa, I.M.; Santulli, C.; Sarasini, F. Flexural behaviour of pultruded jute/glass and kenaf/glass hybrid composites monitored using acoustic emission. *Mater. Sci. Eng. A* **2010**, *527*, 2942–2950. [CrossRef]
11. Santulli, C. Post-impact damage characterisation on natural fibre reinforced composites using acoustic emission. *NDT E Int.* **2001**, *34*, 531–536. [CrossRef]
12. Park, J.-M.; Kim, P.-G.; Jang, J.-H.; Wang, Z.; Hwang, B.-S.; DeVries, K.L. Interfacial evaluation and durability of modified jute fibers/polypropylene (pp) composites using micromechanical test and acoustic emission. *Compos. Part B* **2008**, *39*, 1042–1061. [CrossRef]
13. Kobayashi, S. Damage behavior of hemp fiber reinforced poly (l-lactic acid) composites under fatigue loading. *J. Solid Mech. Mater. Eng.* **2013**, *7*, 317–323. [CrossRef]
14. Braskem. Green polyethylene biopolymer, innovation transforming plastic into sustainability. Available online: http://www.braskem.com.br/Portal/Principal/Arquivos/ModuloHTML/Documentos/846/AF_Catalogo_PE%20Verde_2014_ING_site.pdf (accessed on 26 October 2015).
15. Bravo, A.; Toubal, L.; Koffi, D.; Erchiqui, F. Development of novel green and biocomposite materials: Tensile and flexural properties and damage analysis using acoustic emission. *Mater. Des.* **2015**, *66*, 16–28. [CrossRef]
16. Kachanov, L. Time of the rupture process under creep conditions. *Isv. Akad. Nauk. SSR. Otd Tekh. Nauk* **1958**, *8*, 26–31.
17. Bravo, A.; Toubal, L.; Koffi, D.; Erchiqui, F. Characterization of tensile damage for a short birch fiber-reinforced polyethylene composite with acoustic emission. *Int. J. Mater. Sci.* **2013**, *3*, 79–89.

18. Deepthi, M.; Sharma, M.; Sailaja, R.; Anantha, P.; Sampathkumaran, P.; Seetharamu, S. Mechanical and thermal characteristics of high density polyethylene–fly ash cenospheres composites. *Mater. Des.* **2010**, *31*, 2051–2060. [CrossRef]
19. Jemielniak, K. Some aspects of acoustic emission signal pre-processing. *J. Mater. Process. Technol.* **2001**, *109*, 242–247. [CrossRef]
20. Marsavina, L.; Cernescu, A.; Linul, E.; Scurtu, D.; Chirita, C. Experimental determination and comparison of some mechanical properties of commercial polymers. *Mater. Plast.* **2010**, *47*, 85–89.
21. Fu, S.-Y.; Lauke, B.; Mäder, E.; Yue, C.-Y.; Hu, X. Tensile properties of short-glass-fiber-and short-carbon-fiber-reinforced polypropylene composites. *Compos. Part A* **2000**, *31*, 1117–1125. [CrossRef]
22. Product, D.Z.N.R. *Properties, Dupont Engineering Polymers*, version 95.9; DuPont: Wilmington, DE, USA, 1995.
23. Koffi, D. *Étude du Comportement Thermique des Engrenages Cylindriques Droits en Plastique*. Ph.D. Thesis, École polytechnique, Montreal, QC, Canada, 1988.
24. Santulli, C. A biomimetic approach to the production of sustainable structural composites using plant fibres. *Biol. Inspired Text.* **2008**, *77*, 95–109.
25. Da Costa Mattos, H.S.; de Abreu Martins, S. Plastic behaviour of an epoxy polymer under cyclic tension. *Polym. Test.* **2013**, *32*, 1–8. [CrossRef]
26. Sun, L.; Wagoner, R. Complex unloading behavior: Nature of the deformation and its consistent constitutive representation. *Int. J. Plast.* **2011**, *27*, 1126–1144. [CrossRef]
27. Kotsikos, G.; Evans, J.; Gibson, A.; Hale, J. Use of acoustic emission to characterize corrosion fatigue damage accumulation in glass fiber reinforced polyester laminates. *Polym. Compos.* **1999**, *20*, 689–696. [CrossRef]
28. Laksimi, A.; Benmedakhene, S.; Bounouas, L. Monitoring Acoustic Emission During Tensile Loading of Thermoplastic Composites Materials. In *Proceeding of 12th International Conference on Composite Materials*, Paris, France, 5–9 July 1999.
29. Liu, P.; Chu, J.; Liu, Y.; Zheng, J. A study on the failure mechanisms of carbon fiber/epoxy composite laminates using acoustic emission. *Mater. Des.* **2012**, *37*, 228–235. [CrossRef]
30. Henriksson, M.; Berglund, L.A.; Isaksson, P.; Lindström, T.; Nishino, T. Cellulose nanopaper structures of high toughness. *Biomacromolecules* **2008**, *9*, 1579–1585. [CrossRef] [PubMed]
31. Loutas, T.; Sotiriades, G.; Kalaitzoglou, I.; Kostopoulos, V. Condition monitoring of a single-stage gearbox with artificially induced gear cracks utilizing on-line vibration and acoustic emission measurements. *Appl. Acoust.* **2009**, *70*, 1148–1159. [CrossRef]
32. Ganguli, R. A fuzzy logic system for ground based structural health monitoring of a helicopter rotor using modal data. *J. Intell. Mater. Syst. Struct.* **2001**, *12*, 397–407. [CrossRef]
33. Omkar, S.; Suresh, S.; Raghavendra, T.; Mani, V. Acoustic Emission Signal Classification Using Fuzzy C-Means Clustering. In *Proceedings of the 9th International Conference on Neural Information Processing*, Singapor, Singapor, 18–22 November 2002; Volume 4, pp. 1827–1831.
34. Faludi, G.; Link, Z.; Renner, K.; Móczó, J.; Pukánszky, B. Factors determining the performance of thermoplastic polymer/wood composites; the limiting role of fiber fracture. *Mater. Des.* **2014**, *61*, 203–210. [CrossRef]
35. Kaiser, J. *Erkenntnisse und folgerungen aus der messung von geräuschen bei zugbeanspruchung von metallischen werkstoffen*; Verlag Stahleisen: Dusseldorf, Germany, 1953.
36. Miller, R.K.; McIntire, P. *Nondestructive Testing Handbook. Vol. 5: Acoustic Emission Testing*; American Society for Nondestructive Testing: Columbus, OH, USA, 1987.
37. Pollock, A. *Acoustic Emission Inspection*; ASM Handbook; ASM: Materials Park, OH, USA, 1989.
38. Gong, X.-L.; Laksimi, A.; Benzeggagh, M. Nouvelle approche de l'émission acoustique et son application à l'identification des mécanismes d'endommagement dans les matériaux composites. *Revue des composites et des matériaux avancés* **1998**, *8*, 179–205.



© 2015 by the authors; licensee MDPI, Basel, Switzerland. This article is an open access article distributed under the terms and conditions of the Creative Commons by Attribution (CC-BY) license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

IV.4 L'utilisation optimisée des trous de refroidissement pour diminuer la quantité d'endommagement thermique sur une dent d'engrenage en plastique

IV.4.1 Résumé

Ce chapitre a fait l'objet d'un article publié dans la revue scientifique *Advances in Mechanical Engineering*.

Alencar Bravo, Demagna Koffi, Lotfi Toubal et Fouad Erchiqui. *Optimized use of cooling holes to decrease the amount of thermal damage on a plastic gear tooth.*


À cette étape nous avons étudié les propriétés et le processus d'endommagement des matériaux que nous nous proposons d'étudier en engrenement. Cependant le plein potentiel de l'utilisation de l'engrenage dérivé du plastique est limitée non seulement par les propriétés mécaniques, mais aussi par les limites de température et les mauvaises propriétés de conduction de chaleur de ces matériaux. Nous avons réalisé des trous de refroidissement destinés à réduire la quantité de dommage thermique sur la surface de contact. Par contre, ces trous de refroidissement entraînent une augmentation de la concentration de contraintes sur la dent, exerçant ainsi un effet négatif. Nous avons réalisé des simulations thermiques et mécaniques qui tiennent compte des aspects spécifiques d'engrenement en plastique. L'objectif principal

de cette étude était de vérifier les meilleures méthodes pour réduire les dommages thermiques à travers les trous de refroidissement.

Cet article compare l'utilité des différents trous de refroidissement pour des engrenages en plastique et propose de nouvelles configurations que permettront d'atteindre la capacité optimale en résistance mécanique perdue et élargir les limites thermiques. Nous avons analysé la température et les comportements mécaniques des cinq configurations : la dent dans son état d'origine, une dent avec un trou de refroidissement axial, une dent avec trous axiaux et radiaux, une dent avec un trou axial taraudé, et une dent avec des trous axiaux taraudés et des trous radiaux taraudés. Les résultats indiquent que de simples variations des trous de refroidissement proposées dans la littérature peuvent améliorer encore plus les performances de la dent en tout en réduisant de façon très significative le nombre d'opérations nécessaires pour l'obtention de ce rendement.

IV.4.2 Résultats et discussion

Optimized use of cooling holes to decrease the amount of thermal damage on a plastic gear tooth

Advances in Mechanical Engineering
2016, Vol. 8(5) 1–13
© The Author(s) 2016
DOI: 10.1177/1687814016638824
aime.sagepub.com


Demagna Koffi¹, Alencar Bravo¹, Lotfi Toubal¹ and Fouad Erchiqui²

Abstract

The full potential of plastic gear usage is limited by not only poor mechanical properties but also equally poor temperature limits and poor heat conduction properties. Cooling holes were developed to decrease the amount of thermal damage on the contact surface. These cooling holes promote increased stress and tooth deflection, thus exerting a negative effect. This article compares various cooling holes for plastic gear configurations and proposes novel cooling holes. Thermal and mechanical simulations that consider specific aspects of plastic gear meshing were performed. The main objective of this article was to verify the best methods for reducing thermal damage through cooling holes. The results indicate the best compromise between the temperature reduction and the mechanical properties of the new tooth geometry. The results also indicate that the simple variations in the cooling holes proposed can improve tooth performance.

Keywords

Gears, damage mechanics, plastics, machine design, finite element analysis

Date received: 23 June 2015; accepted: 20 February 2016

Academic Editor: Teen-Hang Meen

Introduction

Metal gears have been replaced by plastic gears in recent years due to their economic advantages.¹ The industry appreciates the economic and technical advantages of polymer gears (e.g. ability to operate without grease or oil lubrication, low cost of production, low density, high resilience, and internal damping capacity), and thus, the use of plastic gears is steadily increasing.² Some examples of the field applications of plastic gears include the automotive industry, office machines and household utensils, and food and textile machinery.^{2,3}

In the specific case of gears, the major differences between metallic gear behavior and plastic gear behavior can be attributed to the elastic moduli of plastics, which is approximately 100 times less than the elastic moduli of the majority of steels and 30 times less than the elastic moduli of aluminum. Plastic gear meshing

involves an extension of the contact between the teeth outside the line of action, before the beginning and after the end of the theoretical engagement.⁴ The large deformation of a tooth during meshing tends to relieve each pair of teeth in contact. In the case of gears, the low moduli of polymers were historically considered to be desirable because the transmitted load is better

¹Laboratory of Mechanics and Eco-Materials, University of Quebec at Trois-Rivières, Trois-Rivières, QC, Canada

²Laboratory of Biomaterials, University of Quebec at Abitibi-Témiscamingue, Rouyn-Noranda, QC, Canada

Corresponding author:

Lotfi Toubal, Laboratory of Mechanics and Eco-Materials, University of Quebec at Trois-Rivières, 3351, boul. des Forges, C.P. 500, Trois-Rivières, QC G9A 5H7, Canada.
Email: lotfi.toubal@uqtr.ca



Creative Commons CC-BY: This article is distributed under the terms of the Creative Commons Attribution 3.0 License (<http://www.creativecommons.org/licenses/by/3.0/>) which permits any use, reproduction and distribution of the work without further permission provided the original work is attributed as specified on the SAGE and Open Access pages (<https://us.sagepub.com/en-us/nam/open-access-at-sage>).

distributed and both noise and contact forces are reduced during motion.⁵

The temperature is often described as the main cause of failure in plastic gears due to their low melting point and low conductive properties.⁶ The heat that is locally generated remains concentrated and does not dissipate. This phenomenon is the cause of thermal degradation, which is exclusive to plastic gears.^{7,8}

The heat produced during meshing causes a temperature distribution with significant localized instantaneous elevations in specific regions for points in the meshing due to the Hertzian contact and the low thermal conductivity of plastics.

Gears are known key parts of many power transmission systems; their eventual failure can ultimately cause the catastrophic failure of many modern machines because they are widespread mechanical elements.

The full potential of plastic gears should be considered when addressing its temperature limitation. Several approaches were employed to decrease the temperature of the plastic tooth. In a study by Imrek,⁹ the values of load-transmitted force by tooth width (F/b), in single- and double-tooth meshing zones, were leveled by widening the single-tooth area width, and the performance of both modified and unmodified gears was experimentally assessed using three different loadings. Modified Nylon 6 gears exhibit lower tooth temperatures with better results in terms of wear and gear performance.

In a similar study, Düzcükoğlu¹⁰ observed the delay of the formation of thermal damage in the region of single-tooth meshing by decreasing the Hertzian surface pressure and increasing the tooth width. The F/b tooth load was decreased in the single-tooth-pair contact region. The experiments showed that the appearance of thermal damage is delayed for the width-modified gear teeth compared with unmodified gear teeth.

Düzcükoğlu¹¹ also investigated the effect of cooling holes on the accumulated heat on the tooth surface and the measured wear. The drilled cooling holes on the tooth body decreased the tooth surface temperature and increased the load-carrying capacity and wear resistance. Geometrically modified gears have contributed to an improved service life and decreased surface temperature.

We propose that air-cooling holes be drilled on the plastic gear tooth in different locations to reduce the tooth temperature by transferring the heat from the tooth through these holes via convection.¹² These holes decrease not only the temperature but also the tooth mechanical performance. Instead of an experimental study, this study comprises a numerical study that considers the particulates of the plastic gear simulation. Plastic gear meshing presents some particularities that differ from metallic meshing. These particularities must be added to a model for an accurate simulation. This

article compares various cooling holes for plastic gear configurations and proposes novel cooling holes.

This article is organized as follows. First, the pertinent theory of plastic spur gear simulations is reviewed in three parts: the particularities of plastic gear meshing, the distribution of the transmitted normal load, and the sliding speed characteristics. The heat mechanism is then studied. It is important to note that the generation of heat in plastic gears is very dependent on the meshing characteristics of the gears, which are reviewed in the first section. The third section presents the cases that will be studied, and the fourth section presents the validation and thermal simulation results. The mechanical simulations are presented in the fifth section. The implications of the thermal and mechanical results are studied using a combinational trade-off analysis in the sixth section, and finally, the conclusions are then presented.

Plastic gear particularities

Particularities of plastic gear meshing

In this section, we discuss aspects of plastic gear meshing that must be considered when a model is implemented. When the gears are composed of thermoplastic, the contact ceases to be exclusively located on the line of action (Figure 1); several authors have demonstrated this characteristic behavior.^{8,13,14}

When the gears are considered to be rigid, the pair of teeth is in contact at the start point of contact A , where the theoretical tip circle of the driven tooth (wheel) intersects the line of action; contact ceases at end point B , where the theoretical contact tip circle of the drive teeth (pinion) cuts the line of action (Figure 2).

For these gears, the normalized position of the theoretical contact start point following the line of action with respect to the pitch point (gear 2 as a reference) is expressed as

$$\frac{S_2^*}{P_n} = \frac{Z_2}{2\pi \cos \theta} \left[\sqrt{\left(1 + 2\frac{a_2}{z_2}\right)^2 - (\cos \theta)^2} - \cos \theta \tan \theta_f \right] \quad (1)$$

S_2^*/P_n is the normalized position of the beginning of contact, P_n is the base pitch, Z_2 is the number of teeth of the driven gear, θ is the pressure angle, θ_f is the working pressure angle, and a_2 is the addendum coefficient.

The expression for the normalized position of the theoretical contact end is obtained from equation (1), in which subscript 2 is replaced by subscript 1. By convention, when the driven gear is used as a reference, S/p_n has a negative value during the approach phase. When the contact point is below the pitch circle of the tooth of pinion 1, S/p_n has a positive value during the

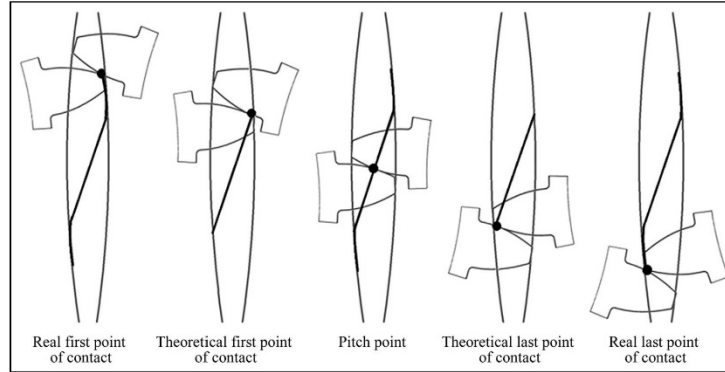


Figure 1. Real and theoretical paths of contact.¹⁴

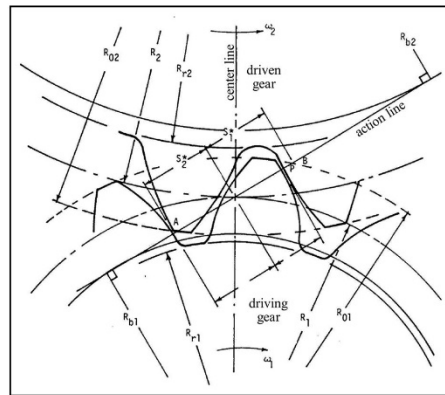


Figure 2. Theoretical spur gear load transfer points.

withdrawal phase, and the point of contact during this phase is above the pitch circle of the sprocket tooth.

The deformation outside the line of contact was demonstrated by Gauvin et al.¹⁵ using high-speed photography (Figure 3). The dynamic loads for plastic gears are damped by the viscoelastic nature of the material.⁷ The experimental measurements^{13,16} and theoretical studies have supported the existence of this particular engagement.¹⁵ Koffi⁷ established a simplified method to calculate the normalized position of the contact start point by evaluating the difference along the line of action between the theoretical contact and actual contact

$$\frac{\delta S}{P_n} = 0.131E_2^{-0.34}(Z_2\sqrt{W_oP \cos \theta})^{0.7}\left(\frac{Z_2}{Z_1}\right)^{-0.55} \quad (2)$$

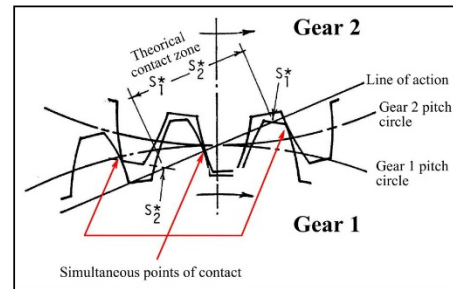


Figure 3. Increase in the contact ratio due to tooth deformation under loading. Three points of contact occur simultaneously, but only the central point is on the line of action.

E_2 is the Young's modulus at ambient temperature, W_o is the specific normal load (N/cm), and P is the diametral pitch (in⁻¹).

Equation (2) establishes a power law between the normalized deviation $\delta S/p_n$ and $W_oP \cos \theta$. Any increase in P at a constant diameter increases the number of teeth Z , which causes a reduction in the normal load W_n by the load distribution factor W_i/W ; the value of W_i/W at the pitch point W_i/W_o decreases according to a power law with an increase in the diametral pitch P .⁷

The normalized increase in $\delta S_1/p_n$ and $\delta S_2/p_n$ must be combined with the theoretical contact values from equation (1)

$$\frac{s_1''}{p_n} = \frac{s_1^*}{p_n} + \frac{\delta S_1}{p_n} \quad (3)$$

$$\frac{s_2''}{p_n} = \frac{s_2^*}{p_n} - \frac{\delta S_2}{p_n} \quad (4)$$

This notion will be important when determining the sliding speed and, consequently, the heat generation.

V is the linear speed at the pitch circle. For contact outside the line of action (in the approach phase), the equation becomes¹⁷

$$V_s = V \left\{ \left[Z_{e1} \frac{\cos \theta}{\cos \theta_f} \cos \beta \left\{ \cos \beta - \sqrt{d_r^2 - (\sin \beta)^2} \right\} - \left(1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \right) \cos \varepsilon \right]^2 + \left[Z_{e1} \frac{\cos \theta}{\cos \theta_f} \sin \beta \left\{ \cos \beta - \sqrt{d_r^2 - (\sin \beta)^2} \right\} - \left(1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \right) \sin \varepsilon \right]^2 \right\}^{1/2} \quad (8)$$

Distribution of the transmitted normal load

The normal load transmitted to a pair of teeth W_n continuously varies along the contact path. The actual contact length $A'-C'$, which corresponds to the actual contact ratio, differs from the theoretical contact length $A-C$. This discrepancy causes an increase in the real contact ratio (RCR) and reduces the maximum load that can be applied to a pair of teeth.

Yelle¹⁷ calculated the factors from an exact analytical study using a study based on geometry and static balance. For practical modeling purposes, the simplified model is employed; this model calculates the load distribution factor at any position during the engagement from the value of W_i/W to the original point or $W_i/W|_0$ for a plastic-plastic engagement, given by the following expression¹⁸

$$\frac{W_i}{W} = \frac{W_i}{W|_0} \cos \left(\frac{\pi S/p_n}{2 S_2'/p_n} \right) \quad (5)$$

The value of S_2/p_n is obtained from equation (3).

$W_i/W|_0$ is a function of the load and the material and geometry of the gear; its expression is as follows

$$\frac{W_i}{W|_0} = 0.48 E_2^{0.28} (W_0 P \cos \theta)^{-0.22} Z_2^{-0.4} \left(\frac{Z_2}{Z_1} \right)^{0.1} \quad (6)$$

Sliding speed

In addition to the relative rolling movement of gear teeth, the movement of a pair of contacting gear teeth comprises a sliding relative to the remaining teeth. This phenomenon creates a frictional force at the contact point; the displacement of the frictional force with the point of contact causes friction losses and tooth heating.

