

REBUPLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET
DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI TIZI-OUZOU
Faculté de Génie de la Construction
Département de Génie Mécanique

THESE

En vue de l'obtention du diplôme
de Doctorat en Génie Mécanique

Présentée par :

MOKHTARI Ahcene

THEME

**MODELISATION DU COMPORTEMENT ET DE
L'ENDOMMAGEMENT DES COMPOSITES A MATRICE
THERMOPLASTIQUE**

Devant le jury composé de :

NOM et Prénom	Grade		Qualité
BELOUCHRANI Mohammed El Amine	Prof.	Ecole Militaire Polytechniques	Président
OULD OUALI Mohand	Prof.	U.M.M.Tizi-Ouzou	Rapporteur
OUIINAS Djamel	Prof.	U.A.I.B. Mostaganem	Examineur
AIT TAHAR Kamal	Prof.	U.M.M.Tizi-Ouzou	Examineur
DJEBBAR Arezki	Prof.	U.M.M.Tizi-Ouzou	Examineur
AKNOUCHE Hamid	MC-A	U.M.B. Boumerdès	Examineur

Soutenue le :

Remerciements

Tout d'abord, mes sincères remerciements sont adressés à mon directeur de thèse Monsieur OULD OUALI Mohand. Je tiens à lui exprimer ma profonde gratitude pour avoir encadré cette thèse. J'ai beaucoup apprécié son soutien et sa rigueur scientifique tout au long de cette thèse.

Je tiens à exprimer mes respects les plus distingués à Monsieur TALA IGHIL Nacer pour son aide sur les parties numérique et mécanique ainsi que pour toutes nos discussions. Ces trois années passées à travailler ensemble me laisseront un formidable souvenir professionnel.

Je remercie vivement Monsieur Mohammed El Amine BELOUCHRANI, Professeur à l'Ecole Militaire Polytechniques, pour m'avoir fait l'honneur de présider ce jury. Monsieur Djamel OUINAS, Professeur à l'U.A.I.B. Mostaganem. Monsieur Kamal AIT TAHAR, Professeur à l'U.M.M.Tizi-Ouzou. Monsieur Arezki DJEBBAR, Professeur à l'U.M.M. Tizi-Ouzou. Monsieur Hamid AKNOUCHE, Maître de conférences à l'U.M.B.Boumerdès, qui m'ont fait l'honneur de participer à mon jury de thèse.

Toute ma gratitude va vers mes parents qui m'ont toujours aidé et encouragé

Au terme de ce travail, une part plus qu'importante de mes pensées va à tous mes proches, famille et amis qui m'ont soutenu de manières aussi diverses que variées et sans qui je ne serais certainement pas en train d'écrire ces dernières lignes. Ils sont bien trop nombreux pour les citer tous mais je suis certain qu'ils se reconnaîtront et qu'ils savent à quel point ils sont importants pour moi.

Table des matières

Introduction générale.....	1
Chapitre 1 : <i>Introduction aux polymères thermoplastiques renforcés de fibres végétales</i>	
1.1 Introduction.....	6
1.2 Matrice polymère à base de fibres naturelles.....	7
1.3 Matrices thermoplastiques.....	8
1.3.