The instantaneous slip velocity is defined as the difference between the instantaneous speed on the side of the driving and driven teeth at which the point of contact moves.¹⁹ Inside the line of action, the sliding speed is¹⁷

$$V_s = V \left[\cos \theta \frac{z_1 + z_2}{Z_1 Z_2} 2\pi \frac{s}{p_n} \right] \quad (7)$$

with

$$Z_{e1} = \frac{Z_1 + Z_2}{Z_1} \quad (9)$$

$$Z_{e2} = \frac{Z_1 + Z_2}{Z_2} \quad (10)$$

$$d_r = \left[1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \right] \frac{1}{Z_{e2}} \frac{\cos \theta_f}{\cos \theta} \quad (11)$$

Figure 4 shows the important angles for the calculation outside the line of action. During the withdrawal phase, the expression of the speed (equation (8)) does not change for a contact that occurs along the line of action. For a contact that occurs outside the line of

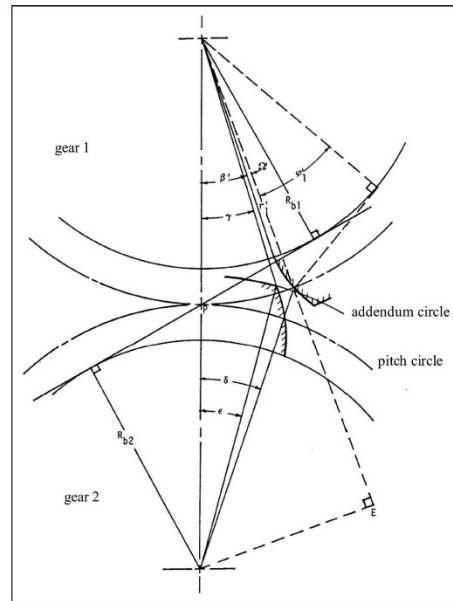


Figure 4. Important angles for the calculation of the sliding speed outside the line of action.

action, the sliding speed is obtained by interchanging indices 1 and 2 in equations (9)–(12).

To calculate the sliding speed outside the line of action, the specific angles (ε and β) must be determined. To do this, tooth c_2 is assumed to always make contact at its tip corner for the duration of the contact outside the line of action in the approach phase.¹⁸ As shown in Figure 4, we write the following equation for the approach phase

$$\varepsilon = \delta - (inv\vartheta - inv\theta_f) \quad (12)$$

It can be shown that

$$\delta = \left(\frac{S_2^* + 0.5\delta S}{p_n} \right) \frac{2\pi}{i_2} \quad (13)$$

For the cosine law

$$(r'_1)^2 = r_2^2 + \overline{0_10_2}^2 - 2\overline{0_10_2}r_2 \cos \varepsilon \quad (14)$$

Once r'_1 has been obtained, using the sine law

$$\beta = a \sin \left[\frac{r_2}{r'_1} \sin \varepsilon \right] \quad (15)$$

Similarly, during the recess phase, the corner of tooth c_1 makes contact with the flank of tooth c_2 , where ε is defined on gear 1, β is defined on gear 2, and equations (12)–(15) are applied using an appropriate value for δS and replacing r_2 with r_1 , r'_1 with r'_2 , and i_2 with i_1 .

The absolute value of the sliding speed continuously increases when the contact point moves outside of the theoretical bounds S_2/p_n (approach) and S_1/p_n (retreat). The first point and last point of contact— S_2''/p_n and S_1''/p_n , respectively—move from the pitch point with increases in the number of teeth Z and tangential load W_t . They remain stable for a (W_t/m) group (or W_tP), as shown by Yelle and Burns.²⁰

Heat production mechanism

With the specificities of the plastic gear meshing discussed, it is possible to calculate the heat generated during this process at each point. The displacement of the frictional force creates work, which manifests as heating of the surface of the tooth and, in the long term, the entire tooth. The value of the heat of friction per unit time primarily depends on the friction force and slip speed, which vary with the mechanical or physical properties and parameters.^{7,17}

From the beginning to the end of real contact, the amount of heat generated by sliding friction between two teeth is evaluated by integrating the product over the course of the contact

$$dE = F_f V_s dt \quad (16)$$

This product represents the work of the frictional force during the interval of infinitesimal time dt . From the expression of the frictional heat for an infinitesimal time interval dt (equation (16)), this heat is directly related to the expression of the frictional force F_f , which is the friction force in the expression of the frictional heat (equation (16)), which is directly dependent on the value of the distribution factor of the transmitted normal load W_i/W . This factor is multiplied by the normal load W_n to yield the actual load, as previously discussed.

The distribution of W_i/W is dependent on the degree of contact that extends from the line of action, which is a phenomenon that is dependent on the nature of the materials, the geometry, and the other parameters of operation. As previously demonstrated, the expression for the slip speed differs on the outside line. According to equation (16), the frictional heat is directly related to the magnitude of the slip speed.

For contact that occurs on the line of action, the V_s slip speed is a direct function of the normalized position of the contact point S/p_n . Outside the line of action, the value of V_s changes with the normalized contact position and the angles β and ε (Figure 4). The angles β and ε are a function of not only S/p_n but also the normal load W_n and the modulus of elasticity of the material.

With these considerations, the frictional heat is Eg_f . In a spur gear, for a displacement ΔS of the contact point, the heat generated by friction for a unit face width can be expressed¹⁷

$$Eg_f = \mu W_0 \frac{W_i}{W \cos \theta_f} \frac{1}{V_s} V_s \Delta S \quad (17)$$

where μ is the kinetic friction coefficient of the material. The frictional heat generated at an interface is shared between the two teeth in contact. Previous studies have identified factors that influence the heat distribution factor.^{21,22} For two gears of different materials or different geometries, each tooth has its own temperature distribution prior to contact because the average temperature of each of the sides that make contact differs. When the two teeth are in contact, the width of the contact surface $2b$ can be assumed to be thermally insulated for the contact time and the instantaneous temperature is common to the two teeth.

The instantaneous temperature at the contact point affects a thin layer on the contact surface; the thickness of this layer is less than the contact width $2b$.²¹ When the temperature at the contact point is assumed to be identical for the two teeth, the following expression of the heat distribution factor φ_2 is written²³

$$\varphi_2 = \frac{\sqrt{\rho_2 k_2 c_2 v_2}}{\sqrt{\rho_1 k_1 c_1 v_1} + \sqrt{\rho_2 k_2 c_2 v_2}} \quad (18)$$

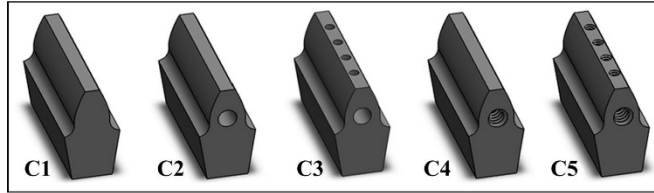


Figure 5. Proposed tooth configurations.

ρ_2 is the material density, k_2 is the thermal conductivity, c_2 is the specific heat, and v_2 is the local instantaneous speed at the contact point.

Calculating the value of ϕ_i at each position of the contact point requires the determination of a pair (V_1 , V_2) of local instantaneous speeds. These values must be calculated for the approach and withdrawal phases and for contact on and outside the line of action.

Heat is produced by friction from the surface of two teeth in contact. The study of the temperature increase experienced by a tooth requires quantification of the heat that affects each tooth. A factor ϕ is determined when the total frictional heat is E_f . The multiplying factor to yield the amount of heat recovery for one tooth is $\phi_1 E_f$

$$E_{f1} = \phi_1 E_f \quad (19)$$

$$E_{f2} = \phi_2 E_f \quad (20)$$

where

$$\phi_1 + \phi_2 = 1 \quad (21)$$

Gear configuration

The base configuration for this study is a gear with the same dimensions and mechanical properties as investigated by Koffi.⁷ This author performed extensive research of the behavior of plastic gear by the simulation and experiments, which enabled an external confirmation of the simulation parameters of the initial configuration.

As shown in Table 1, we utilize a gear with a diametral pitch of 10 (module of 2.54 mm), a standard pressure angle of 20°, and a primitive diameter of 0.0762 m. The material is ultra-high-molecular-weight polyethylene (UHMWPE). The adopted material properties are listed in Table 1.

The basic tooth geometry, which is referred to as configuration C1, is shown in Figure 5. The following proposed configurations—C2 and C3—were inspired by a study by Düzçükoğlu et al.,¹² in which cooling holes were drilled in the axial and radial directions.

Table 1. Gear parameters.

Name	Value	Unit
Diametral pitch	10	in ⁻¹
Pressure angle	20	°
Pitch diameter	0.05	m
Tooth width	0.019	m
Density	952	kg/m ³
Thermal conductivity	0.46	W/(m K)
Specific heat	1.79	J/(kg K)
Tensile strength	24	MPa
Young's modulus	680	MPa
Poisson coefficient	0.41	

Configuration C2 contains holes in the tooth base next to the pitch radius. The radius of the drilled hole is 1.13 mm, which is the size of drill #4. The objective of this hole is to insert a dissipation area through the tooth width to dissipate the heat that is generated on the surface and cannot be evacuated.

Configuration C3 has radial holes in addition to the axial hole. These holes begin on the tooth addendum and continue until it conjuncts the axial hole. The size of these holes must be small due to the tooth involute profile; they are as large as drill #0 and four equally spaced holes are used.

The next two configurations are original propositions. Configuration C4 is similar to configuration C2. Because the objective of these cooling holes is to introduce dissipating surfaces in the tooth interior, we propose the use of a tapped hole instead of a straight hole. The hole is formed with the dimensions of the standard #4-40 tap. This configuration results in a dissipating surface that is 86% larger than configuration C2, which contains a similar amount of material removal. Similarly, configuration C5 is derived from configuration C3 but contains tapped holes. The axial thread is #4-40, and the radial threads are #0-80. The tapped hole also provides an increased dissipation of 86% with similar material removal for each hole. Details of the positions of the cooling holes are shown in Figure 6.

The dissipation holes increase the gear protection of thermal effects and decrease the mechanical strength

due to material removal and stress concentrators. The same concept is valid for the proposed threaded solutions; they increase the theoretical thermal protection and introduce a stress concentrator due to their geometry.

Applied loads

Two main damage modes in plastic gears are the thermal and mechanical breakage; therefore, it is important to simulate it accurately. For this reason, the gearing process was simulated using finite element method (FEM). This method was chosen because it is a numerical procedure that can be used to obtain solutions for complicated or large-scale engineering problems involving stress analysis, heat transfer, electromagnetism, and fluid flow.²⁴ The tool used for this work was Dassault

Systèmes SolidWorks Simulation 2014[®] FEM module 2014.

The performance is analyzed using thermal and mechanical simulations. The gear loads are defined by the plastic gear theoretical results using equations (5) and (6); the results are shown in Figure 7(a). The thermal loads via the gear contact face are calculated using equations (17)–(21); the results are shown in Figure 7(b). The calculation is performed using 16 equally spaced points in the contact path. The vertical red lines indicate the beginning and end of contact for a similar metal gear.

The contact face in the three-dimensional (3D) model is also discretized into 16 equal regions (Figure 8(a)), and the corresponding heat is applied. Commonly, the gear is considered as a rotating disk for the determination of the heat transfer coefficient.^{25–27} These methods lead to two distinct heat transfer coefficients: one for the sides of the gear and other for the remaining surfaces. In a recent study,²⁸ these theories were validated by a 3D simulation using the finite element technique. In this study, it was found that is possible to simplify the simulation by using one single value of convective heat transfer coefficient instead of two. Following the recommendations of this study,²⁸ convection dissipating heat is applied on all surfaces of the gear that are exposed to air at a value of 300 W/(m² K). In the model, no convection occurs on the faces on which a heat flux is applied because the actual gears operate by cycling (rotating), and convection on the active face takes place only when the tooth is no longer active.⁷ This will cool the tooth somewhat until the next cycle; that is, the convection is removed, and the heat flux is applied.

On the mechanical side, the maximum load is applied at the pitch point. Thus, the maximum load is

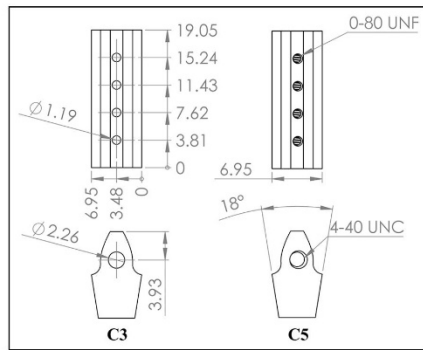


Figure 6. Details of the positions of the cooling holes: configurations C3 (left) and C5 (right). Distances in millimeters.

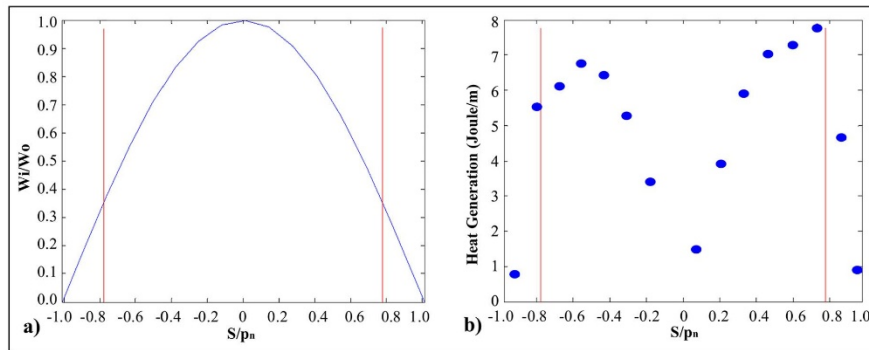


Figure 7. (a) Theoretical transmitted load and (b) gear face heat generation considering a path that is discretized into 16 equal segments.

applied in the seventh load region (from the tooth tip to the base—Figure 8(b)). To simplify the calculation, one section of one tooth was modeled. Outside the tooth, circular symmetry conditions were applied to both sides of the gear core to represent the geometry of the full mode. A fixed geometry condition was applied to the bottom of the gear model to represent the connection with a shaft. The meshed teeth in both analyses were created using an adaptive approach based on the curvature with a maximum element size of 0.5 mm. An example of the meshed tooth is shown in Figure 10(a).

The results are first validated with the results from the literature prior to the analyses of the modified gears. An analysis of the trade-offs between the thermal and mechanical behaviors is then performed to identify the optimum cooling geometry.

Thermal results

The thermal results are shown in Figure 9. The images that were used for the comparison were images of a middle section that was located 1.9 mm from the center (see Figure 10(b)). These images were used for two reasons: first, the results from the gear lateral sides are subjected to the effect of convection on the gear face; thus, the temperature is low. Second, the cross section is at

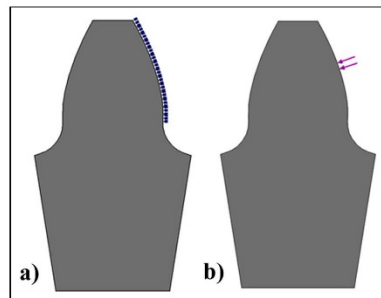


Figure 8. Contact face loads: (a) thermal loads and (b) mechanical loads.

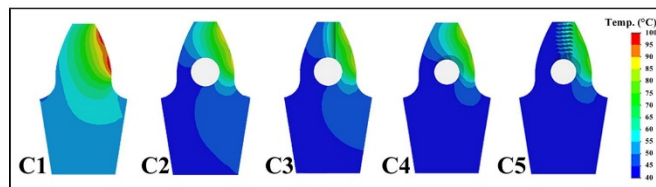


Figure 9. Thermal results for configurations C1–C5.

the center axis of one radial cooling hole that enables verification of its effect on the tooth.

The results should be compared with the validated results from the literature. Two comparisons with the results of Koffi⁷ were performed. One of the major features of Koffi's study was the validation of a complete set of thermal simulation tools with the experimental results. Because Koffi's simulation was completely validated, the simulation that is proposed in this study can be considered accurate if it provides similar results. Figure 11 compares the maximum temperatures and the temperature profiles from both studies (this study and Koffi's). Figure 11(a) verifies that the results of our study are corroborated by those of Koffi over a wide range of common transfer loads. At lower loads (9.3 N/mm), our simulation provides a maximum temperature that is 3.9°C higher than the results of Koffi. The results of Koffi are 1.3°C higher than those of our simulation in the mid-range (15.4 N/mm) and 2.0°C higher at the high end (19 N/mm). These are acceptable differences considering that our study will be fixed at 15.4 N/mm. The disparities can be attributed to the fact that Koffi's simulation was performed using a proprietary two-dimensional (2D) finite difference software while our simulation is 3D and uses finite elements. The temperature distributions (Figure 11(b)) have similar characteristics; the differences can be attributed to the same factors that were described previously. It is important to note that the similarity of the temperature profiles is an additional corroboration of the results because in this study the maximum temperature is the most relevant information.

The results from the literature are from a similar simulation of temperature profiles and were validated with experimental analysis. The distribution of temperatures has similar values and shapes. Therefore, the simulation parameters are validated.

Configuration C1 shows a maximum temperature of 99.88°C. A distinct layer of 0.5 mm with temperatures above 90°C near the contact surface is observed. This strip of high temperatures illustrates the difficulty for the material to evacuate heat and the mechanism that causes local thermal failure. Configuration C2 shows a decrease in the total temperature. The maximum

temperature is 87.7°C. Although heat direction in a tooth occurs from an active surface to an inactive surface, an important dissipation feature is observed in this configuration. An important temperature reduction occurs on the tooth root of the inactive side. Mechanically, this point is an important point of stress concentration. Although a general diminution in the temperature occurs, a high-temperature concentration exists on the active surface as the distance from the cooling hole increases in the direction of the addendum. In configuration C3, this issue is addressed, and the temperature is nearly uniformly reduced over the active face. The maximum temperature is also reduced to 82.8°C. The maximum temperature for configuration C4 is 84.04°C, which is considerably lower than the maximum temperature for configuration C2 and slightly higher than in configuration C3. Even if the tapered hole was effective in reducing the maximum temperature, it was not effective in reducing the high-temperature concentration on the active surface next to the tooth tip. Configuration C5 has a lower maximum

temperature (76.33°C) with few temperature concentrations on the tooth.

Figure 12 compares the results of both cooling hole strategies and the results from the literature.¹² The tapped holes are more effective in decreasing the temperature than the normal holes, and the effectiveness increases with the number of holes. When only axial holes are used, the tapped solution had a maximum temperature that was 3.7°C lower than the solution with simple holes. With axial and radial holes, the tapped solution was 6.5°C better than when simple holes were used; the tapped holes were 76.8% more effective in this second case than in the first comparison. A comparison with the results from a similar literature experimental study of axial and radial holes¹² shows that there is difference of 1.6°C in the case of the normal axial holes. This difference can be considered to be acceptable considering the different methodologies that were employed in these studies. The difference is only 1.3°C for the case of axial and radial holes. The general trends for the same cooling strategies are the same in both studies, which corroborates our analysis.

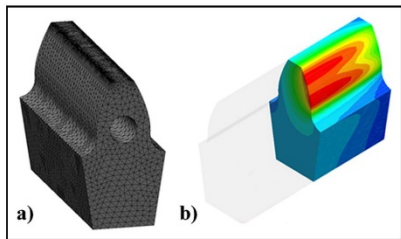


Figure 10. (a) Example of meshed teeth and (b) an isometrical view that shows the section in the tooth middle, where temperature values are obtained.

Mechanical results

In a gear application, verification of the mechanical stresses is also important. These stresses will determine whether a gear can endure the static application of force or long-term fatigue. The analyses of the mechanical resistance were also performed for all tooth configurations. Two important points for the gear analysis are shown in Figure 13. Point A is the measurement of the most central element on the tooth top face. The displacement at this point is measured. It is an important number because it represents the tooth deflection that produces position errors in the transmitted movement, which is critical for precision equipment. The other analyzed

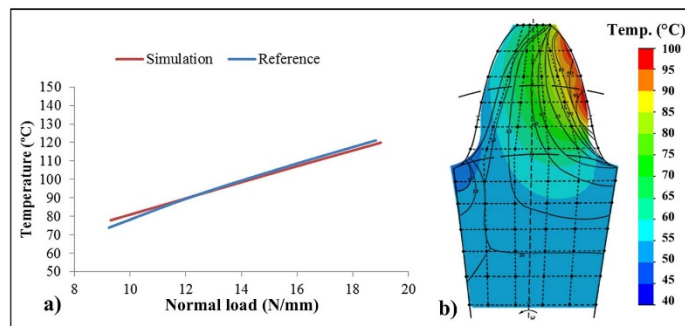
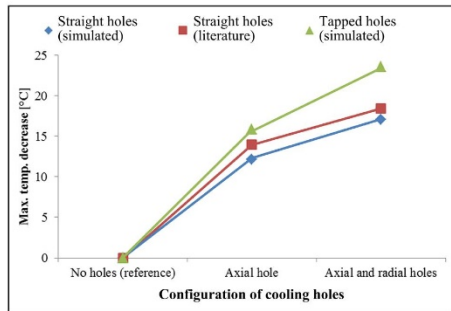
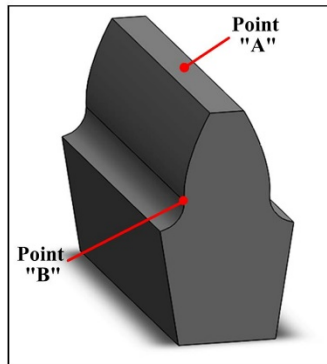
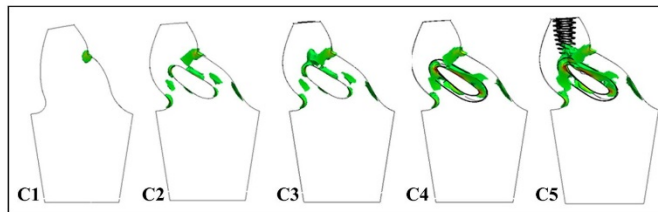


Figure 11. (a) Simulation results compared with those of Koffi⁷ and (b) the thermal results from configuration C1 overlaid by the results from the same reference.

Table 2. Summary of the mechanical results.

Configuration	C1	C2	C3	C4	C5
Displacement (mm)	0.1423	0.2253	0.2315	0.2465	0.2553
Root stress (MPa)	9.14	23.01	22.95	24.03	24.04

**Figure 12.** Comparison of the cooling hole strategies along with results from Düzçükoğlu.¹²**Figure 13.** Important points on the tooth in the mechanical analysis.**Figure 14.** Mechanical results for configurations C1–C5 showing the stresses greater than 50% of the maximum strength and the deformation scaled by 10 times.

point at the root; the stress is measured at point B, which is at the triple intersection between the tooth face, tooth root, and side. Tooth root failure is one of the most important failure modes in plastic gears.^{15,29}

The mechanical results are summarized in Table 2, and graphical representations are shown in Figure 14. All configuration stresses greater than 50% of the material limit are shown. These regions are important; at this stress level, the majority of the UHMWPE yield stress levels were achieved, which indicates local plastic deformation. This effect typically rearranges the stress distribution and reduces the local stress level by some margin. This zone remains the most sensible zone and the zone that requires special caution.

Configuration C1 has a small zone with a high stress concentration near the contact point. The root stress was 9.14 MPa, which represents 22.08% of the tensile strength, and the displacement at the tip was 0.1423 mm. These results are interesting considering the limitations of the plastic material. In configuration C2, the stressed zones significantly increased. They are located at the contact point; although the cooling hole weakened the tooth, high stress zones are observed. This phenomenon is evident primarily around the hole because the tooth root in the same area of the loaded side has high stress concentrations. Configuration C3 has a particularly high stress concentration at the junction of the axial hole with the radial holes. The root stress was small compared with the root stress for configuration C2. This stress redistribution can be explained by the fact that the sum of both holes created a geometry with redistributed stress concentration factors. The superior part become more flexible as the tooth tip displacement increased by 2.75% compared with the preceding configuration and increased by 62.68 compared with configuration C1.

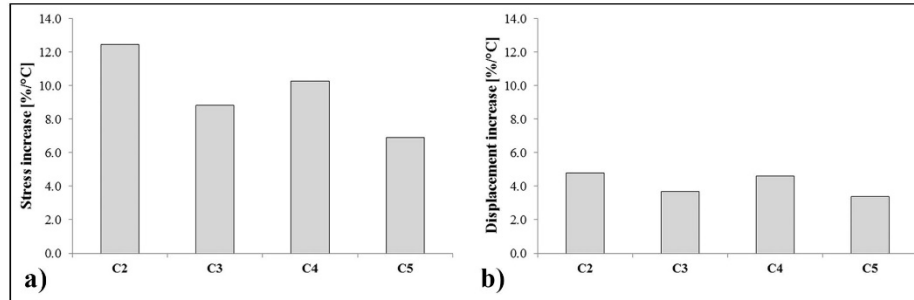


Figure 15. Trade-offs of (a) increasing stress with decreasing temperature and (b) increasing displacement with decreasing temperature.

Figure 14(d) shows the effect of the stress concentrator of the threads in configuration C4. The treads present sharp angles that substantially increase the stresses over the cooling hole. In the root, the stress increased by 162.80% when compared with configuration C1. The threaded holes also affected the tooth deflection; the tooth tip displacement increased by 9.41% compared with configuration C2.

In configuration C5, the threads are present in the types of cooling holes. As shown in Figure 14(e), this configuration had the greatest number of zones that were affected by high stresses. The root stresses marginally increased compared with configuration C4. Conversely, the tip displacement increased by 10.28% compared with configuration C3 and increased by 79.41% compared with configuration A.

Overall behavior

From the previous analysis, conflicting results are observed: A greater reduction in temperature leads to a greater loss of mechanical resistance. The correct decision choice for an application can be rather difficult. Thus, the relative loss of the mechanical properties is compared with the reduction in temperature, which is compared with configuration A. These results are depicted in Figure 15.

This figure shows a trade-off comparison based on the loss on the mechanical side compared with the increase in temperature. All configurations increased the value of the stress with a decrease in temperature. Configuration C2 had the second minimum absolute increase in stress and the maximum relative stress increase due to a reduction in temperature. The root stress in this configuration increases by 12.45% for each degree Celsius saved compared with configuration C1. A lower value indicates a better cooling geometry, which causes a specific reduction in temperature with

minimal loss at the mechanical level. By the same indicator, the stress increase in configuration C3 is 29.00% less than in configuration C2, which indicates that the radial cooling holes comprise an effective solution for reducing the temperature. Configuration C4 achieves a 17.45% lower stress to temperature value than configuration C2. This option is preferred to the use of a simple axial cooling hole but achieves inferior performance compared with radial cooling holes. Configuration C5 yields a stress to temperature value that is 29.59% less than that obtained for case C2. This option is the best option because the ratio increase promoted by the axial and radial holes in thermal terms by the stress increase is minimal.

Use of the displacement as the mechanical property loss yields similar results. Configuration C2 achieves a 4.79% increase in displacement with an increase in temperature. The value of this indicator is 23.36% lower in configuration C3 than in configuration C2, which confirms that the radial hole is an effective solution. Configuration C4 shows a slightly higher displacement increase with temperature compared with configuration C2; the results were improved by 3.47%. Configuration C5 had the best total performance; the value of the analyzed parameter was 29.59% less than the value of configuration C2.

These results are summarized in Figure 16, which presents the changes in the mechanical states with increasing temperature; the horizontal axis represents the results from Figure 15(a), and the vertical axis represents the results from Figure 15(b). In this figure, the farther from the origin that a configuration plots, the more the mechanical state worsens for each increase in the maximum temperature; that is, the closer to the origin, the better the trade-off that the configuration offers.

The results in Figure 16 demonstrate that the tapped holes' solution offers better trade-offs over the

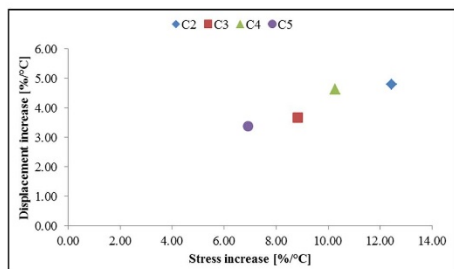


Figure 16. Relative changes in mechanical states with temperature compared with configuration C1.

conventional cooling holes solution. Configuration C5, which uses tapped holes in both directions, provides the best trade-off. The second best option is configuration C3, which uses simple holes in both directions. The third best option is that with axial tapped holes, and configuration C2, which uses simple axial holes, provides the worst trade-off.

Conclusion

In this article, the decreased temperature and mechanical properties caused by specially made orifices on the gear tooth were analyzed and compared using numerical methods. The plastic gear meshing presents some particularities that differ from metallic meshing. Plastic gear meshing also involves an extension of the contact between the teeth outside the line of action. These particularities were added to a model to properly simulate thermo-mechanical behavior. The low modulus of the polymers has been historically considered desirable because the transmitted load is better distributed and both noise and contact forces are reduced during motion.

We analyzed the temperature and mechanical behaviors of five configurations: the original tooth, a tooth with an axial cooling hole, a tooth with axial and radial cooling holes, a tooth with a tapped axial hole, and a tooth with tapped axial and radial tapped holes.

The use of a tapped hole instead of simple cooling holes always improved the trade-off. In the case of the axial configurations (C2 and C4), the use of tapped holes improved the trade-off by 0.17 mm/°C in displacement and 2.17 MPa/°C in stress. When axial and radial holes were used (C3 and C5), the use of tapped holes instead of simple holes improved the trade-off by 0.30 mm/°C in displacement and 1.92 MPa/°C in stress. Due to their shape, the application of tapped cooling holes will benefit a plastic gear tooth by substantially decreasing the maximum operating temperature while

moderately increasing the tooth deflection and only slightly increasing the maximum stress. The combination of these three factors makes teeth with tapped cooling holes the best option to increase the range of operability of plastic gears. This option also has cost benefits because it will decrease the number of required cooling holes, which reduces the machining operations for each tooth and at a large scale will likely result in substantial savings of time and money.

Declaration of conflicting interests

The author(s) declared no potential conflicts of interest with respect to the research, authorship, and/or publication of this article.

Funding

The author(s) received no financial support for the research, authorship, and/or publication of this article.

References

1. Thirugnanam A, Sathish J and Rakesh L. Contact analysis of spur gear using composite material (NYLO CAST). *Middle East J Sci Res* 2014; 13: 1661–1662.
2. Mao K, Li W, Hooke C, et al. Friction and wear behaviour of acetal and nylon gears. *Wear* 2009; 267: 639–645.
3. Mehat NM, Kamaruddin S and Othman AR. A study of hybrid optimization of injection moulding process parameters for plastic gear. *Adv Mat Res* 2012; 591: 2135–2138.
4. Yelle H, Koffi D and Guilbault R. Comportement à l'usure et à l'échauffement des engrenages en plastique en fonction des matériaux de la paire. In: *World congress on gearing and power transmission*, 1999, pp.713–722. <http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsidt=1372672>
5. Dearn K, Hoskins T, Petrov D, et al. Applications of dry film lubricants for polymer gears. *Wear* 2013; 298: 99–108.
6. Mao K, Li W, Hooke C, et al. Polymer gear surface thermal wear and its performance prediction. *Tribol Int* 2010; 43: 433–439.
7. Koffi D. *Étude du comportement thermique des engrenages cylindriques droits en plastique*. Paris: École polytechnique, 1988.
8. Mao K. A new approach for polymer composite gear design. *Wear* 2007; 262: 432–441.
9. İmrek H. Performance improvement method for Nylon 6 spur gears. *Tribol Int* 2009; 42: 503–510.
10. Düzcükoğlu H. PA 66 spur gear durability improvement with tooth width modification. *Mater Design* 2009; 30: 1060–1067.
11. Düzcükoğlu H. Study on development of polyamide gears for improvement of load-carrying capacity. *Tribol Int* 2009; 42: 1146–1153.
12. Düzcükoğlu H, Yakut R and Uysal E. The use of cooling holes to decrease the amount of thermal damage on a plastic gear tooth. *J Fail Anal Prev* 2010; 10: 545–555.

13. Bautista E, García a-Lomas J and Navarro A. *The theory of machines and mechanisms: proceedings of the 7th world congress, 17–22 September 1987, Sevilla, Spain*. Oxford: Pergamon Press, 1987, p.1289.
14. Hoskins T, Dearn K, Chen Y, et al. The wear of PEEK in rolling–sliding contact—simulation of polymer gear applications. *Wear* 2014; 309: 35–42.
15. Hooshmand K and Gauvin R. Analysis of the load cycle and the contact ratio for plastic-steel gear system. Report No. EP-76-R-23, Ecole Polytechnique de Montréal, Montréal, QC, Canada, December 1976.
16. Cornelius E and Budich I. Investigation of gears of acetal resins. *Konstruktion* 1970; 22: 103–116.
17. Yelle H. *Design of thermoplastic gears with an involute tooth profile*. PhD Thesis, University of Waterloo, Waterloo, ON, Canada, 1977.
18. Koffi D, Gauvin R and Yelle H. Heat generation in thermoplastic spur gears. *J Mech Design* 1985; 107: 31–36.
19. Andersson S and Eriksson B. Prediction of the sliding wear of spur gears. In: *Proceedings of the fourth Nordic symposium on tribology NORDTRIB '90*, Hirtshals, Denmark, 10–13 June 1990.
20. Yelle H and Burns D. Root bending fatigue strength of acetal spur gears: a design approach to allow for load sharing. *Presented at AGMA fall technical meeting*, Toronto, ON, Canada, 10–14 October 1981.
21. Patir N and Cheng H. Prediction of the bulk temperature in spur gears based on finite element temperature analysis. *ASLE Trans* 1979; 22: 25–36.
22. Drozdov YN. Thermal aspects of scoring in simultaneous rolling and sliding contact. *Wear* 1972; 20: 201–209.
23. Koffi D, Yelle H and Renaudon F. Étude théorique du bris thermique généralisé des engrenages À dentures droites en plastique. In: *World congress on gearing and power transmission*, 1999, pp.723–734, <http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsidt=1372671>
24. Celik HK, Rennie AE and Akinci I. Deformation behaviour simulation of an apple under drop case by finite element method. *J Food Eng* 2011; 104: 293–298.
25. Thyla PR and Rudramoorthy R. *Investigations on gear tooth surface and bulk temperatures using ANSYS*. Coimbatore, India: PSG College of Technology, 2004.
26. Özerdem B. Measurement of convective heat transfer coefficient for a horizontal cylinder rotating in quiescent air. *Int Commun Heat Mass* 2000; 27: 389–395.
27. Latour B, Bouvier P and Harmand S. Convective heat transfer on a rotating disk with transverse air crossflow. *J Heat Transf* 2011; 133: 021702.
28. Doll NP. *Modeling thermomechanical behavior of polymer gears*. Thèse de doctorat, University of Wisconsin–Madison, Madison, WI, 2015.
29. Podrug S, Glodež S and Jelaska D. Numerical modelling of crack growth in a gear tooth root. *Strojniški vestnik: J Mech Eng* 2011; 57: 579–586.

IV.5 Modélisation de la durée de vie et du mode d'endommagement des engrenages en plastique

IV.5.1 Résumé

Ce chapitre a fait l'objet d'une publication dans la revue scientifique *Engineering Failure Analysis*.

Alencar Bravo, Demagna Koffi, Lotfi Toubal and Fouad Erchiqui. *Life and damage mode modeling applied to plastic gears*.

Dans le chapitre précédent, nous avons comparé certaines configurations des dents concernant l'aspect thermique et la rupture statique. Dans le but de dimensionner correctement des engrenages pour une application donnée, il est nécessaire d'avoir une bonne compréhension de toutes les modes d'endommagement et des mécanismes par lesquels l'engrenage va se détériorer jusqu'à sa défaillance finale. Cependant, cette tâche est souvent difficile parce que les ingénieurs doivent tenir compte de la complexité des phénomènes combinés avec les propriétés spécifiques des matériaux et des particularités de l'application afin de déterminer les points de défaillance, le mode d'endommagement et les points critiques d'entretien. Cet article fournit un examen des multiples modes d'endommagement en engrenages plastiques.

Nous passerons en revue les différents aspects du problème de l'endommagement et proposons une solution combinée de l'analyse par éléments finis et des équations analytiques validées pour engrenages en plastique. Avec cette connaissance, nous avons construit un système unique d'analyse des perspectives d'utilisation des engrenages qui évalue tous les processus de l'endommagement.

Il existe un réel besoin de dimensionner correctement les engrenages en plastique pour ses applications avec une compréhension de la façon dont l'engrenage se détériore jusqu'à la rupture finale. Cependant, cette tâche a été difficile parce que les ingénieurs doivent tenir compte de la complexité des phénomènes de l'engrènement combinée avec les propriétés spécifiques des matériaux et les particulières de l'application de l'engrènement plastique afin de déterminer le mécanisme de défaillance ultime et les points d'entretien. Cet article fournit un examen des multiples modes d'endommagement des engrenages en plastique, y compris les modes de défaillance en engrènement universel et exclusivement en plastique. Cet article passe en revue les différentes branches du problème de l'endommagement, propose une solution combinée par la méthode d'analyse par éléments finis et des équations analytiques validées pour les engrenages en plastique. Avec cette connaissance, nous avons construit un système unique d'analyse des perspectives d'utilisation des engrenages qui évalue tous les processus de l'endommagement possibles. En appliquant une large plage de charges normales sur l'engrenage en plastique, il a été vérifié que le mode d'endommagement effectif dépend fortement de la charge appliquée. L'identification du mode d'endommagement appropriée permet la planification des actions de prévention parce que les limites optimales de l'utilisation des engrenages en plastique sont identifiées. Avec cette stratégie de modélisation de l'endommagement, le concepteur peut prendre plus aisément une décision concernant l'applicabilité de l'engrenage en plastique. Cette synthèse représente un progrès significatif

pour la modélisation de l'endommagement de l'engrenage plastique parce que les principaux paramètres de fonctionnement et les facteurs de dégradation sont observés.

IV.5.2 Résultats et discussion



Life and damage mode modeling applied to plastic gears



Alencar Bravo^a, Demagna Koffi^a, Lotfi Toubal^{a,*}, Fouad Erchiqui^b

^a *Laboratory of Mechanics and Eco-Materials, University of Quebec at Trois-Rivières, 3351, boul. des Forges, C.P. 500, Trois-Rivières, Québec G9A 5H7, Canada*

^b *Laboratory of Biomaterials, University of Quebec at Abitibi-Témiscamingue, 445, boul. de l'Université, Rouyn-Noranda, Québec J9X 5E4, Canada*

ARTICLE INFO

Article history:

Received 21 April 2015

Received in revised form 28 August 2015

Accepted 31 August 2015

Available online 5 September 2015

Keywords:

Finite element
Numeric analysis
Plastic gear
Failure modes
Wear

ABSTRACT

There is a need to correctly dimension gears for an application with an understanding of how the gear will deteriorate until final failure. However, this task has been difficult because engineers must consider the complexity of gear meshing phenomena combined with the gear material-specific properties and application particularities to determine the critical failure and maintenance points. This article provides a review of the multiple damage modes of plastic gears, including both general and plastic gear-exclusive modes.

This article reviews the different branches of the damage problem, performs a combined solution of finite element analysis (FEA) and validated analytical equations for plastic gears. With this knowledge, a unique system of analysis of gear utilization perspectives that evaluates all possible damaging processes is built.

By applying a range of normal loads on a plastic gear, it was verified that the damage mode depends highly on the applied load. The identification of the proper damage mode allows preventive actions to be taken because the limits of plastic gears and the optimal usage are identified. With this damage modeling strategy, the designer can skip several steps in reaching a decision regarding plastic gear applicability. This synthesis represents significant progress for plastic gear damage modeling because the major factors of plastic gear functioning and the damage factors are observed.

© 2015 Elsevier Ltd. All rights reserved.

1. Introduction

Because gears are key elements of many power transmission systems, their eventual failure can ultimately cause the catastrophic failure of many modern machines. Thus, the estimation of those failures is important for maintenance planning to significantly reduce downtime and cost. Such estimation will also save on material losses due to non-optimized design and life utilization planning and will prevent people from becoming injured in some cases because failure is better understood.

Therefore, there is a need to correctly dimension gears for one application with an understanding of how the gear will deteriorate until final failure. Nevertheless, this task has been difficult because engineers must consider the complexity of gear meshing phenomena combined with the gear material-specific properties and application particularities to determine critical failure and maintenance points. If this goal can be achieved, the proper dimensioning of gears will increase the safety of the system and reduce the total cost of ownership during its lifetime.

The industry appreciate the economic and technical advantages of polymer gears (ability to operate without grease or oil lubrication, low cost of production, low density, high resilience and internal damping capacity) [1,2]. The use of plastic gears is steadily increasing. Some examples of the field application of plastic gears include the automotive industry, office machines and household utensils, and food and textile machinery [2,3].

* Corresponding author.

E-mail addresses: alencar.bravo@uqtr.ca (A. Bravo), koffi@uqtr.ca (D. Koffi), lotfi.toubal@uqtr.ca (L. Toubal), fouad.erchiqui@uqat.ca (F. Erchiqui).

Machine components, such as gears, bearings, and shafts, made of polymer base materials behave unlike metals during service [4]. Compared to metallic gears, which suffer from chemical corrosion, lubrication-related failures, and expensive operating and maintenance costs, plastic gears are lighter, less noisy, lower in friction and cheaper to produce in large quantities with complex shapes using injection molding processes [3].

In the specific case of gears, a major part of the differences between metallic and plastic gear behavior occurs because plastics have an elastic modulus approximately one hundred times lower than those of most steels and thirty times lower than that of aluminum. Therefore, plastic gear meshing involves an extension of the contact between the teeth outside the line of action, before the beginning and after the end of the theoretical engagement [5]. The large deformation of the tooth during meshing tends to relieve each pair of teeth in contact. In the case of gears, the low modulus of polymers was historically considered to be desirable because the transmitted load is better distributed and both noise and contact forces are reduced during motion [6].

The heat produced during meshing by friction, contact hysteresis (on the surface of the teeth) and bending hysteresis (in the tooth bulk) causes a temperature distribution with significant localized instantaneous elevations in specific regions for points in the meshing due to the Hertzian contact and the low thermal conductivity of plastics. This phenomenon is the cause of thermal degradation, which is exclusive to plastic gears [7,8].

Gears typically experience complex stresses during service and can fail by several mechanisms, such as gear tooth wear, cracking at the tooth surface, tooth root cracking and severe shape deformation [3,9–11].

In this manner, the full potential of plastic gear usage is limited by not only the poor mechanical properties but also equally poor temperature limits and poor heat conduction properties [12,13]. A review of the multiple damage modes of plastic gears is listed in Table 1. In this table, the damage modes are divided into general modes and plastic gear-exclusive modes.

Amid the complexity of plastic gears, a number of commercial standards and design methods have been developed for practical purposes, e.g., British Standard [26], Polypenco [27] and ESDU [28]. These standards have different design priorities and philosophies. Furthermore, they are intended to be practical, not to optimize gear usage. None of the standards are comprehensive. The VDI [29] plastic gear design method is the most elaborate, but the aspect of wear is the least developed.

However, none of the standards correlated well with the test results [11,24], and the polymer composite gears' potential use in power transmission is limited due to the lack of understanding of their behavior under load, the physical limits created by the low strength of polymers and the knowledge of the most critical damage mode [2].

To our knowledge, there is no global model for damage for spur plastic gears. Because various damage modes occur simultaneously in the gear tooth during meshing and they are complex phenomena, gear life sizing is performed by the selection of what is expected to be the most important damage mode [2,8,9,11,19,21,22,24].

Temperature is often described as the main cause of failure in plastic gears because of their low melting point and low conductive properties [18]. The heat generated locally remains concentrated and does not dissipate. In other situations, it is important to evaluate how much power a polymer composite gear can transmit and to investigate the fatigue strength and wear resistance of the gear to determine which is the limiting factor in application, as they are concurrent processes. For example, Breeds, Kukureka [24] found that gear life is limited by wear at low torques and that the maximum permissible surface temperature is a limiting factor in the tested acetel gears at high loads.

In this article, we review the knowledge available in the literature for plastic gear meshing behavior and damage. We use this knowledge to build a unique system of analysis of gear utilization perspectives that evaluates all possible damaging processes. This article reviews the different branches of the plastic gear damage problem (as shown in Fig. 1), creates a toolbox to be used together with finite element analysis (FEA) software, and validated analytical equations and relationships for plastic gear that will enable a designer to accurately forecast the behavior of plastic gears in context. The result of this effort is a tool for determining the limiting factor for plastic gear usage by giving the designer valuable information on how to use the proposed plastic gear or to take actions to enhance its lifetime, thus extending the range of plastic gear utilization by optimizing the design.

Table 1
Literature review of the failure modes of gears and plastic gears.

Gear damage modes	
Metal and plastic	Plastic exclusive
<i>Deformations:</i> Due to excessive surface stresses at the contact area, the involute profile is permanently distorted [14].	<i>Generalized thermal failure:</i> Softening of the entire tooth due to the loss of mechanical properties of the material under the effect of heat hysteresis and friction [2,15,16].
<i>Brutal rupture:</i> The contact stress does not damage the surface, but stress is concentrated in the tooth root due to the contact position and tooth shape [17].	<i>Surface thermal surface:</i> Localized softening of the tooth profile as a result of excessive heat, resulting in the melting of the material, material tears and deterioration of the profile [11,15,18].
<i>Root fatigue:</i> A stress concentration in the teeth roots initiates microcracking that propagates, causing the gear to fail later in the gear life. [19,20]	
<i>Surface fatigue:</i> A local stress concentration at the point of contact causes the material to locally fail in the surface layers [21,22]	
<i>Wear:</i> The combination of applied force and relative sliding speed causes the removal of material on the tooth surface [23–25]	

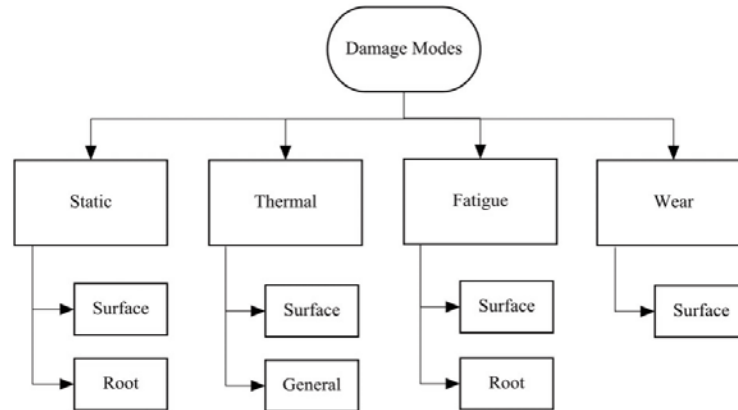


Fig. 1. Damage modes present in plastic gears.

2. Modeling strategy

The following flowchart illustrates the proposed system (Fig. 2). The problem is first defined by the specifications of the gear geometry and material. This information is used to define the problem geometry, which includes the generation of discrete simulation points as well as information about loads, sliding speed, friction, heat and forces.

For the first stress FEA simulation phase, a Matlab program generates scripts to send the appropriate information to COSMOS/M, which performs various quasi-static simulations to verify the loads on the tooth root. The software divides the meshing processes into equivalent quasi-static simulations corresponding to the load applied for each of the gear tooth surface elements. The principle of St-Venant establishes that results cannot be obtained with good accuracy near the load application zone [30]; thus, the contact stresses are calculated analytically at discrete points equivalent to nodes.

The resulting information is returned by COSMOS/M to Matlab through scripts that are interpreted by a toolbox specially created to interpret the results of COSMOS/M and store this information in memory. At this point, if the program detects a failure of gear strength, it will stop the simulation and indicate a failure mode. Otherwise, it will perform the other three branches of simulation of failure modes: the thermal, fatigue and wear branches.

The thermal damage mode is simulated, again using the COSMOS/M algorithm. Frictional and hysteresis heat generation are considered. Their values are generated by the Matlab program using known equations for plastic gears. The program can perform transient simulation, and the evolution results can be saved in memory. Tooth cooling during the non-contact phase is also calculated for each gear rotation. The program can also perform an equivalent steady-state simulation that accelerates the simulation. Using a PC equipped with an AMD Phenom II Quad-Core processor at 1.80 GHz, a transient simulation that takes up to 16 h of processing can be reduced to several minutes with only a minimal difference in the average equilibrium temperatures. Therefore this methodology is used in this article since the focus is on the final equilibrium (working) temperatures.

Similarly to contact stress, the contact flash temperature is determined analytically at discrete points to avoid additional errors caused by using the temperature information near the nodes where substantial friction heat is generated due to the St-Venant principle.

The fatigue simulation considers the stress at all points of meshing in all elements resulting from the force simulation using COSMOS/M. Wear simulation is also performed on all discrete points of the contact surface. For each damage mode, the model is based on information available in the literature. The equations, assumptions and references used by the software will be discussed in detail for each damage mode.

3. Plastic gear meshing particularities

Plastic gear meshing presents some particularities that differ from metallic meshing. These particularities must be added to a model to properly simulate the mechanical behavior. In this section, we discuss aspects of plastic gear meshing that require attention and must be considered when a model is implemented.

3.1. Particularities of plastic gear meshing

Conceptually and throughout this work, it is considered that for any pair of gears studied, the movement is transmitted from one gear to the other via a pair or more of teeth touching only in a line. The contact is considered to occur at a point P (Fig. 3) that moves along the common normal to the two base circles, also called the action line.

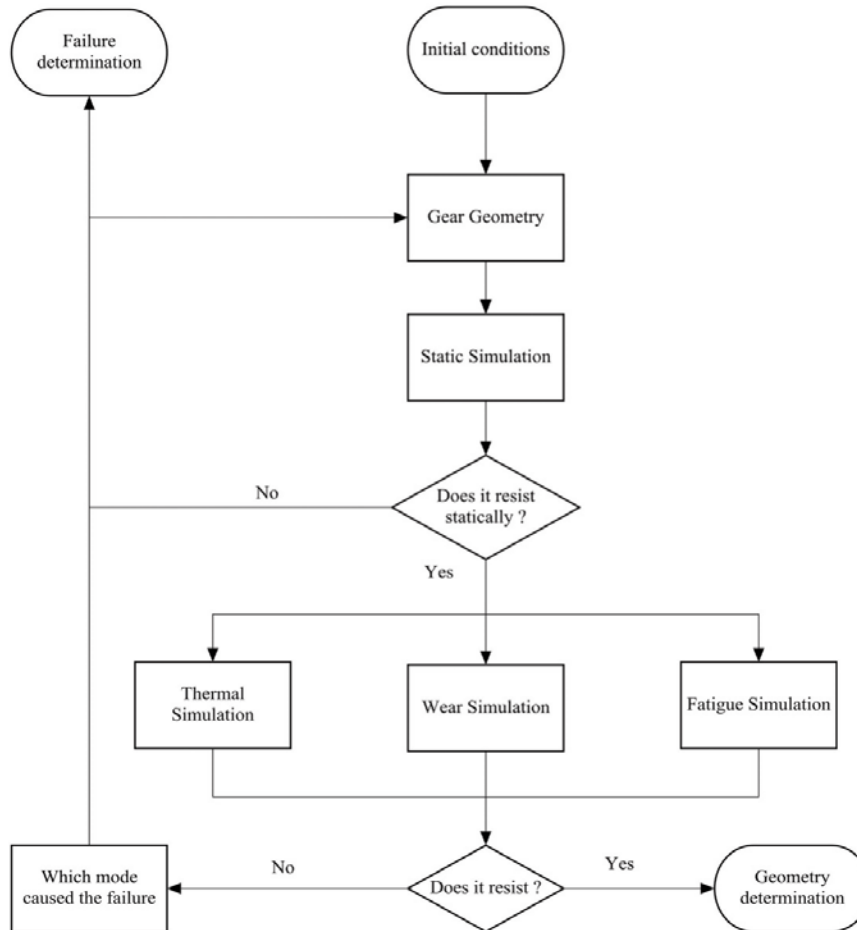


Fig. 2. Model logic overview.

This concept applies when the contacting gears are considered rigid and geometrically perfect [7,10]. However, when the gears are made of thermoplastic, the contact ceases to be located exclusively on the line of action (Fig. 4); several authors have demonstrated this characteristic behavior [8,13,31].

When the gears are considered rigid, the pair of teeth is in contact at the start point of contact "A", where the theoretical tip circle of the driven tooth (wheel) intersects the line of action; contact ceases at end point "B", where the theoretical contact tip circle of the drive teeth (pinion) cuts the line of action (Fig. 3).

For such gears, the normalized position of the theoretical contact start point following the line of action with respect to the pitch point (gear 2 as a reference) is expressed as.

$$\frac{S_2^*}{P_n} = \frac{Z_2}{2\pi \cos\theta} \left[\sqrt{\left(1 + 2\frac{a_2}{Z_2}\right)^2 - (\cos\theta)^2} - \cos\theta \tan\theta_f \right] \quad (1)$$

$\frac{S_2^*}{P_n}$ normalized position of the beginning of contact.
 P_n base pitch.
 Z_2 number of teeth of the driven gear.

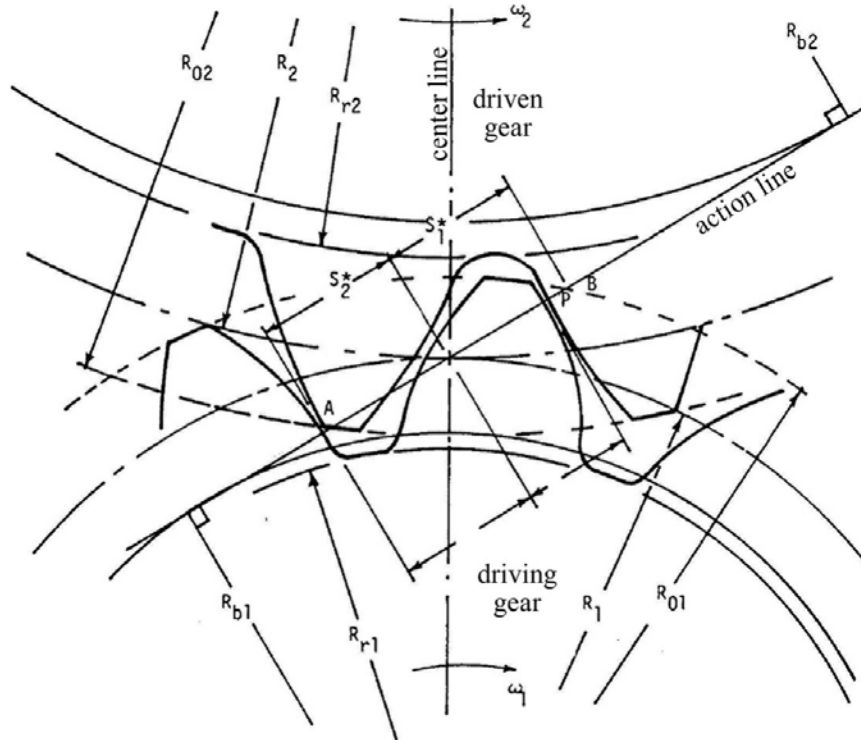


Fig. 3. Theoretical spur gear load transfer points.

- θ pressure angle.
- θ_f working pressure angle.
- a_2 addendum coefficient.

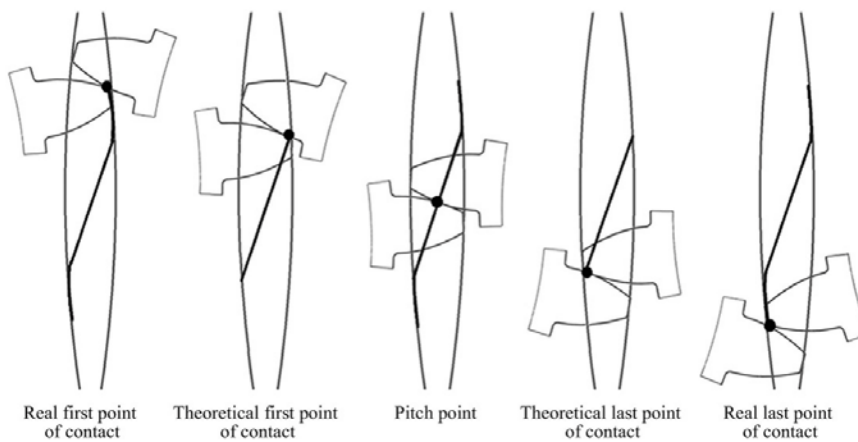


Fig. 4. Real and theoretical paths of contact [31].

The expression for the normalized position of theoretical contact end is obtained from Eq. (1), in which the subscript 2 is replaced by 1.

By convention, when the driven gear is used as a reference, S/p_n has a negative value during the approach phase. When the contact point is below the pitch circle of the tooth of pinion 1, S/p_n has a positive value during the withdrawal phase, and the point of contact during this phase is above the pitch circle of the sprocket tooth.

3.2. Contact outside the line of action

When using polymer gears, the nature of the teeth (Fig. 5) causes a deformation of the pairs of teeth in contact to outside of the contact line of action. Such deformation was first shown using high-speed photography by Gauvin et al. [14]. The dynamic loads for plastic gears are damped by the viscoelastic nature of the material [7]. Experimental measurements [12,13] and theoretical studies have supported the existence of this particular engagement [14]. Koffi et al. [7] established a simplified method to calculate the normalized position of the contact start point by evaluating the difference along the line of action between the theoretical contact and actual contact.

$$\frac{\delta S}{P_n} = 0.131 E_2^{-0.34} (Z_2 \sqrt{W_o P \cos \theta})^{0.7} \left(\frac{Z_2}{Z_1}\right)^{-0.55} \tag{2}$$

- E_2 Young's modulus at ambient temperature.
- W_o specific normal load (N/cm).
- P diametral pitch (in^{-1}).

Eq. (2) establishes a power law between the normalized deviation $\delta S/p_n$ and $W_o P \cos \theta$. Any increase in P at a constant diameter increases the number of teeth, Z , resulting in a reduction of the normal load, W_o , through the load distribution factor, W_i/W , whose value at the pitch point, W_i/W_o , decreases according to a power law with an increase in the diametral pitch, P [7].

The normalized increase in $\delta S_1/p_n$ and $\delta S_2/p_n$ must be combined with the theoretical contact values from Eq. ((1):

$$\frac{\hat{s}_2}{P_n} = \frac{\tilde{s}_2}{P_n} - \frac{\delta S_2}{P_n} \tag{3}$$

$$\frac{\hat{s}_1}{P_n} = \frac{\tilde{s}_1}{P_n} - \frac{\delta S_1}{P_n} \tag{4}$$

The real contact ration (RCR) is then found using the equation

$$RCR = \frac{\hat{S}_1 - \hat{S}_2}{P_n} \tag{5}$$

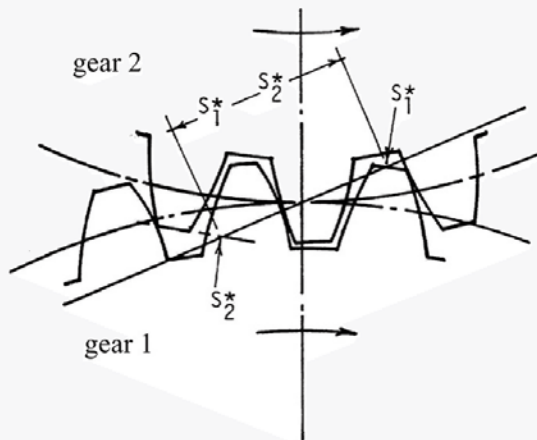


Fig. 5. Increase in the contact ratio with the effect of tooth deformation under loading.

3.3. Distribution of the transmitted normal load

The increase in the driving relation in the actual operation of two gears causes a distribution of the normal load onto more than one pair of teeth.

As a result of the change in the number of pairs of teeth simultaneously in contact and the movement of the load application point on the tooth profile, the normal load transmitted to a pair of teeth, W_n , varies continuously following the contact path.

The actual contact length, $A'-C'$, corresponding to the actual contact ratio is different from the theoretical $A-C$. This discrepancy causes an increase in the RCR and reduces the maximum load that can be applied to a pair of teeth.

Yelle [16] calculated the factors from an exact analytical study using a study based on geometry and static balance. However, the application of his equation requires the determination of other intermediate quantities, such as the complacency of each pair of teeth in contact, which results from modeling the meshing of the n teeth in contact through an iterative process [7].

For practical modeling purposes, the simplified model is used; this model calculates the load distribution factor at any position during the engagement from the value of W_i/W to the original point or $W_i/W|_0$ for a plastic–plastic engagement, given by the following expression [15]:

$$\frac{W_i}{W} = \frac{W_i}{W|_0} \cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{S/p_n}{S_2/p_n}\right), \tag{6}$$

The value of S_2/p_n is obtained from Eq. (3).

$W_i/W|_0$ is a function of the load and the material and geometry of the gear, and its expression is as follows:

$$\frac{W_i}{W|_0} = 0.48 E_2^{0.28} (W_0 P \cos\theta)^{-0.22} Z_2^{-0.4} \left(\frac{Z_2}{Z_1}\right)^{0.1}. \tag{7}$$

3.4. Sliding speed

In addition to the relative rolling movement of gear teeth, the movement of a pair of contacting gear teeth comprises a sliding of one of the teeth relative to the other.

This phenomenon creates a frictional force at the contact point; the displacement of the frictional force with the point of contact causes friction losses, which result in tooth heating.

The instantaneous slip velocity is defined as the difference between the instantaneous speed, on the side of the driving and driven teeth, at which the point of contact moves [23]. Inside the line of action, the sliding speed is [16]:

$$V_s = V \left[\cos\theta \frac{Z_1 + Z_2}{Z_1 Z_2} 2\pi \frac{S}{p_n} \right]. \tag{8}$$

V is the linear speed at the pitch circle. For contact outside the line of action (in the approach phase), the equation becomes [16]:

$$V_s = V \left\{ \left[Z_{e1} \frac{\cos\theta}{\cos\theta_f} \beta \left\{ \cos\beta - \sqrt{d_r^2 - (\sin\beta)^2} \right\} - \left(1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \cos\epsilon \right) \right]^2 + \left[Z_{e1} \frac{\cos\theta}{\cos\theta_f} \sin\beta \left\{ \cos\beta - \sqrt{d_r^2 - (\sin\beta)^2} \right\} - \left(1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \sin\epsilon \right) \right]^2 \right\}^{1/2} \tag{9}$$

with.

$$Z_{e1} = \frac{Z_1 + Z_2}{Z_1} \tag{10}$$

$$Z_{e2} = \frac{Z_1 + Z_2}{Z_2} \tag{11}$$

$$d_r = \left[1 + 2 \frac{a_2}{Z_2} \right] \frac{1}{Z_{e2}} \frac{\cos\theta}{\cos\theta_f}. \tag{12}$$

Fig. 6 shows the important angles for the calculation outside the line of action. During the withdrawal phase, the expression of the speed does not change for contact taking place on the line of action. For contact taking place outside the line of action, the sliding speed is obtained by interchanging the indices 1 and 2 in Eqs. (9) and ((12).

We can reasonably assume that for the duration of the contact outside the line of action in the approach phase, tooth c_2 always makes contact at its tip corner [15]. Referring to Fig. 6, we write the following equation:

$$\epsilon = \psi - (\text{inv } \phi - \text{inv } \theta_f). \tag{13}$$

It can be shown [7] that

$$\psi \left(\frac{S_2 + 0.5 \delta S}{p_n} \right) \frac{2\pi}{i_2}. \tag{14}$$

For the cosine law,

$$(r'_1)^2 = r_2^2 + \overline{O_1O_2}^2 - 2 \overline{O_1O_2} r_2 \cos \epsilon. \tag{15}$$

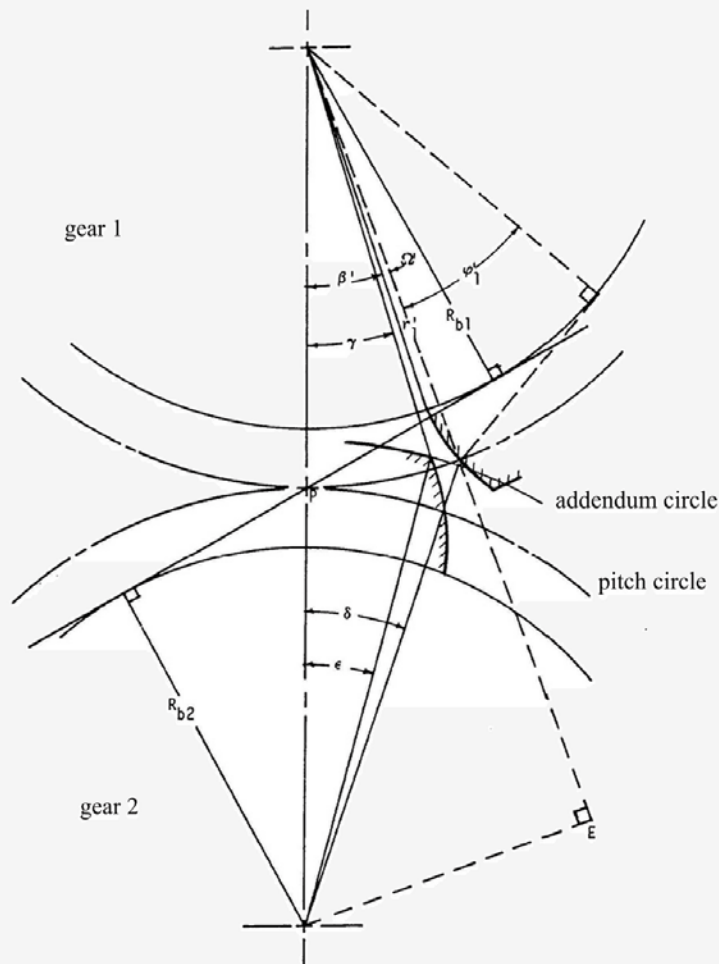


Fig. 6. Important angles for the calculation of $[K]$ outside the line of action.

Once R_1' has been obtained, using the sine law,

$$\beta = a \sin \left[\frac{r_2}{r_1} \sin \epsilon \right] \tag{16}$$

In the recess phase, the corner of tooth c_1 makes contact with the flank of tooth c_2 such that ϵ is defined on gear 1 and β is defined on gear 2. Eq. ((13) to Eq. ((16) apply, using an appropriate value for δS and replacing r_2 with r_1 , r_1 with r_2 and i_2 with i_1 .

The sliding speed V_s can be conveniently expressed using a dimensionless parameter $[K]$, as follows [32]:

$$[K] = \frac{V_s}{V} \tag{17}$$

The absolute value of the sliding speed increases continuously when the contact point moves outside of the theoretical bounds S_2/p_n (approach) and S_1/p_n (retreat). The first and last points of contact, S''_2/p_n and S''_1/p_n , move away from the pitch point with increases in the number of teeth, Z , and the tangential load, W_t . Nevertheless, they remain stable for a (W_t/m) group (or $Wt P$), as shown by Yelle and Burns [14].

3.5. Coefficient of friction and friction force

Calculating the friction force requires knowledge of the coefficient of friction, which in turn depends on the nature of the friction arising on the meshing teeth and is quite complex.

Several authors [25,33,34] have shown that the coefficient of friction varies with the sliding speed, the normal load W_n , the temperature of the gear, the surface state of the teeth in contact, the nature of the materials, the extent of the contact surfaces and the sliding duration.

Despite knowledge of the major factors that control the value, the friction coefficient is difficult to evaluate analytically due to the lack of complete models. Several authors have circumvented the problem by performing experimental measurements of the friction coefficient μ . Koffi et al. [7] experimentally determined the value of μ for pairs of POM/POM gears in dry, grease or oil lubricated conditions. The results for the dry condition indicate that the value of μ is comprised between 0.15 and 0.20. Similarly, Tsukamoto [35] determined that the friction coefficient of gears in the same condition is between 0.17 and 0.19.

In our approach, we only consider the case of dry lubrication, and the reasonable value used is 0.18 [36]. Nevertheless, the model presented here can support other lubrication cases as long as the correct friction coefficient is used.

4. Static analysis

Constraints on gears for the transmission power can be classified into two groups: bending stresses at the root of the tooth and at the surface. These constraints are important for determining the safety factor and to evaluate fatigue.

4.1. Stress on the surface

For a given contact point, the force is not transmitted through a perfect line but rather through a small surface. This statement is fundamentally true for plastic gears due to their smaller elastic modulus [11].

For a given position of the contact point, the contact stress has a maximum value at the charged surface of the tooth and is near zero at the center of the tooth [16]. This maximum value changes with the position of the contact; thus, during the rotation of a gear, each contact point undergoes the maximum contact stress only once, and the value of the contact stress depends on the expression of the maximum constraint, as follows:

$$\sigma_{0c} = \frac{1}{b} \frac{W_i}{W} W_o. \tag{18}$$

From Hertzian theory, the half contact width is given by the expression

$$b = \left[\frac{4 W_o}{\pi} \left[\frac{r_1 r_2}{r_1 + r_2} \right] \left[\frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \right] \right]. \tag{19}$$

The expression of the instantaneous contact radius is.

$$r_1 = R_{b1} \tan \theta + S \tag{20}$$

$$r_2 = R_{b2} \tan \theta - S. \tag{21}$$

The term S in Eqs. ((20) and ((21) is the distance along the line of action between the contact point and original point. In the approach phase, S is negative and has a value of S_2 . In the retreat phase, S is positive and has a value of S_1 .

For contact taking place outside of the line action, two distinct values of the maximum contact stress are calculated. The first (approach) is based on radii of curvature r_1 and r_2 measured at the position $S = S_2^*$, which are kept unchanged for the duration of the contact. During the withdrawal, the value of the Hertz stress used for the calculation of the heat hysteresis is obtained using radii of curvature measured at S_1^* .

4.2. Stress modeling

In many investigations [37,38], stress modeling is simplified by considering a pulsating force acting at the highest point of the single tooth contact. However, during gear operation, the magnitude and position of the force change as the gear rotates. This change can be accounted for by performing a quasi-static numerical simulation in which gear tooth engagement is broken down into multiple load steps and analyzed separately [39,40]. The FEA meshing is regular (Fig. 7) and is based on instructions in Matlab. This enables Matlab to recognize the element locations and use the results.

Thus, a quasi-static numerical simulation method is used in the model in which the gear tooth engagement is broken down into multiple load steps. An image of the modeled tooth in COSMOS/M with an example of the quasi-static results is shown in Fig. 7. The load moves along each tooth flank and changes its direction and intensity. Once the calculation using FEM is finished, results are exported from COSMOS/M to Matlab. These results are then stored in memory for analysis. It is possible to evaluate the stress fluctuation for an element during all gear meshing processes. If the gear experiences a sudden breakage, the program halts its execution. Otherwise, the simulation continues, and the quasi-static results are utilized for further calculations.

The results from the FEM are used for the calculation of hysteresis heat and the flexural stress on the root, but precise contact stresses cannot be obtained through FEM. Thus, when a precise value of the stress contact is required (such as in the contact fatigue or wear), an analytical equivalent value is calculated using the Hertz theory of Eq. ((18).

5. Thermal analysis

Thermal breakage is one of the main damage modes in plastic gears; therefore, it is important to simulate it accurately. For this reason, the gearing process was simulated using FEM. Frictional heat is calculated using data from the sliding speed and contact force, whereas hysteresis heat is calculated using the element stress results. The damage is evaluated using defined characteristic temperatures and comparing with the material properties. This topic will be discussed in the next section.

5.1. Temperature characteristics

The characteristic temperature is a temperature whose nature can be used as a reference for a real physical phenomenon. For example, the highest value of the surface temperature can characterize the phenomenon of galling, or the average value of the body temperature of the gear tooth can exist only on a purely conceptual level when identifying a mathematical concept.

In both cases, each temperature gives an indication of the thermal behavior of the surface and the body of the tooth. The characteristic temperatures can be calculated locally or on the whole tooth; in this case, it is obtained from a plurality of values of a local characteristic temperature.

The different characteristic temperatures encountered in a gear are as follows:

- *The flash temperature*: represents the highest value of the instantaneous temperature T_s surface on the contact width $2b$ of contact Hertz. The value depends on the equilibrium bulk temperature or T_b .
- *The bulk temperature, T_{bi}* : denotes the value of the temperature at all points of the tooth, as in the body on the surface in three dimensions. The integration of all local T_{bi} values at each point gives the average value of T_{bi} , often referred to as

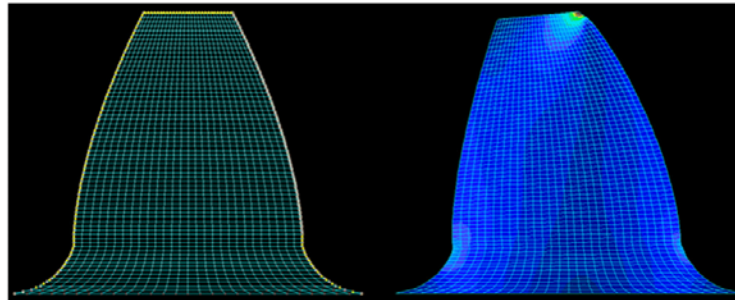


Fig. 7. Gear FEA meshing (left) and an example of stress analysis (right).

T_b and known by the name of “bulk temperature”. The expression of the mean temperature from the local temperature values is as follows:

$$T_b = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N T_{bi}. \quad (22)$$

Thus, in the case of plastic gears, a type of damage is caused by an excessively high temperature concentrated on the tooth surface [2], in this case, surface thermal damage. When the damage is due to general softening of the tooth, we say that there is generalized thermal breakage.

5.2. Friction heat

The displacement of the frictional force creates work, which is manifested by heating of the surface of the tooth and, in the long term, the entire tooth. The value of the heat of friction per unit time depends mainly on the friction force and slip speed, which vary with the mechanical or physical properties and parameters [7,16]. The frictional heat generated at an interface is shared between the two teeth in contact, as will be discussed in the next sections.

5.2.1. Analysis of the heat production mechanism

From the beginning to the end of real contact, the amount of heat generated by sliding friction between two teeth is evaluated by integrating, over the course of the contact, the product:

$$dW = F_f V_s dt. \quad (23)$$

This product represents the work of the frictional force during the interval of infinitesimal time dt . From the expression of the frictional heat for an infinitesimal time interval dt (Eq. ((23))), this heat is directly related to that of the frictional force F_f .

F_f , the friction force occurring in the expression of the frictional heat (Eq. ((23))), depends directly on the value of the distribution factor of the transmitted normal load, W_i/W . This factor is multiplied by the normal load, W_n , to yield the actual load, as previously discussed.

The distribution of W_i/W depends on the degree of contact extending out of the line of action, a phenomenon depending on the nature of the materials, the geometry and other parameters of operation.

As demonstrated previously, the expression for the slip speed is not the same on the outside line. It follows from Eq. ((23)) that the frictional heat is directly related to the magnitude of the slip speed.

For contact taking place on the line of action, the V_s slip speed is a direct function of the normalized position of the contact point, S/P_n . Outside the line of action, the value of V_s changes with the normalized contact position and the angles β and ε (Fig. 6). The angles β and ε are not only a function of S/P_n but also of the normal load W_n and the modulus of elasticity of the material [16].

With the above considerations, the frictional heat is Eg_f . In a spur gear, for a displacement ΔS of the contact point, the heat generated by friction for a unit face width can be expressed as [16].

$$Eg_f = \mu W_0 \frac{W_i}{W} \frac{1}{\cos\theta_f} V_s \Delta S \quad (24)$$

5.2.2. The heat distribution factor

Previous studies have identified factors that influence the heat distribution factor [41,42]. For two gears of different materials or different geometries, just before contact, each tooth has its own temperature distribution because the average temperature of each of the sides coming into contact is not the same. However, when the two teeth are in contact, the width of the contact surface $2b$ can be assumed to be thermally insulated for the contact time, and the instantaneous temperature is common to the two teeth.

It has already been shown that the instantaneous temperature at the contact point affects a thin layer on the contact surface; the thickness of this layer is smaller than the contact width $2b$ [41]. When it is assumed that the temperature at the contact point for the two teeth is the same, the following expression of the heat distribution factor φ_2 is written for tooth 2 [43]:

$$\varphi_2 = \frac{\sqrt{\rho_2 k_2 c_2 v_2}}{\sqrt{\rho_1 k_1 c_1 v_1} + \sqrt{\rho_2 k_2 c_2 v_2}} \quad (25)$$

ρ_2	material density.
k_2	thermal conductivity.
c_2	specific heat.
v_2	local instantaneous speed at contact point.

Calculating the value of φ_i at each position of the contact point requires the determination of a pair (V_1 , V_2) of the local instantaneous speeds. These values must be calculated for the approach and withdrawal phases and for contact on the line of action and on the outside.

Heat is produced by friction from the surface of two teeth in contact. The study of the temperature rise experienced by a tooth requires quantification of the heat that affects one tooth at a time. For this purpose, a factor φ is determined when the total frictional heat is E_f . The multiplying factor to give the amount of heat recovery for one tooth is $\varphi_1 E_f$:

$$E_{f1} = \varphi_1 E_f \quad (26)$$

$$E_{f1} = \varphi_2 E_f \quad (27)$$

where

$$\varphi_1 + \varphi_2 = 1. \quad (28)$$

5.2.3. Block solution

As stated previously, it is not recommended to measure temperature close to loads. Many authors have used analytical equations and developed special methods to estimate the flash temperature [11,44]. The solution of Block yields a simple formula for the maximum surface temperature increase under a Hertzian contact:

$$\theta_f = 1.11 \mu W (\sqrt{V_1} - \sqrt{V_2}) (kpcw)^{-0.5}. \quad (29)$$

Block's equation only gives the flash temperature elevation; the real peak temperature that can be used to identify the contact thermal damage is the sum of Block's equation plus the general tooth temperature.

5.3. Hysteresis heat

The hysteresis heat is due to the internal damping phenomenon present in plastic materials.

Tooth deflections are small in metallic gears, and the effect of material hysteresis due to frequency variation is negligible [45]. A polymer gear tooth deforms severely because of the low gear tooth stiffness [46]. The material is heated when subjected to cyclic loading, such as is encountered in gears. When the amplitude of the stress to which volume element V of the tooth is submitted, σ , the loss of heat by hysteresis is expressed as [15]:

$$E_h = \frac{\sigma_0^2 \pi}{E} \frac{\tan \delta}{2 [1 + (\tan \delta)^2]} \quad (30)$$

$\tan \delta$ loss factor.

The deflection and stresses for each element were calculated in the quasi-static simulation; these values are used for the hysteresis heat calculation at every point.

5.4. Model validation

The used approach allows for bulk and flash temperature evaluation. It is interesting to verify the results with the literature. Koffi et al. [7] used a very elaborated finite differences approach to find both the flash and the bulk temperature whereas our approach uses FEM for the bulk temperature and the block solution for the flash temperature. Another difference is that Koffi uses four local convection coefficients where the present model uses one coefficient.

The comparison of both approaches is showed at Fig. 8. The material used for the gears was UHMWPE and the normal load varied from 9282 N/m to 18,914 N/m. During this range no significant differences can be seen between the models. The proposed approach can be considered slight more conservative by 1–3°.

6. Fatigue analysis

Gear teeth are subjected to alternate stresses at various points. This process can lead to failure by fatigue even if the elastic limit of the material is not exceeded. In particular, gears often break due to crack propagation in the tooth root [19,20,47].

6.1. Root fatigue

Standard procedures are available in the literature to determine the load capacity at the gear root. They compare the maximum tooth-root stress by a functional factor to the limits of the material [39]. These standard procedures consider that only the gear hardness changes the fatigue life with the maximum tooth root stress.

Design engineers use the Palmgren–Miner law, the linear damage rule (LDR), and its modifications to predict the fatigue life of components in the case of variable loading [48].

Miner LDR is still dominantly used in design despite its major shortcomings. It is used in the fatigue module of COSMOS/M [49]. Some authors have noted that $D = \sum ni/N_i$ is not always equal to 1 at fracture but depends on the applied load sequence. D is believed to be greater than 1 when the load sequence changes from low to high loads and is less than 1 for changes from high to low loads [50]. For this reason, researchers have attempted to modify Miner’s rule, but life prediction based on this rule is often unsatisfactory due to its intrinsic deficiencies regardless of the version used [51]. The LDR allows the model to correctly assess fatigue life under different loading history conditions within the high-cycle fatigue range.

The best source of information about the fatigue life of one part comes from either the normalized testing of specimens or the real part testing. Both methods have the same shortcoming; they are lengthy and require a significant amount of scarified parts. When using data from normalized specimens, the values must be adjusted to consider the differences between the specimen and part. Some examples of differences to be considered in the specific case of gears are the particular shape, load application, size and operating temperatures. Coefficients that consider these factors are often called “fatigue reduction coefficients” and multiply the theoretical fatigue value to obtain the real value.

Additionally, these coefficients are often designed to be used with metal parts, and results using this methodology can be misleading without proper validation given the various particularities that distinguish plastic gear meshing from metal gear meshing. To obtain accountable results, we use validated experimental data from the literature of gears having the size and material properties in the range of our model scope. This approach avoids errors induced by one or more inappropriate coefficients and enables estimation of the model interpolation error.

The data used in the article come from [46]; the author provides data for a nylon plastic gear based on the tooth bending stress. This information is useful because the particular bending stress was calculated in the first validation step of the proposed methodology.

The author noticed an effect of speed on gear life and bending stress divided by bending strength (Table 2).

The data modeling approach consists of approximating the number of cycles to root fatigue as a function of the bending stress/strength ratio plus a term that considers the effect of the rotational speed on the results. The proposed model is as follows:

$$\text{Cycles}_b = a_b R_{bss}^{b_b} (1 + c_b)^{1000 - S_{rot}} \tag{31}$$

where the bending fatigue coefficients a_b, b_b, c_b are $7.29E+2, -3.33$ and $2.65E-4$, respectively. R_{bss} is the bending stress at the root, and S_{rot} is the rotational speed in RPM. The proportion of variance explained by this model is 99.72%. The model is only valid within the table range. The results are shown in Fig. 9.

6.2. Contact fatigue

Whenever two curved surfaces are in contact under a load, contact occurs along a line or point or, depending on the elastic constants of the materials concerned, along a small circular or elliptical area. As a result of such small contact areas, the shear (Hertzian) stresses that develop at and near the surface are extremely high [22].

Surfaces subjected to rolling and sliding contacts may suffer from contact fatigue; the mechanism causing rolling contact fatigue to initiate and propagate is not fully understood [52,53]. There are a number of differences between classical fatigue and RCF that make it impossible to apply the results from classical fatigue to RCF directly [54].

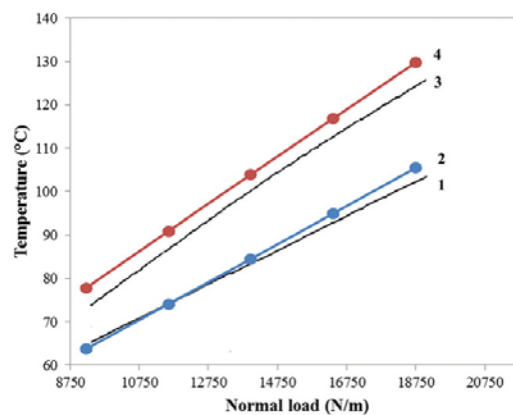


Fig. 8. Comparison between Koffi [7] and the present model results: (1) Koffi bulk result; (2) proposed model bulk temperature; (3) Koffi flash temperature; and (4) proposed model flash temperature.

Few studies have compiled results of the experimental factors of the surface fatigue material properties for plastic gears. Unfortunately, there is not sufficient data in the literature regarding the contact fatigue properties of plastic gear materials. Nevertheless, in their experiment with nylon gears with various bending stresses, Senthilvelan and Gnanamoorthy [17] observed that surface fatigue appears at only approximately 15 MPa of bending stress. It is possible to determine the contact fatigue information using their gear geometry data and the previous set of equations. In their case, P_{max} was 71.72 MPa, K_I was 5.51 MPa and K_g was 0.4708 MPa. This results in an R_{css} of 0.9438 considering the tensile strength of nylon (76 MPa).

A study on plastic rolling-contact fatigue measurements was performed by Charles, Gnanamoorthy [55]. This author measured surface fatigue propagation as a function of load and speed. Although the authors did not use nylon in their study, the material used (polyamide clay-reinforced nanocomposite) had similar properties (tensile strength of 52 MPa); thus, it can be used in our model. The experimental data (Table 3) have a similar R_{css} as nylon (0.9423 for the PA + 5% nanoclay).

The proposed model is as follows:

$$\text{Cycles}_c = a_c R_{css}^{b_c} (1 - c_c)^{1000 - S_{rot}} \quad (32)$$

where the contact fatigue coefficients a_b, b_b, c_d are $9.59E + 4, -27.01$ and $1.99E - 03$, respectively. R_{css} is the contact stress at the root, and S_{rot} is the rotational speed in RPM. The proportion of variance explained by this model is 97.51%. The model is only valid within the table range. The results are shown in Fig. 10.

7. Wear analysis

These wear forms occur because of the direction of the relative movement that occurs as the teeth enter and leave the mesh. Sliding is away from the pitch line on the driving gear and toward the pitch line on the driven gear, giving rise to the particular wear pattern. A typical worn tooth profile consists of two scalloped wear zones, one starting from the tip and running to the pitch point and the other going from the pitch point to the root. [8].

In addition to direct material loss, which leads to functional failure, wear of the surface causes the gear system to significantly modify its characteristics of vibration and noise. The mesh excitation is highly sensitive to the surface geometry. The wear surface affects the gear contact patterns such that the contact stresses and load distributions are changed to accelerate the appearance of other failure modes [56].

A large number of parameters must be considered to accurately describe the characteristics of the wear of surfaces in contact with each other. Mechanisms of wear are even more complex than the contact parameters, such as the radii of curvature, slip rates, and normal load range with the contact location. In addition, other contact parameters that affect the conditions of elastohydrodynamic lubrication (lubricant parameters and surface roughness characteristics) are among the parameters of interest for gear wear [56].

According to Flodin and Andersson [57], rolling gear teeth interact and slide against each other under high contact pressure. High-performance gears are generally lubricated with oil or grease. The state of lubrication is most likely in the boundary or mixed system, meaning that the lubricant film generated is not always sufficiently thick to separate the interacting surfaces. Sliding wear at point P on a dry contact or a mixed lubricated boundary surface can generally be regarded as a function of the initial value and described by a differential equation. The accumulated wear at a point P can be determined by Archard's wear equation [58]:

$$\frac{V_w}{S} = K_w \frac{W}{H} \quad (33)$$

where W is the applied normal load, V_w is the volume of the worn material, H is the hardness of the observed surface and K_w is the dimensionless wear coefficient. For a local area, the equation can be expressed as.

$$\frac{h}{S} = k_w p \quad (34)$$

Table 2
Number of cycles for a plastic gear (nylon) as a function of the rotational speed and bending stress/strength ratio.

		Rbss				
		0.2804	0.2336	0.1869	0.1402	0.0701
Srot [RPM]	600	25,000	90,000	400,000	1,000,000	4,500,000
	800	3500	35,000	250,000	450,000	4,500,000
	1000	2500	25,000	70,000	700,000	4,500,000
	1200	2100	6000	150,000	420,000	5,000,000

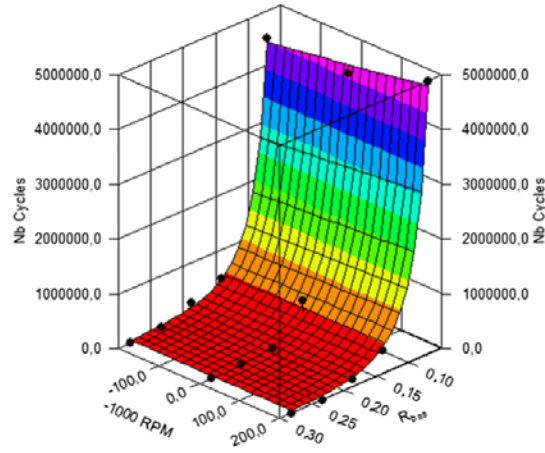


Fig. 9. Tooth root bending fatigue data and model.

where h is the wear depth, s is the sliding distance where the point is sliding against the interacting surface, p is the local contact pressure, and k_w is the dimensional wear coefficient. The wear of point P on a rubbing surface with the wear model described by Archard equation is

$$h_p = \int_0^s kp ds. \tag{35}$$

Although many researchers have proposed more advanced wear models using different methodologies and parameter sets, Archard's wear model remains the most commonly used model for practical applications, such as cam-follower contacts, engine piston rings, and gear contacts, where the geometry and operating conditions are already complex [56,59].

As previously discussed, the rapid increase in the wear rate as the maximum surface temperature or load increases is due to surface melting or the maximum Hertzian stress exceeding the yield point of the composite [60]. At this point, we considered the gear to have failed.

8. Model limits

The formulation presented here, although highly general, has some limitations. Because plastics have a large range of mechanical properties, Eq. ((2) is valid for two plastic gears whose modules vary between 70,000 lb./in² (0.480 GPa) and 350,000 lb./in² (2.4 GPa) [7]. Since the fatigue data from the literature were acquired on gears of $m = 2$ mm and $N = 17$ it is recommended to keep the same ratio module/number of teeth, otherwise the form factor can have significant influence in the results.

Additionally, at some point, plastic gear damage modes begin to produce damaging synergy, so they cannot be considered as isolated modes. For example, the limit temperature elevates the wear rate, and the limit deviations from the original involute profile caused by wear increase the rate of frictional heat produced.

Various authors [2,8,17,36,61] have found a point in their experimental testing where the damaging criteria changes its shape drastically and rapidly increases the damage rate. These two phases are here called the "mild phase" (damage modes can be considered separated) and the "severe phase" (damage modes interact with each other) and an example is shown in Fig. 11.

These observations also support those made by Lancaster [62] from pin-on-ring tests. Lancaster suggested that the critical sliding speed corresponded to the point at which the sum of the ambient temperature and maximum flash temperature exceeded the melting point of the material. This situation has been fully investigated by Breeds, Kukureka [24] in which it was shown that the wear transition in our experiments corresponds to the torque at which the maximum surface temperature reaches the melting

Table 3
Experimental contact fatigue measurements.

		Rcss			
		0.9423	0.9038	0.8462	0.7692
Srot [RPM]	1000	450,000	1,500,000	100,000,000	100,000,000
	1500	210,000	450,000	910,000	1,500,000
	2000	180,000	280,000	550,000	1,100,000

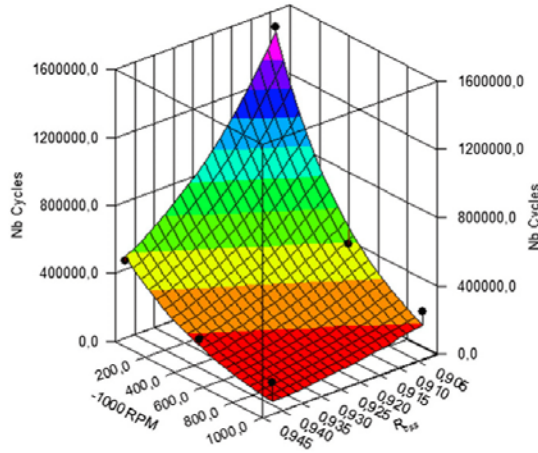


Fig. 10. Contact fatigue data and model.

point of the material. If the flash temperature melts the material, it substantially alters the involute shape, and secondary damage modes occur. The same can be observed if the wear on the tooth profile is substantial. The point where the wear changes the tooth behavior is often considered to be 1.0 mm [8,24].

In sum, if at any point the material temperature becomes higher than the melting temperature and the involute shape is not overly lost, there is low interaction between modes, and they can be treated as separate in the “mild damage phase”. This model considers there to be a failure if there is local material melting or excessive wear, even if the gear can still run for more cycles after this point but with additional interaction between modes. The limits of the phase are due to the material fusion temperature or 1 mm tooth profile degradation.

The model does not account for the variation of material properties with the temperature, and this is a reasonable consideration within the mild damage zone. Many plastic gear thermal models have been built using this methodology with acceptable results [15,43,44]. This consideration allows the software to drastically increase the simulation speed, allowing for results in a reasonable amount of time.

9. Damage mode characterization with load

We tested the functioning of a pair of identical gears using the following conditions (Table 4). The values were chosen according to the literature [2,7,17,36,60].

The general simulation results are shown in Table 5. Each column of the first line indicates the normal load used for the simulation. The second and third lines provide the root stress by the flexural resistance and the contact stress by the compression stress,

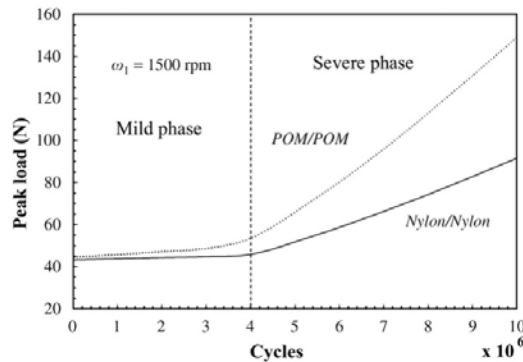


Fig. 11. Mild/severe wear phases example [36].

respectively. The result is a dimensionless number that is the opposite of the safety factor definition, meaning that the gear will be damaged if it is higher than 1.

The next lines provide the bulk and surface temperatures. These temperatures must be below what the material can afford for the gear to work. Our simulations indicate that the temperature will stabilize a few minutes after the test has started, typically less than 10 min. The last three lines indicate the cycles to failure of the root fatigue, contact fatigue and wear. The value of load transmitted was increased from a minimal value until the static root tooth breakage.

A graphical representation of the damage modes as a function of the normal load is shown in Fig. 12. The main damage mode in plastic gears is a function of the load transmitted. Not all modes must be present in a gear; for example, in this case, there was no damage caused by contact fatigue.

The minimal normal load is set at 500 N/m and was incremented by steps of 500 N/m up to 10,000 N/m. The temperature barely increased from ambient temperature (22 °C) at 500 N/m. The static safety coefficients are very high. Thus, the gear fails due to wear. As the normal loads increase, the gear temperatures also increase. The increase in the normal load increases the stress on the tooth root level. The root fatigue mode is more important than the wear after 8000 N/m. At this point, the flash temperature is considerable but not dangerous (66.86 °C), and the generalized temperature is lower (59.60 °C), making the gear function safe with respect to temperature. From the static perspective, the root stresses are considerably safer than the contact stresses. In this situation, the root stresses are 9.24% of the material limit (or a safety factor of 10.83), and the contact stresses are 45.05% of the maximal allowed (or a safety factor of 2.22). At this point, the gear is not in the range where contact fatigue is applicable.

The scenario is similar at 13,000 N/m, with the gear ultimately failing by root fatigue; nevertheless, the generalized temperature increases by 23.81 °C, and the surface temperature increases by 24.35 °C. The gear life limited by fatigue is reduced by 79.78% due to the more severe conditions compared to 8000 N/m. At this point, the gear failed due to root fatigue at $3.78E + 5$ cycles; the gear worked for 6 h and 19 min. Nevertheless, the tooth temperatures were still below the maximum operating temperature.

The simulations continued to increase the normal load by steps of 1000 N/m until 20,000 N/m. In this period, at 14,000 N/m the gear first failed by excessive temperature on the surface. Therefore, the gear suffered surface thermal damage. Thus, the deformation would be local in this case; this gear would likely function for some additional period of time before it stops working completely. Nevertheless, the surface is deformed and the damage modes cannot be considered as independent from each other. The implications in that wear and fatigue values are no longer valid when a temperature-related damage mode is active.

The overall gear temperature continues to rise and at 17,000 N/m, the bulk temperature is higher than the maximum allowed, the whole tooth loses its properties, and the system experiences catastrophic failure because the whole tooth deformation, representing a more severe situation.

Tests continued using the same 1000 N/m, but the step was increased to 2500 N/m after 20,000 N/m because actions can be easily taken to improve the gear performance against thermal damage (by improving the convection coefficient). The results show that the gear continues to fail due to generalized temperature damage until 37,500 N/m.

After 40,000 N/m the predominant damages are static. This means that the gear would break from the very beginning where the tooth is loaded. The gear first suffered a static surface failure, which means that, from the first turn, significantly decreasing the gear performance and accelerating very much the degradation with damage model synergy leading to catastrophic failure. Above 95,000 N/m, the gear would not transfer movement after the first meshing contact because the tooth would be removed. It is very difficult to consider easy measures to extend the gear life in these applications. In both cases of static failure, it is recommended to consider other materials for the gear with better properties, for example composite or metal gears.

The overall behavior of the simulated gear was also observed experimentally by Senthilvelan and Gnanamoorthy [17], but the authors were not able to determine the transition phase points. The simulation allows researchers to obtain multiple measurements points at reasonable cost and within a shorter period. Fig. 12 shows the range of all damage modes related to the normal force. The

Table 4
Gear material properties and geometry.

Variable	Units	Value
Compression strength	Pa	8.23E + 07
Flexural strength	Pa	109E + 07
Convection coefficient		200
Density	kg/m ³	930
Specific heat	J/(kg·K)	1926
Conduction coefficient	W/(m·K)	0.24
Width	m	0.012
Poisson's coefficient	-	0.3
Young's modulus	Pa	2.84E + 09
Friction coefficient		1.80E - 01
Rotational speed	RPM	1000
Modulus	m	0.0035
N	-	30
Dp	m	0.09
k _w	mm ² /N	7.5E - 07
Maximum temperature	°C	99
Number of quasi-static points	-	50
Number of elements columns	-	1860

Table 5
Results in terms of the normal load.

W_0 [m/s]	500	1000	1500	2000	2500	3000	3500	4000	4500	5000	5500
S_w/S_f	0.01	0.01	0.02	0.02	0.03	0.03	0.04	0.05	0.05	0.06	0.06
S_w/S_c	0.11	0.16	0.20	0.23	0.25	0.28	0.30	0.32	0.34	0.36	0.37
Bulk temperature [°C]	24.31	26.63	28.96	31.30	33.64	35.98	38.33	40.68	43.04	45.40	47.76
Surface temp. [°C]	25.20	28.14	31.00	33.84	36.64	39.44	42.21	44.98	47.73	50.48	53.22
Root fatigue [cycles]	1.75E + 10	1.78E + 09	4.68E + 08	1.81E + 08	8.68E + 07	4.76E + 07	2.86E + 07	1.84E + 07	1.25E + 07	8.82E + 06	6.44E + 06
Contact fatigue [cycles]	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Wear [cycles]	8.69E + 06	6.13E + 06	4.99E + 06	4.31E + 06	3.85E + 06	3.51E + 06	3.25E + 06	3.03E + 06	2.86E + 06	2.71E + 06	2.58E + 06
W_0 [m/s]	6000	6500	7000	7500	8000	8500	9000	9500	10,000	11,000	12,000
S_w/S_f	0.07	0.08	0.08	0.09	0.09	0.10	0.10	0.11	0.12	0.13	0.14
S_w/S_c	0.39	0.41	0.42	0.44	0.45	0.46	0.48	0.49	0.50	0.53	0.55
Bulk temperature [°C]	50.12	52.49	54.85	57.22	59.60	61.97	64.34	66.72	69.10	73.86	78.63
Surface temp. [°C]	55.96	58.69	61.42	64.14	66.86	69.58	72.29	75.00	77.71	83.12	88.53
Root fatigue [cycles]	4.84E + 06	3.72E + 06	2.91E + 06	2.32E + 06	1.87E + 06	1.53E + 06	1.27E + 06	1.06E + 06	8.98E + 05	6.55E + 05	4.92E + 05
Contact fatigue [cycles]	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Wear [cycles]	2.47E + 06	2.37E + 06	2.28E + 06	2.20E + 06	2.13E + 06	2.07E + 06	2.01E + 06	1.95E + 06	1.90E + 06	1.81E + 06	1.73E + 06
W_0 [m/s]	13,000	14,000	15,000	16,000	17,000	18,000	19,000	20,000	22,500	25,000	27,500
S_w/S_f	0.15	0.16	0.17	0.18	0.20	0.21	0.22	0.23	0.26	0.29	0.32
S_w/S_c	0.57	0.60	0.62	0.64	0.66	0.68	0.69	0.71	0.76	0.80	0.84
Bulk temperature [°C]	83.41	88.19	93.63	98.47	103.31	108.15	113.00	117.85	130.00	142.18	155.40
Surface temp. [°C]	93.93	99.32	105.36	110.79	116.21	121.63	127.05	132.46	145.99	159.51	174.04
Root fatigue [cycles]	3.78E + 05	2.96E + 05	2.36E + 05	1.91E + 05	1.56E + 05	1.29E + 05	1.08E + 05	91.289.07	6.19E + 04	N/A	N/A
Contact fatigue [cycles]	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	2.90E + 06	2.41E + 06	1.94E + 06
Wear [cycles]	1.66E + 06	1.60E + 06	1.55E + 06	1.49E + 06	1.45E + 06	1.41E + 06	1.37E + 06	1.33E + 06	1.25E + 06	1.19E + 06	1.13E + 06
W_0 [m/s]	30,000	32,500	35,000	37,500	40,000	45,000	55,000	65,000	75,000	85,000	95,000
S_w/S_f	0.35	0.38	0.40	0.43	0.46	0.52	0.64	0.75	0.87	0.98	1.10
S_w/S_c	0.87	0.91	0.94	0.98	1.01	1.07	1.18	1.28	1.38	1.47	1.55
Bulk temperature [°C]	167.71	180.04	192.39	204.76	217.14	241.97	291.79	341.83	392.07	442.48	493.06
Surface temp. [°C]	187.64	201.23	214.82	228.41	242.00	269.18	323.54	377.95	432.41	486.92	541.49
Root fatigue [cycles]	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Contact fatigue [cycles]	1.49E + 06	1.06E + 06	6.52E + 05	2.54E + 05	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
Wear [cycles]	1.08E + 06	1.04E + 06	9.98E + 05	9.63E + 05	9.32E + 05	876,546	789,726	723,895	671,778	629,200	593,572

Bold results represent the damage mode according to load conditions.

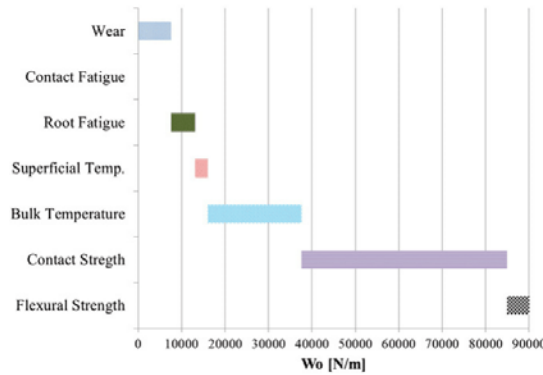


Fig. 12. Damage mode as a function of the normal load.

previously cited authors use the root stresses as a reference for the number of cycles for the gear file and the damage mode. It is preferable to use the actual stress by the strength as a reference because it is a generalization and provides an estimate of how much stress the root can support. With this simulation tool is possible to refine specific ranges for further study. Fig. 13 shows the root fatigue life and wear life in detail.

The change in the failure occurred at 7.91% of the flexural strength in the tooth root. Interesting that after this point, the gear degradation rate is faster with an increase in the normal load. Just before this point the gear lost $1.51E + 5$ cycles for an extra increase of 500 N/m on the normal load. In contrast for the same increase in the normal load the number of cycles decreases by $6.32E + 5$. This means the loss of gear life with the normal load is around $4 \times$ times faster when the root fatigue mode is dominant over the wear characterizing a local optimal. In other words, a gear that operates in the range of normal load should have the geometric and material properties adjusted to fail by wear.

10. Conclusions

The simulation of plastic gear meshing and damage is complex but important to correctly dimension gears for an application with the understanding of how the gear will deteriorate until final failure.

The model used in this study considers the complexity of gear meshing phenomena combined with the specific gear material properties and application particularities to obtain the anticipated critical failure and maintenance points. In this article, different branches of the plastic gear damaging problem were reviewed, and a toolbox was developed to be used together with a FEA and Matlab software to enable a designer to accurately forecast the behavior of plastic gears.

The importance of the degree of extension of the actual contact is characterized by a greater distribution of the load between several pairs of teeth, thus reducing the transmitted normal load and decreasing the frictional force and frictional heat, in addition to having a concentrated distribution. The FEA analysis and analytical equations demonstrated that the normal load on the gear tooth has a major impact on the damaging modes.

At low levels of transmitted force, a pair of gears made of tribologically incompatible materials (such as POM/POM) will often fail due to material wear because the stresses are low and the temperature rise is also low. As the transmitted force increases, there is a tendency for the plastic gear to fail due to root fatigue.

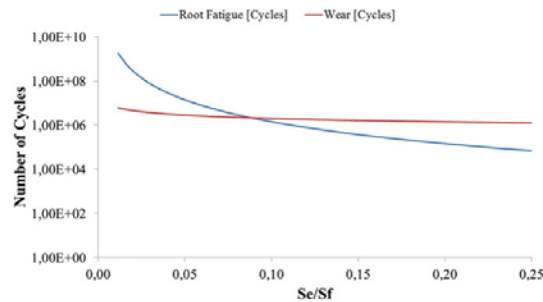


Fig. 13. Detail of root fatigue and wear life.

The relative optimal functioning point of this gear is the gear root. At 7.91% of the flexural strength, it supports the maximum normal load with the minimal relative decrease in performance. The gear main damage mode tends to change from wear to other modes with an increasing transmitted force. When wear is the main cause of gear failure, the gear life can be extended by using a lubricant, such as grease or oil. The same action will have secondary benefits as working temperature is reduced.

Because damage modes were identified with the load transmitted, the last damage modes before a static failure of the gear tooth are thermal modes. In this case, a preventive action can also be taken, such as increasing the air convection or using lubrication. However, if static failures modes are present, this represents real limits of plastic gears, and the recommended action is to replace the plastic gears with more common materials, such as metals. With this strategy of damage modeling, the results will enable the designer to skip many steps of the decisions based on the field of plastic gear applicability.

Although the combination of various equations and literature datasets imposes some limits on the model utilization, this strategy demonstrates significant progress for plastic gear damage modeling because all major factors of plastic gear functioning and damage are observed. The simulation allows researchers to obtain multiple measurements points at reasonable cost and within a shorter period that otherwise would be impracticable. Using this tool can optimize the use of plastic gears, increase the safety of the system and reduce the total cost of ownership during the lifetime due to proper planning. The damage mode evolution of different material pair matching should be considered for future studies.

Acknowledgments

The authors would like to acknowledge the financial support of the Natural Sciences and Engineering Research Council (NSERC) of Canada.

References

- [1] A. Thirugnanam, J. Sathish, L. Rakesh, Contact analysis of spur gear using composite material (NYLO CAST), *Middle-East J. Sci. Res.* 13 (2014) 1661–1662.
- [2] K. Mao, W. Li, C. Hooke, D. Walton, Friction and wear behaviour of acetal and nylon gears, *Wear* 267 (2009) 639–645.
- [3] N.M. Mehat, S. Kamaruddin, A.R. Othman, A study of hybrid optimization of injection moulding process parameters for plastic gear, *Adv. Mater. Res.* 591 (2012) 2135–2138.
- [4] S. Senthilvelan, R. Gnanamoorthy, Condition monitoring of nylon and glass filled nylon gears. *Proceedings 11th National Conference on Machines and Mechanics*, 2003 278.
- [5] H. Yelle, D. Koffi, R. Guilbault, Comportement à l'usure et à l'échauffement des engrenages en plastique en fonction des matériaux de la paire, *World congress on gearing and power transmission 1999*, pp. 713–722.
- [6] K. Dearn, T. Hoskins, D. Petrov, S. Reynolds, R. Banks, Applications of dry film lubricants for polymer gears, *Wear* 298 (2013) 99–108.
- [7] Koffi D. Étude du comportement thermique des engrenages cylindriques droits en plastique, Thesis (Ph. D.)—École Polytechnique; 1988.
- [8] K. Mao, A new approach for polymer composite gear design, *Wear* 262 (2007) 432–441.
- [9] G. Srinath, R. Gnanamoorthy, Effect of short fibre reinforcement on the friction and wear behaviour of nylon 66, *Appl. Compos. Mater.* 12 (2005) 369–383.
- [10] D. Koffi, H. Yelle, R. Guilbault, Influence du rapport de conduite et de la géométrie de denture sur le comportement à l'échauffement et à l'usure des engrenages en plastique, *Bulletin-Institut de l'engrenage et des transmissions*, 116 2000, pp. 16–50.
- [11] C. Hooke, K. Mao, D. Walton, A. Breeds, S. Kukureka, Measurement and prediction of the surface temperature in polymer gears and its relationship to gear wear, *J. Tribol.* 115 (1993) 119–124.
- [12] E. Cornelius, I. Budich, Investigation of Gears of Acetal Resins, *Konstruktion* 22 (1970) 103–116.
- [13] D. Koffi, H. Yelle, R. Gauvin, The theory of machines and mechanisms: proceedings of the 7th World Congress, 17–22 September 1987, Sevilla, Spain, Pergamon Press, 1987 1289.
- [14] H. Yelle, D. Burns, Root bending fatigue strength of acetal spur gears—a design approach to allow for load sharing, Pre-sented at AGMA Fall Technical Meeting, 1981.
- [15] D. Koffi, R. Gauvin, H. Yelle, Heat generation in thermoplastic spur gears, *J. Mech. Des.* 107 (1985) 31–36.
- [16] H. Yelle, Design of thermoplastic gears with an involute tooth profile Thesis (Ph. D.) University of Waterloo, 1977.
- [17] S. Senthilvelan, R. Gnanamoorthy, Damage mechanisms in injection molded unreinforced, glass and carbon reinforced nylon 66 spur gears, *Appl. Compos. Mater.* 11 (2004) 377–397.
- [18] K. Mao, W. Li, C. Hooke, D. Walton, Polymer gear surface thermal wear and its performance prediction, *Tribol. Int.* 43 (2010) 433–439.
- [19] P. Fernandes, Tooth bending fatigue failures in gears, *Eng. Fail. Anal.* 3 (1996) 219–225.
- [20] S. Lalonde, Modélisation de la propagation des fissures dans les engrenages par la méthode des éléments de frontières, Mémoire de maîtrise, École de technologie supérieure, 2008.
- [21] M. Guagliano, E. Riva, M. Guidetti, Contact fatigue failure analysis of shot-peened gears, *Eng. Fail. Anal.* 9 (2002) 147–158.
- [22] P. Fernandes, C. McDuling, Surface contact fatigue failures in gears, *Eng. Fail. Anal.* 4 (1997) 99–107.
- [23] S. Andersson, B. Eriksson, Prediction of the sliding wear of spur gears, *Proceedings of NORDTRIB*, 90, 1990.
- [24] A. Breeds, S. Kukureka, K. Mao, D. Walton, C. Hooke, Wear behaviour of acetal gear pairs, *Wear* 166 (1993) 85–91.
- [25] G. Bongiovanni, M. Clerico, Understanding plastic wear, *Mod. Plast.* 44 (1967) 126–202.
- [26] British standard B. 6168, Specification for non-metallic spur gears, British Standards Institution, London, 1987.
- [27] Polypenco PGD. Polypenco Corporation. USA; 1985.
- [28] ESDU, Design of parallel axis straight spur and helical non-metallic gears—choice of material and load capacity, 1977.
- [29] Ingenieur VD., Thermoplastic gear wheels:cylindrical gears: calculation of the load-carrying capacity(Düsseldorf) 2013.
- [30] S. Nakamura, R. Lakes, Finite element analysis of Saint-Venant end effects in micropolar elastic solids, *Eng. Comput.* 12 (1995) 571–587.
- [31] T. Hoskins, K. Dearn, Y. Chen, S. Kukureka, The wear of PEEK in rolling-sliding contact—simulation of polymer gear applications, *Wear* 309 (2014) 35–42.
- [32] H. Yelle, D. Koffi, R. Gauvin, M. Ghamraoui, Effet du matériau du pignon sur les performances d'un engrenage en plastique, 2e Congrès Mondial des Engrenages 1986, pp. 59–68 (2).
- [33] K. Hall, H. Alvord, Progress Reports on Evaluation of Zytel and Delrin as Gear Materials, Engineering Research Institute, Ann Arbor, Mich., 1964 1968.
- [34] Y. Uchiyama, Friction and wear of plastics, *Netsu Kokasei Jushi (J Thermosetting Plast, Jpn)*, 10 1989, pp. 10–24.
- [35] N. Tsukamoto, H. Maruyama, T. Taki, N. Nishida, A study on strength design methods for plastic gears. Estimation of operation life of plastic gears in elevated-temperature environment, *JSME international journal Ser 3, vibration, control engineering, engineering for industry*, 34 1991, pp. 121–126.
- [36] A.-D. Lin, J.-H. Kuang, Dynamic interaction between contact loads and tooth wear of engaged plastic gear pairs, *Int. J. Mech. Sci.* 50 (2008) 205–213.
- [37] S. Pehan, T.K. Hellen, J. Flaker, S. Glodež, Numerical methods for determining stress intensity factors vs crack depth in gear tooth roots, *Int. J. Fatigue* 19 (1997) 677–685.
- [38] S. Glodež, M. Sraml, J. Kramberger, A computational model for determination of service life of gears, *Int. J. Fatigue* 24 (2002) 1013–1020.
- [39] S. Podrug, D. Jelaska, S. Glodež, Influence of different load models on gear crack path shapes and fatigue lives, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 31 (2008) 327–339.

- [40] D.G. Lewicki, L. Spievak, P. Wawrzynek, A. Ingrassia, R. Handschuh, Consideration of moving tooth load in gear crack propagation predictions, *Gear Technol.* 19 (2002) 14–21.
- [41] N. Patir, H. Cheng, Prediction of the bulk temperature in spur gears based on finite element temperature analysis, *ASLE Trans.* 22 (1979) 25–36.
- [42] Y.N. Drozdov, Thermal aspects of scoring in simultaneous rolling and sliding contact, *Wear* 20 (1972) 201–209.
- [43] D. Koffi, H. Yelle, F. Renaudon, Étude théorique du bris thermique généralisé des engrenages à dentures droites en plastique, *World congress on gearing and power transmission 1999*, pp. 723–734.
- [44] K. Mao, A numerical method for polymer composite gear flash temperature prediction, *Wear* 262 (2007) 1321–1329.
- [45] G.M. Maitra, *Handbook of gear design*, Tata McGraw-Hill Education, 1994.
- [46] S. Senthilvelan, R. Gnanamoorthy, Effect of rotational speed on the performance of unreinforced and glass fiber reinforced Nylon 6 spur gears, *Mater. Des.* 28 (2007) 765–772.
- [47] L.E. Alban, *Systematic analysis of gear failures*, ASM International, 1985.
- [48] M.A. Miner, Cumulative damage in fatigue, *J. Appl. Mech.* 12 (1945) 159–164.
- [49] M. Lashkari, *Cosmos/M User Guide. Volume II release. 1992* 1.
- [50] A. Risitano, G. Risitano, Cumulative damage evaluation in multiple cycle fatigue tests taking into account energy parameters, *Int. J. Fatigue* 48 (2013) 214–222.
- [51] A. Fatemi, L. Yang, Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials, *Int. J. Fatigue* 20 (1998) 9–34.
- [52] S. Tekeste, *Finite Element Based Surface Fatigue Estimation in Involute Spur Gear under Rolling Sliding Contact Conditions*: Addis Ababa University, 2011.
- [53] B. Alfredsson, *A study on contact fatigue mechanisms*, 2000.
- [54] F. Sadeghi, B. Jalalahmadi, T.S. Slack, N. Raju, N.K. Arakere, A review of rolling contact fatigue, *J. Tribol.* 131 (2009) 041403.
- [55] D.F. Charles, R. Gnanamoorthy, P. Ravindran, Rolling contact fatigue behavior of polyamide clay reinforced nanocomposite—effect of load and speed, *Wear* 269 (2010) 565–571.
- [56] A. Kahraman, H. Ding, *Wear in gears*, *Encyclopedia of Tribology*, Springer 2013, pp. 3993–4001.
- [57] A. Flodin, S. Andersson, Simulation of mild wear in spur gears, *Wear* 207 (1997) 16–23.
- [58] J. Archard, Contact and rubbing of flat surfaces, *J. Appl. Phys.* 24 (1953) 981–988.
- [59] J. Williams, Wear modelling: analytical, computational and mapping: a continuum mechanics approach, *Wear* 225 (1999) 1–17.
- [60] C. Hooke, S. Kukureka, P. Liao, M. Rao, Y. Chen, Wear and friction of nylon-glass fibre composites in non-conformal contact under combined rolling and sliding, *Wear* 197 (1996) 115–122.
- [61] R. Yakut, H. Düzcükoğlu, M. Demirci, The load capacity of PC/ABS spur gears and investigation of gear damage, *Arch. Mater. Sci.* 42 (2009) 42.
- [62] J. Lancaster, Estimation of the limiting PV relationships for thermoplastic bearing materials, *Tribology* 4 (1971) 82–86.

CHAPITRE V - CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

Nous voici arrivés à la fin de la thèse. Nous allons présenter les conclusions ainsi que les limitations et suggérerons les perspectives d'étude. Comme le travail a été très vaste, nous avons obtenu plusieurs conclusions que nous avons divisées en deux volets distincts : un premier volet se concentrera sur les matériaux développés au long de cette thèse ; le second volet rassemblera les conclusions que nous avons pu obtenir de l'étude de simulation de l'endommagement de l'engrenage plastique. La dernière partie de la conclusion exposera les limitations du travail réalisé ainsi que les perspectives pour des recherches futures.

V.1 Conclusions – Partie matériaux développés

Dans ce travail, nous avons développé différents matériaux biocomposites en mélangeant des fibres naturelles de l'industrie papetière (bouleau) et une matrice thermoplastique basée sur le PE à différents poids de fibres. Nous avons obtenu une amélioration du module d'élasticité et de la résistance à la rupture, pour un poids plus élevé de fibres. Le protocole de fabrication utilisé dans ce travail démontre une excellente reproductibilité de la mesure avec un faible écart type.

Des essais de traction monotone et de flexion 3 points ont été menés pour caractériser les propriétés mécaniques et l'évolution des mécanismes d'endommagement en utilisant un équipement d'ÉA. Les résultats des propriétés mécaniques ont montré que le NPE a une

meilleure interaction avec les fibres naturelles et une amélioration remarquable des propriétés mécaniques, surtout quand on a ajouté un AC.

Nous avons aussi procédé à d'autres tests, comme celui de cycles de charge-décharge et de fluage. Ce fut très intéressant d'observer qu'au cours des essais de charge-décharge, les composites ont suivi les courbes originales de traction monotone. Du point de vue mécanique, cela indique que la structure du composite n'est pas soumise à un durcissement ni à un ramollissement significatif lors de l'essai cyclique.

Lors de l'application des premiers cycles de chargement, les composites se comportent comme un matériau homogène, avec les fibres et la matrice ayant la même déformation. Cependant, au-dessus d'une certaine limite, en raison des grandes différences dans les modules de Young, des forces de cisaillement s'accumulent dans l'interface matrice-fibre. En raison des propriétés mécaniques similaires des plastiques de base (PE normal et écologique), ce phénomène se produit au même niveau de déformation, soit environ 2,5 % de déformation, indépendamment de la matrice utilisée ou du taux de fibres.

Après que des endommagements mécaniques ont eu lieu, l'évolution des micro-événements internes a été observée en utilisant l'EA pour évaluer l'état de l'endommagement dans le matériau avec une analyse mécanique de la chute de la rigidité. Il est possible de noter une évolution du comportement des matériaux sur la forme des phases et ceci a été documenté en utilisant l'énergie acoustique comme paramètre. Un problème rencontré est qu'une analyse de la participation de chaque mode d'endommagement est seulement possible s'il y a une méthode claire pour définir chaque mode.

Dans cette thèse, la cartographie des modes d'endommagement a été obtenue en utilisant un réseau neuronal artificiel de KSOM, en tenant compte des informations de la salve acoustique, telles que le nombre de coups, la durée et l'amplitude.

L'endommagement a été mesuré en utilisant le paramètre d'énergie AE. Au cours de l'essai de traction, les composites de LLDPE, HDPE et NPE présentent quatre phases. Les différences les plus notables sont la durée de la quatrième phase. Cette phase est caractérisée par de nombreux événements ÉA causés par l'évolution de la déformation plastique. Les composites utilisant un NPE comme base ont eu une rupture plus soudaine.

L'identification des modes d'endommagement en ÉA a indiqué que la participation à la décohésion dans l'endommagement de spécimens a été réduite par l'utilisation d'un AC. Il a été conclu que la participation des modes d'endommagement dépend du matériau, du test lui-même et en particulier, de la présence d'un AC qui améliore l'adhérence fibre/matrice. L'AC couramment utilisé pour le PE ordinaire a la même efficacité lorsqu'il est utilisé avec NPE. Ceci constitue une importante découverte.

Les modes de dommages ont été identifiés à l'aide d'un algorithme de logique floue, car la carte de mode d'endommagement pour ces matériaux a déjà été définie à l'aide de l'algorithme de réseau de neurones KSOM. En comparant les résultats mécaniques avec les résultats d'ÉA, l'addition de l'AC a sensiblement réduit le taux d'endommagement mécanique lu par l'outil d'ÉA. En outre, au cours des essais de charge-décharge, les composites verts se sont avérés beaucoup plus fragiles et plus susceptibles de subir une défaillance finale de manière soudaine. Le nombre faible des salves lues avant la rupture est encore une indication que la matière était très fragile.

L'addition de l'AC dans un biocomposite diminue aussi l'intensité de l'effet Felicity, mais n'élimine pas totalement son apparition. Par contre, dans le cas des composites verts, l'ajout d'un AC a eu un effet extrêmement bénéfique parce que l'effet Kaiser était dominant et la présence de l'effet Felicity a été négligeable. Dans l'ensemble, l'ajout de AC stabilise les structures composites, comme en témoigne le fait que les composites avec un AC ont supporté un niveau beaucoup plus élevé d'endommagement mécanique avant la rupture complète. Aussi, le nombre proportionnel des événements de décohésion a beaucoup diminué avec l'AC confirmant ainsi son efficacité.

Pendant les essais de fluage, l'utilisation d'un AC a permis d'éviter la progression vers de nouvelles phases d'endommagement dans tous les composites. Ceci a été constaté à l'aide de l'algorithme d'identification des modes en évaluant les valeurs des résultants des modes de microfissuration et de friction matrice/matrice qui se sont montrées beaucoup plus constantes au long du test. Le changement dans le comportement de l'activité en ÉA signifie que l'AC a été efficace pour empêcher le déclenchement d'un nouveau mécanisme d'endommagement interne supplémentaire, et ceci parce que la matrice et les fibres sont mieux liées, ce qui a neutralisé les dislocations internes. Cette découverte est renforcée par le fait que, dans tous les cas, l'effet proportionnel de la décohésion a diminué, ce qui signifie que l'AC a été efficace, en particulier dans le cas du composite vert.

Les résultats de l'analyse mécanique et de l'ÉA ont été validés à l'aide des images MEB de la surface fracturée. Ces résultats ont montré que les fibres sont mieux ancrées dans la matrice lors de l'addition d'un AC. Il est intéressant de remarquer que l'image de la surface fracturée du biocomposite contenait beaucoup plus de déformations, ce qu'explique l'activité substantielle d'ÉA pendant l'essai.

Les résultats nous permettent de conclure que malgré les excellentes propriétés mécaniques en statique des composites verts associés à d'autres avantages écologiques qu'ils procurent, leur application à long terme doit être faite avec soin parce que des composites bio et verts avec des propriétés statiques similaires présentent différents processus d'endommagement dans les tests, surtout lors des essais comme les cycles de charge-décharge et les essais de fluage. L'équipement d'ÉA pourrait être utilisé pour vérifier la structure à long terme en ce qui concerne le fluage afin de prédire quand un remplacement est nécessaire et d'éviter les défaillances catastrophiques.

La participation de chaque mode dans la défaillance finale a été évaluée. Les résultats indiquent que la teneur en fibres joue un rôle primordial dans l'endommagement des composites. Cette constatation a été soutenue par des images MEB de la face fracturée.

Les résultats de cette étude sont convaincants et ont été confirmés de façon indépendante par des images MEB de la face fracturée des spécimens, qui a aussi révélé les principales causes de défaillance du matériau. Le choix d'un matériau composite pour une application particulière doit être judicieux et doit tenir compte non seulement des propriétés mécaniques, qui peuvent être semblables pour différents matériaux de base dans un composite, mais aussi des différents processus d'endommagement et leur importance relative. Nous avons démontré que des composites similaires peuvent avoir des processus d'endommagement complètement différents et ceci a des implications très importantes dans l'optique des applications de longue durée de ces matériaux.

V.2 Conclusions - Volet engrenage

Concernant le volet simulation de l'engrenage en plastique et son endommagement, le modèle utilisé dans cette étude a pris en compte la complexité des phénomènes d'engrènement combinée aux propriétés spécifiques des matériaux d'engrenage et les particularités de l'application pour obtenir les points de défaillance et d'entretien critiques de manière anticipée. Dans cette thèse, les différents aspects du problème de l'endommagement de l'engrenage en plastique ont été examinés, et une boîte à outils a été développée pour être utilisée en conjonction avec un logiciel d'éléments finis et Matlab de façon à permettre à un concepteur de prévoir le comportement des engrenages en plastique.

L'analyse par éléments finis et des équations analytiques ont démontré que la charge normale sur la dent d'engrenage a un impact majeur sur les modes d'endommagement. Par exemple, à de faibles niveaux de force transmise, une paire de roues dentées faite de matériaux tribologiques incompatibles aura comme cause finale de la défaillance l'usure du matériau, car les contraintes sont faibles et l'augmentation de la température est également faible. Avec l'augmentation de la force transmise, le mode d'endommagement de fatigue à la racine de la dent devient plus important jusqu'à devenir la cause principale de la défaillance de l'engrenage.

Grâce à cet outil de modélisation, nous avons pu vérifier de point optimal local de charge transmise par diminution dans la vie attendue de l'engrenage. Par exemple, un point local est la transition entre le mode d'usure et la fatigue à la racine. Le mode d'usure dans ce cas testé est peu sensible aux augmentations de charge transmise, ainsi la valeur de la charge transmise peut être augmentée avec une faible perte au niveau de la durée de vie. Ceci est vrai

jusqu'à ce que le mode de défaillance par fatigue à la racine de la dent devienne le mode dominant. Donc, à la transition des deux modes vers le mode dominant, il y a un point optimal.

L'augmentation de la charge transmise a une forte influence sur le mode d'endommagement dominant. Savoir prédire quel mode sera le dominant est très important, car d'autres possibilités pour prolonger davantage la vie de l'engrenage peuvent être envisagées. Par exemple, si nous savons que l'engrenage aura pour mode de défaillance l'usure, il serait fortement recommandé de penser à une utilisation avec un lubrifiant. Par contre, si le mode dominant est la fatigue à la racine, cette solution aura peu d'effet. Si le mode dominant est la défaillance thermique, des trous de refroidissement ont la possibilité de prolonger de manière substantielle la vie de l'engrenage, mais pour tout autre type de défaillance cette solution aura un effet neutre ou négatif (perte de résistance mécanique).

Nous avons évalué les modes de défaillance avec la charge transmise; les derniers modes d'endommagement sont, bien sûr, les limites statiques de la dent. Si les modes de défaillances statiques sont identifiées comme les modes limitants, il est recommandé d'envisager de choisir un autre matériau pour l'application ou de renforcer le même, par exemple, en augmentant davantage le taux de fibres et en utilisant un AC. Toutes ces possibilités pourront maintenant être évaluées par un concepteur et l'aider dans sa prise de décision sur les paramètres et la faisabilité de l'application de l'engrenage en plastique grâce à la boîte à outils que nous avons développée. Bien que la combinaison de différentes équations et des ensembles de données de la littérature impose certaines limites à l'utilisation du modèle, cette stratégie démontre des progrès significatifs pour la modélisation de l'endommagement en engrenage plastique parce que tous les principaux facteurs de fonctionnement et d'endommagement sont observés. En utilisant correctement cet outil de dimensionnement, les

résultats permettront au concepteur de sauter plusieurs étapes des décisions basées sur l'application d'engrenage en plastique et même de savoir si elle constitue en fait la meilleure option.

En outre l'outil permettra d'accroître la sécurité du système et de réduire le coût total de possession au cours de la durée de vie grâce à une bonne planification de l'utilisation des engrenages en plastique. D'autres avantages de cet outil sont de permettre aux chercheurs d'obtenir de multiples points d'analyse à un coût raisonnable et dans un délai plus court.

Dans cette thèse, nous avons aussi évalué les changements des propriétés mécaniques et de température de fonctionnement causés par des orifices de refroidissement spécialement conçus sur la dent d'engrenage. Ceci a été fait grâce à une simulation thermomécanique de l'engrenage selon plusieurs configurations, certaines connues de la littérature et d'autres des innovations proposées par nous. La diminution de la température a été analysée dans plusieurs configurations de géométrie de refroidissement en gardant les mêmes paramètres de simulation.

Les résultats ont été analysés et comparés en utilisant des méthodes numériques. Les paramètres de simulation prennent en compte les particularités d'engrenages en plastique, car nous avons conçu une boîte à outils Matlab pour générer les paramètres de simulation. Nous avons analysé la température et les comportements mécaniques des cinq configurations : la dent en son format original, une dent avec un trou de refroidissement axial, une dent avec des trous de refroidissement axiaux et radiaux, une dent avec un trou axial taraudé, et une dent avec des trous taraudés axiaux et radiaux pour le refroidissement.

L'utilisation de la nouvelle solution proposée (trou taraudé au lieu de trous de refroidissement simples) apporte toujours un meilleur compromis selon nos résultats. Dans le

cas des configurations où seulement des trous axiaux sont utilisés, l'utilisation de trous taraudés améliore le compromis de $0,17 \text{ mm}/^\circ\text{C}$ (augmentation de la déformation par baisse dans la température de fonctionnement de la dent) dans le déplacement et $2,17 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$ (augmentation de la valeur des contraintes concentrées par baisse dans la température de fonctionnement de la dent) dans l'analyse de compromis par rapport aux contraintes. Lorsque des trous axiaux et des trous radiaux sont utilisés, l'utilisation de trous taraudés au lieu des trous simples peut améliorer le compromis de déplacement de la dent de $0,30 \text{ mm}/^\circ\text{C}$ et des contraintes de $1,92 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$. En raison de leur forme, l'application de trous taraudés de refroidissement sera bénéfique pour une dent d'engrenage en matière plastique, car elle diminue sensiblement la température de fonctionnement maximale tout en augmentant modérément la flexion de la dent et avec seulement une légère augmentation de la contrainte maximale par rapport à la solution conventionnelle. La combinaison de ces facteurs fait des dents avec des trous de refroidissement taraudés la meilleure option pour augmenter la portée de l'opérabilité des engrenages en plastique. Cette option a également des avantages de coûts, car elle peut diminuer le nombre de trous de refroidissement requis, ce qui réduit les opérations d'usinage pour chaque dent et, à grande échelle, entraînera probablement des économies substantielles de temps et d'argent.

V.3 Limitations de l'étude et perspectives

La formulation présentée ici, bien que très générale, comporte quelques limitations. Parce que les plastiques ont une large gamme de propriétés mécaniques, les équations utilisées pour la génération de la chaleur ne sont valables que pour deux engrenages en plastique dont les modules varient entre 0,480 GPa (70.000 lb/po²) et 2,4 GPa (350 000 lb/po²) (Koffi 1988). Une autre limitation concerne les données de fatigue disponibles pour ces matériaux. Nous avons utilisé les données sur la fatigue de la littérature sur des engrenages de $m = 2$ mm et $N = 17$. Il est recommandé de maintenir le même rapport module/nombre de dents, sinon le facteur de forme peut avoir une influence significative sur les résultats. D'autres résultats obtenus sur des échantillons peuvent être utilisés, mais il est important de vérifier le coefficient de forme pour les engrenages afin de voir si la géométrie de l'engrenage présente un effet sur la vie en fatigue.

En plus, à un certain moment, les modes d'endommagement d'engrenage en plastique commencent à produire de la synergie d'endommagement entre eux, de sorte qu'ils ne peuvent pas être considérés comme des modes isolés. Par exemple, la température trop élevée augmente le taux d'usure, et la perte du profil de la dent causée par l'usure augmente le taux de la chaleur de friction produite.

Nous avons contourné cette limitation en nous basant sur les résultats de plusieurs auteurs (Senthilvelan and Gnanamoorthy 2004, Mao 2007, Lin and Kuang 2008, Mao, Li et al. 2009, Yakut, Düzcükoğlu et al. 2009) qui ont trouvé un point dans leurs essais où l'état d'endommagement change sa forme de façon dramatique et augmente rapidement le taux

d'endommagement. Nous avons appelé ces deux phases la « phase légère » (les modes d'endommagement peuvent être considérés comme séparés) et la « phase sévère » d'endommagement (les modes d'endommagement interagissent les uns avec les autres).

Dans nos considérations et selon ce qui a été démontré par Breeds, Kukureka et al. (1993), ce point de passage de phases correspond au couple où la température maximale de surface atteint le point de fusion du matériau. Si la température instantanée (flash) fait fondre le matériau, elle modifie sensiblement la forme développante, et les modes de dommages secondaires se produisent. La même chose peut être observée si l'usure sur le profil des dents est importante. Le point où l'usure modifie le comportement de la dent est souvent considéré comme 1,0 mm de profondeur (Breeds, Kukureka et al. 1993, Mao 2007).

En somme, dans nos considérations, si à tout moment la température du matériau ne devient pas supérieure à la température de fusion et la forme développante n'est pas trop altérée, il y a une faible interaction entre les modes, et ils peuvent être traités comme distincts appartenant à la « phase d'endommagement léger ». Alors, le modèle proposé considère l'existence d'un échec s'il y a fusion ponctuelle du matériau ou une usure excessive même si, en réalité, l'engin peut encore fonctionner pendant plusieurs cycles après ce point, mais avec une interaction supplémentaire entre les modes. En effet, notre modèle s'adresse à la phase « légère » seulement, la phase « sévère » doit faire l'objet d'une autre étude postérieure.

Un autre élément limitant de la méthode proposée est que le modèle ne tient pas compte de la variation des propriétés des matériaux avec la température, ce qui est, dans la majorité des cas, une considération raisonnable dans la zone d'endommagement « léger ». De nombreux modèles thermiques d'engrenages en plastique ont été construits en utilisant une approche similaire avec des résultats acceptables (Koffi, Gauvin et al. 1985, Koffi, Yelle et al. 1999,

Mao 2007). Cette considération permet au logiciel d'augmenter considérablement la vitesse de calcul, afin d'obtenir des résultats dans un délai de temps raisonnable. Cependant, nous croyons que ce point mérite une attention particulière parce que des divergences spécifiques des résultats peuvent être introduits à cause de cette approximation dans certains cas et son effet doit être étudié plus en profondeur, surtout pour des matériaux nouveaux où il n'y a pas une grande expérience d'utilisation pratique.

Au moment de la rédaction de cette thèse, nous n'avons pas pu réaliser des essais thermiques et de tribologie. Ces essais seraient importants pour compléter le modèle d'endommagement développé dans le cadre de cette thèse. Une fois ces caractérisations soient réalisées, le modèle pourra être complètement validé avec les essais expérimentaux des engrenages en utilisant les matériaux ici développés. Nous rappelons que notre modèle a été validé pour le nylon. Celui-ci a des propriétés mécaniques très proches des matériaux développés ce qui, en théorie, indique que le modèle peut être appliqué aux engrenages écologiques sans grandes inquiétudes. Nous voudrions rappeler que les matériaux écologiques que nous avons élaborés dans cette thèse, même si nous en avons analysé de nombreuses caractéristiques, en comportent encore beaucoup qui restent à étudier. Par exemple, une fois que les courbes de fatigue seront complètement définies (ainsi que le taux d'usure, la conductivité thermique, la chaleur spécifique, et d'autres), alors le modèle théorique pourra être utilisé à la place de l'approximation expérimentale proposée en termes de P et V de l'engrènement. Nous croyons que ce travail constituera la prochaine étape à suivre : le modèle numérique développé constitue une base solide qui doit être affiné pour chaque cas. Par contre il demande un grand nombre de variables à déterminer, pour nos matériaux et de la même façon pour d'autres matériaux qui sont disponibles ou seront disponibles dans l'avenir. Nous rappelons que l'UQTR (et sa région proche) dispose aujourd'hui d'une grande quantité

d'équipements capables de mesurer des caractéristiques spécifiques des matériaux. Par contre, pas tous les équipements nécessaires pour une caractérisation complète ne sont disponibles, ce qui constitue un facteur limitant.

Nous espérons dans un travail futur équiper nos modèles avec des bases de données fiables pour chaque matériau et en ajouter plus au fur et à mesure que des innovations dans le champ des matériaux se montrent disponibles. Par exemple, Braskem est maintenant en train de travailler sur le lancement du PP biosourcé (Kersh 2013). Ce nouveau matériau peut servir potentiellement de base pour de nouveaux composites verts adéquats aux engrenages. Une fois qu'une base des données sur l'outil développé aura été construite, il nous suffira de rentrer seulement les principaux paramètres de fonctionnement de notre paire d'engrenages et, à travers la simulation, le programme pourra sélectionner les meilleures configurations possibles. En plus, il serait possible d'ajouter un complément écologique qui indiquerait l'impact environnemental de la paire d'engrenages souhaitée. Les coûts de chaque option pourraient aussi être importés sur la base du prix par masse de chaque matériau. Ainsi, dans le futur, nous pouvons avoir un outil qui optimise une paire d'engrenages de base plastique par rapport à la durée de vie, au coût et à l'empreinte écologique. Nous aurions ainsi la paire d'engrenages idéale pour chaque situation spécifique tout en tenant compte de tous les aspects plus importants de l'application d'engrenages.

L'utilisation d'un système de transmission sans fil par émission acoustique devrait être aussi considérée pour une application à un couple d'engrenages tournants afin de détecter avec plus de précision les modes d'endommagement internes du matériau. Aussi, les domaines des modes d'endommagement déterminés dans cette thèse doivent être considérés pour les futurs essais en fatigue sur les matériaux composites écologiques. Nous devons aussi vérifier si les

plages définies pour nos matériaux s'appliquent à d'autres matériaux écologiques. Pour les études futures, il serait préférable d'effectuer des essais de fatigue comparative sur ces matériaux. L'analyse fréquentielle des processus de dommages utilisant l'AE serait également souhaitable.

ANNEXE A :

FORCES DE L'ENGRÈNEMENT

L'image ci-dessous représente une paire d'engrenages où un couple C est transmis de l'engrenage menant à l'engrenage mené :

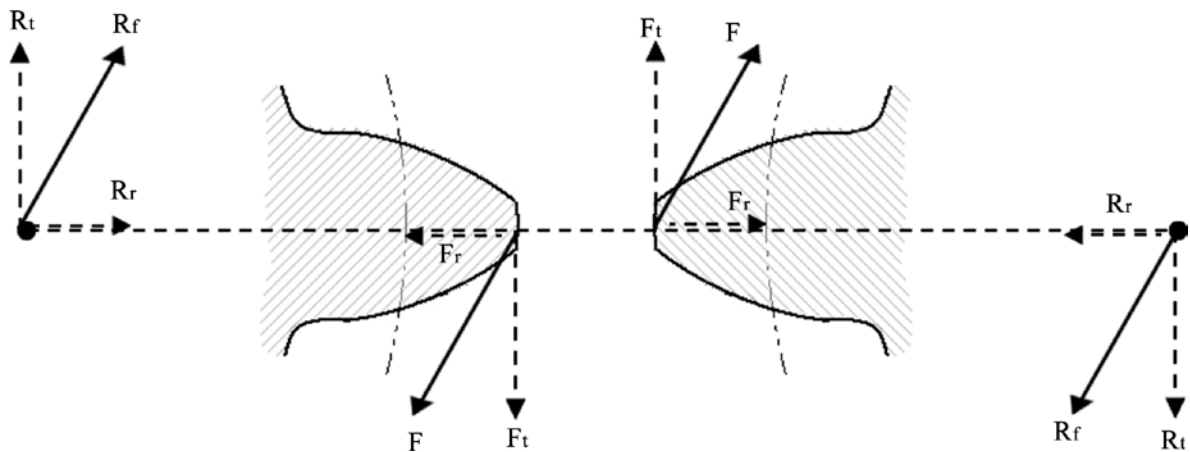


Figure A-1. Forces sur l'engrenage menant et mené lors de l'engrènement.

Sur le point primitif, l'unique force transmise, en excluant le frottement, est la force F qui agit sur le long de la ligne d'action. Cette force peut être décomposée dans ses deux composantes, Fr qui agit dans la direction radiale, et Ft qui agit dans la direction tangentielle. La force Ft peut être calculée par :

$$F_t = \frac{C}{R} = \frac{2C}{D} = \frac{2P C}{Z} \quad (\text{A-1})$$

Où :

C = couple appliqué sur l'axe de l'engrenage menant,

R = rayon du point primitif,

D = diamètre primitif,

Z = nombre de dents et

P = pas diamétral.

La composante tangentielle F_t est défini par :

$$F_t = F_r \tan \theta \quad (\text{A-2})$$

Alors, la force résultante est :

$$F = \frac{F_t}{\cos \theta} \quad (\text{A-3})$$

La force de réaction R_f et ses composantes radiale et tangentielle ont le même module avec des sens opposés aux forces directes. Donc, les forces sur l'engrenage menant sont les mêmes que sur l'engrenage mené.

Selon le facteur d'engrènement, la dent peut recevoir toute la charge transmise sur tout point en allant de la tête jusqu'à la proximité de la racine (dedendum). Évidemment, le cas le plus critique est celui de la force F qui agit sur la région de l'addendum (ou la tête de la dent).

Dans ce cas, l'effet de la composante tangentielle F_t aura sa valeur maximale sur la dent. Même dans des situations où le couple C est constant, chaque dent aura une charge de forme alternée et répétitive, créant ainsi le scénario pour la fatigue.

Le fonctionnement de l'engrènement se donne par de cycles répétitifs, ce qui nous amène à considérer la fatigue comme un problème qui devrait être pris en compte. Deux des problèmes fondamentaux qui endommagent un engrenage sont la *rupture par fatigue*, causée par les charges alternées, et l'*usure de surface*.

Dans le cas des engrenages métalliques, plusieurs sont faits en fonte, un matériau qui possède un haut niveau de résistance à la flexion, et ils sont fabriqués pour une vie infinie.

Cependant, il est difficile de trouver des matériaux avec des niveaux de résistance à vie infinie, en tenant compte de la pression de contact causée par l'application directe de la force de contact. Alors, il est impossible de construire un engrenage de vie infinie protégé contre l'usure de superficie de la dent.

ANNEXE B :

CONTRAINTES DE L'ENGRENAGE

Les contraintes des engrenages résultant de la transmission de la puissance peuvent être classées en deux groupes : les contraintes de flexion à la racine de la dent et les contraintes de la surface. Ces contraintes sont importantes pour la vérification du coefficient de sécurité et pour évaluer la contrainte de la tenue en fatigue.

Sans le frottement, la force résultante qui agit sur la dent de l'engrenage est sous la ligne génératrice des développantes, et son point d'application se déplace de la partie supérieure (ou inférieure selon que l'engrenage est mené ou menant) vers la partie inférieure (ou supérieure).

En considérant la dent comme une poutre encastree, nous y trouvons le maximum de la tension lorsque la charge de la dent est supportée à son extrémité. Cependant, si le ratio d'engrènement est plus grand que 1, la charge sera répartie sur les dents simultanément en contact pendant la transmission de la puissance.

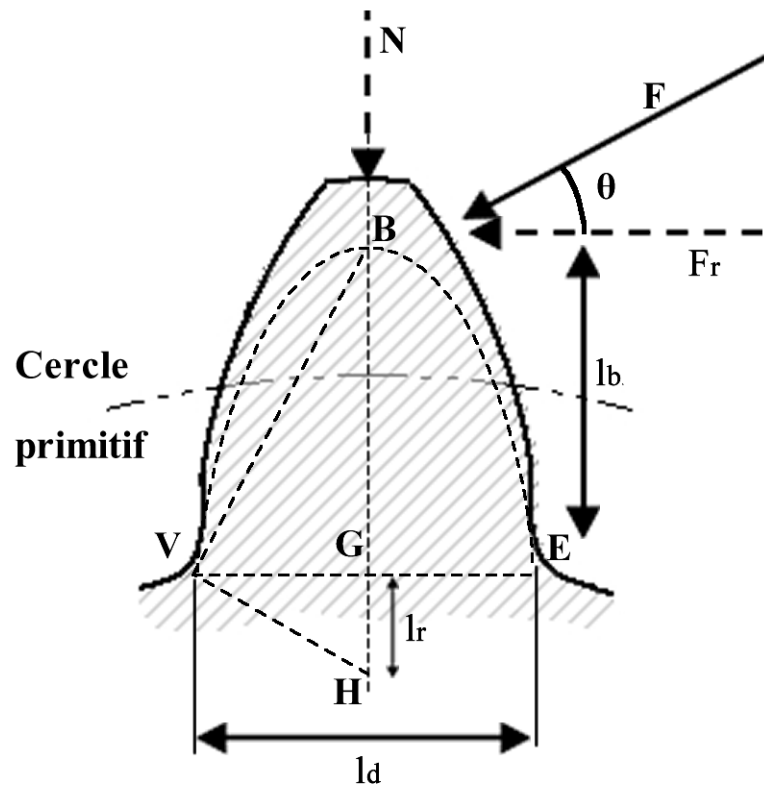


Figure B-1. Forces sur la dent.

Considérant F la force transmise durant l'engrènement, ceci pour des raisons de simplification, l'analyse est souvent remplacée par ses deux composantes : normale F_n (radiale) et tangentielle F_t . La force F_n produit une tension de compression uniforme sur toute la section de la dent. Nous appelons cela NE .

La composante F_t engendre une tension de flexion, soit, des contraintes de traction sur la face active, et de compression sur l'autre. En plus, nous avons une compression additionnelle uniforme due à F_n . La contrainte résultante à la racine de la face active est alors la contrainte en traction provoquée par F_t moins la compression due à F_n . De même, la compression totale

à la racine de la face opposée sera la somme des contraintes dues à F_t et F_n donnant ainsi une contrainte totale de compression plus grande.

Si le matériau est plus résistant à la compression qu'à la traction, l'effet de la force F_n est moins important. Donc, nous considérons souvent seulement la tension due à F_r . Cette force agit sur B et l_b est le bras de levier, le moment fléchissant à la racine de la dent est $M = F_r \cdot l_b$.

Si b est l'épaisseur de la dent, le module d'inertie de la section rectangulaire à la racine de largeur l_d , sera $Z_m = b l_d^2/6$. Nous obtenons alors :

$$F_n = \sigma \frac{b l_d^2}{6} \quad (\text{B-1})$$

La section considérée de la racine est celle que l'on obtient lorsque la tension résultant de la charge F_n est maximale. Si nous considérons le point B au centre de la dent à la hauteur de l'application de la charge, nous pouvons voir qu'elle est trouvée en traçant par B la parabole VBE , en passant par les points V et E , ce qui définit une poutre imaginaire de résistance uniforme, c'est-à-dire, si la dent avait une forme de parabole, elle aurait la même tension sur toutes ses sections.

L'équation de la parabole est obtenue en termes des variables l_b et l_d , et σ est la constante de l'équation précédente :

$$l_b = \frac{\sigma b}{6F_r} l_d^2 \quad (\text{B-2})$$

L'équation de la parabole est alors :

$$l_b = Cl_d^2 \quad (\text{B-3})$$

Si cette parabole est tracée avec un sommet en B , la parabole reste entièrement à l'intérieur de la dent, excepté les points de tangence.

Une fois que la dent est plus grande que la parabole, la tension sur la dent, sur toute sa longueur, est plus petite que la tension hypothétique dans la parabole, excepté sur la section de la tangente qui, pour cette raison, devrait être la section avec la tension maximale sur la dent.

Par conséquent, sur la section VE , la parabole intérieure est tangente au profil de la dent. Cependant, les dimensions l_b et l_d ne sont pas convenables pour les calculs pratiques.

Si nous considérons les propriétés des triangles semblables, BVG et GVH , nous pouvons calculer que :

$$l_b = \frac{l_d^2}{4 l_r} \quad (\text{B-4})$$

$$\frac{l_r}{l_d/2} = \frac{1/l_d}{l_b} \quad (\text{B-5})$$

En remplaçant cette valeur de l_b en (B-2).

$$F_r l_b = \sigma \frac{bl_d^2}{6} \quad (\text{B-6})$$

Nous obtenons ainsi que :

$$\frac{F_r l_d^2}{4l_r} = \sigma \frac{bl_d^2}{6} \quad (\text{B-7})$$

$$F_r = \sigma b \frac{4l_r}{6} \quad (\text{B-8})$$

Si nous multiplions le deuxième terme de cette équation par le pas diamétral, nous allons obtenir que :

$$F_r = \frac{\sigma b}{P} \left(\frac{2l_r P}{3} \right) \quad (\text{B-9})$$

Une fois que $2 l_r P/3$ est une constante pour une certaine forme de dent, nous pouvons l'appeler Y , et cela est connu sur le nom *de facteur de forme de Lewis*.

L'équation résultante :

$$F_r = \frac{\sigma b Y}{P} \quad (\text{B-10})$$

Cette équation est plus connue sous le nom d'équation de *Lewis*. Une fois que $P = \pi/P_c$, l'équation de Lewis en termes de pas circulaires est écrite :

$$W_r = \frac{\sigma b P_c Y}{\pi} = \sigma b P_c y \quad (\text{B-11})$$

Où $y = Y/\pi$ est une constante.

En considérant une dent comme étant similaire à une poutre encastrée avec la section critique à la base.

$$\sigma = \frac{M}{I/c} = \frac{W_t p_d}{F Y} = \frac{6 W_t l}{F t^2} \quad (\text{B-12})$$

Ici l est la hauteur et t , la longueur de la dent, W_t est la composante tangentielle de la force, p_d est le pas diamétral, F est l'épaisseur de la dent et Y est un facteur adimensionnel de la forme pour la charge appliquée près de la mi-hauteur de la dent et lorsque les charges dynamiques sont bien évaluées, ce facteur est aussi appelé le Facteur de Lewis. Il est intéressant de remarquer que la composante radiale W_r est négligée parce qu'elle agit comme une force de compression et elle réduit le risque de rupture de la dent.

Cette équation de Lewis est la base d'une version plus moderne utilisée par la Norme *AGMA*. Les principes utilisés dans l'équation de Lewis sont encore valides, mais ont été complétés par des facteurs.

Références

Breeds, A., S. Kukureka, K. Mao, D. Walton and C. Hooke (1993). "Wear behaviour of acetal gear pairs." *Wear* **166**(1): 85-91.

Kersh, K. (2013). "As Demand for Biobased Feedstocks Soars, Can Supplies Respond in Time?" *Industrial Biotechnology* **9**(3): 94-97.

Koffi, D. (1988). Étude du comportement thermique des engrenages cylindriques droits en plastique.

Koffi, D., R. Gauvin and H. Yelle (1985). "Heat generation in thermoplastic spur gears." *Journal of Mechanical Design* **107**(1): 31-36.

Koffi, D., H. Yelle and F. Renaudon (1999). Étude théorique du bris thermique généralisé des engrenages À dentures droites en plastique. World congress on gearing and power transmission.

Lin, A. D. and J. H. Kuang (2008). "Dynamic interaction between contact loads and tooth wear of engaged plastic gear pairs." *International Journal of Mechanical Sciences* **50**(2): 205-213.

Mao, K. (2007). "A new approach for polymer composite gear design." Wear **262**(3): 432-441.

Mao, K. (2007). "A numerical method for polymer composite gear flash temperature prediction." Wear **262**(11): 1321-1329.

Mao, K., W. Li, C. Hooke and D. Walton (2009). "Friction and wear behaviour of acetal and nylon gears." Wear **267**(1): 639-645.

Senthilvelan, S. and R. Gnanamoorthy (2004). "Damage mechanisms in injection molded unreinforced, glass and carbon reinforced nylon 66 spur gears." Applied Composite Materials **11**(6): 377-397.

Yakut, R., H. Düzcükoğlu and M. Demirci (2009). "The load capacity of PC/ABS spur gears and investigation of gear damage." Archives of Materials Science **42**: 42.

ANNEXE C :

TYPES DE CONTRAINTES DES ENGRENAGES

C.1. Contrainte de flexion

Dans le cas de la fatigue, c'est l'apparition de concentrations de contraintes qui entraîne l'apparition et la propagation des fissures jusqu'à la racine de la dent. Dans le cas des surcharges, nous pouvons dire qu'elles sont généralement issues d'impact. Nous avons donc la rupture brutale d'une dent, qui peut être provoquée par un affaiblissement par fatigue ou par surcharge située normalement à la racine de la dent.

Pour la contrainte de flexion, on se sert d'une équation de Lewis modifiée par les diverses méthodes de dimensionnement connues tant du côté des normes que du côté des pratiques industrielles. D'une pratique à l'autre, les facteurs de correction sont plus ou moins nombreux. Il est très difficile d'établir une équation générale pouvant inclure tous les facteurs comme c'est le cas pour les engrenages métalliques. À titre d'exemple, citons les pratiques Polypenco, ESDU et de Yelle (Yelle 1977) :

Polypenco

$$S = \frac{2TP_d}{dbY} c_1 c_2 \quad (C-1)$$

ESDU

$$\sigma_{t,lim} = \frac{F_{t,lim} P_d}{Y K_t K_H K_E} \quad (C-2)$$

Yelle

$$S_{La} = S_{Lf} \frac{K_L K_H K_T K_V}{K_C K_S K_m K_F C_s} \quad (C-3)$$

La méthode de dimensionnement la plus élaborée pour les engrenages plastiques est celle du VDI 2545. Ces directives reprennent la norme allemande sur les engrenages en métal et l'ajustent pour l'adapter aux matériaux plastiques. Pour le calcul de la contrainte de flexion, la méthode fournit la formule :

$$\sigma_F = \frac{F_t}{bm} Y_\beta Y_F Y_\varepsilon K_A \theta \quad (C-4)$$

Où :

$Y =$ Facteur de forme de Lewis
 $Y_f =$ Facteur de forme
 $Y_\beta =$ Facteur d'angle d'hélice
 $Y_\varepsilon =$ Facteur de répartition de la charge

Cette méthode ne prend pas en compte les facteurs pour lesquels on ne dispose pas encore de valeurs empiriques pour les engrenages plastiques. Ainsi l'équation dévient :

$$\sigma_{F1,2} = \frac{F}{bm} K_A Y_F Y_\varepsilon \quad (\text{C-5})$$

Le facteur d'application K_A doit être fixé par le concepteur (à défaut, $K_A = 1$). Le facteur de forme Y_F dépend du nombre de dents et du coefficient de départ. Le facteur de répartition de charge Y_ε s'obtient comme suit :

$$Y_\varepsilon = \frac{1}{RCA} \quad (\text{C-6})$$

Le facteur de sécurité S_F est donné par :

$$FS = \frac{\sigma_{FN}}{\sigma_F} \geq FS_{min} \quad (\text{C-7})$$

Le facteur de sécurité minimum est : $FS_{min} \geq 1,2$ ou idéalement 2.

C.2. Contrainte à la surface

Ce mode de bris se produit lorsque des déformations plastiques sont créées tandis qu'il y a contact entraînant de fortes contraintes, en combinaison avec le mouvement de rotation et de glissement entre les dents, en allant au-delà de la limite élastique du matériau.

Il s'agit d'un type de défaillance normalement retrouvé dans les pièces faites à base de matériaux à résistance mécanique réduite. Cela est souvent le cas des plastiques généraux, les composites ayant des qualités supérieures aux plastiques ordinaires pourtant plus résistants à cette défaillance.

Dans le cas de composites écologiques, des propriétés proches aux composites ordinaires pourraient être atteintes. C'est un mode que l'on rencontre aussi sur les matériaux à haute performance, mais soumis à surcharge.

Pour le calcul de la contrainte de surface d'après VDI2545, l'équation fondamentale découlant de celle de Hertz est :

$$\sigma_{OC} = \sqrt{\frac{F_t}{bd} u + \frac{u+1}{u} (K_A) \cdot Z_H \cdot Z_M \cdot Z_\epsilon} \quad (\text{C-8})$$

Le facteur d'application K_A est celui qui est fixé par le fabricant (à défaut, $K_A = 1$). Le facteur de forme de flanc Z_H se calcule pour les engrenages droits par :

$$Z_H = \frac{1}{\cos \theta} \sqrt{\frac{\cos \beta_b}{\tan \theta_t}} \quad (\text{C-9})$$

Le facteur matériau Z_M tient compte de la combinaison des matériaux. Un tableau normalisé fournit les valeurs pour la combinaison acier-plastique ; pour d'autres combinaisons, on pose :

$$Z_M = \sqrt{0.36.E} \quad (\text{C-10})$$

Le facteur de conduite Z_ε pour les dentures droites s'exprime par :

$$Z_\varepsilon = \sqrt{\frac{4 - RCA}{3}} \quad (\text{C-11})$$

Le facteur de sécurité est :

$$FS = \frac{\sigma_{CN}}{\sigma_{OC}} \geq FS_{Hmin} \quad (\text{C-12})$$

Références

Yelle, H. (1977). Design of thermoplastic gears with an involute tooth profile, Thesis (Ph. D.)--University of Waterloo.

ANNEXE D :

CERTIFICATION VINÇOTTE DE CONTENU BIO-

SOURCÉ DU BIO-PE



AIB-VINÇOTTE International s.a. / n.v.
 SAFETY, QUALITY, ENVIRONMENT
 Member of the Group AIB-VINÇOTTE
 Head office : Boulevard A. Reyers 80 - B-1030 Brussels / Belgium



VINÇOTTE - CERTEST PRODUCTS
 Everest - Leuvensesteenweg 248 / B-1800 Vilvoorde / Belgium
 Tel. : +32(0)2 674.57.50 - Fax : +32(0)2 674.57.85
 E-Mail : okbiobased@vincotte.be

CERTIFICATE FOR AWARDING AND USE OF THE 'OK BIOBASED' CONFORMITY MARK

No. B 11-082-A

Issued by AIB-VINÇOTTE International

For the product(s) described hereafter :

Product Domain :	Biobased Products
Product Group :	Raw material
Product Family :	Bio material
Product Type :	Granulates
Trade mark :	I'm green™
Product description / Particularities :	HDPE grades : SGF 4950, SGF4960, SHA7260, SHC7260, SHD7255LSL, SHE150, SGM9450F
	Color : natural translucent

Class (between 1 & 4):

The product is assigned to class 4, meaning: ***
 80 % ≤ Biobased Carbon Content of the product ≤ 100 %

Conformity examination applied for by :

BRASKEM SA
 Centro Prod. PP/PE Triunfo
 BR 386 – Rodovia Tabai-Canoas, lote 04, 850
 Triunfo – RS – CEP 95853-000
 Brazil

Criteria for certification :

- AVI Test Program 'OK biobased' with reference OK 20 edition A
- Methodology conform to ASTM D 6866: "Standard Test Methods for Determining the Biobased Content of Solid, Liquid, and Gaseous Samples Using Radiocarbon Analysis"

Validity of the certificate :

From 28 April 2011 till 28 April 2014

Conclusions of the examination :

The products comply with the above mentioned certification criteria, as confirmed by the test report of AVI no .09/ 60309554/ 104171p

Applicable certification system :

Type examination followed by supervision through verification tests on samples from the distributor's stocks and/or of the market.
 The conformity of the product is guaranteed by the procedures for awarding and use of the 'OK biobased' conformity mark. This only applies for specimen bearing the 'OK biobased' mark.

Caution : *The use of OK biobased-certified polymers / materials is not a guarantee that intermediate or finished product into which it is incorporated complies with the requirements of the OK biobased programme.*

This certificate is issued in English.

Brussels, 28 April 2011

D 056 00 01

L. JORDEUR
Contract Manager

For the Certification Committee
Ph. DEWOLFS
President of the Committee

Annex : /

09-CERTOKR-e-scan



DATA SHEET of Certificate B 11-082-A
Biobased Carbon Content
Organic Carbon Fraction

The biobased carbon content and the organic carbon fraction of the products are determined as follow :

HDPE grades	BCC	TOC
SGF4950	100 %	86 %
SGF4960	100 %	86 %
SHA7260	96 %	85 %
SHC7260	97 %	86 %
SHD7255LSL	97 %	86 %
SHE150	98 %	86 %
SGM9450F	100 %	85 %

BBC: Biobased Carbon Content
TOC: Total Organic Carbon fraction

© Vincotte

Caution : *This data sheet can be joined as additional information to the related Certificate for Awarding and Use of the 'OK biobased' Conformity Mark.*
Without this corresponding certificate, this data sheet is not valid.

D.001 1 0 03

ANNEXE E :

CERTIFICATION INTERNATIONALE DE

DURABILITÉ ISCC PLUS DES BIOPLASTIQUES

BRASKEM



PCU Deutschland GmbH
Member of Control Union World Group



ISCC PLUS Certificate

ISCC-PLUS-Cert-81842603

PCU Deutschland GmbH

approves that

BRASKEM S.A. PE 5 RS

ISCC PLUS registration number: ISCC-Reg-1865

Polo Petroquimico do Sul, BR 386 - Rod. Tabai /Canoas, km 419 lot 4
95853-000 Triunfo, Rio Grande do Sul, BRAZIL

complies with the requirements of the certification system

ISCC PLUS

(International Sustainability and Carbon Certification)

and the following add-ons

This certificate is valid from 01.12.2012 to 30.11.2013.

- The certified system user is a: Conversion unit
- Product category: Bioplastics
- The audit includes the raw-material of: sugar cane
- The audit includes the output-material of: Polyethylene material
- The chain of custody: Mass balance
- GHG determined: Actual GHG value

Berlin, 01.12.2012

PCU Deutschland GmbH
Dornstraße 100 Berlin
Tel.: +49 30 609 69 88-0 · Fax: +49 30 609 69 88-88

Place, Date

Stamp, Signature

CONTROL UNION CERTIFICATIONS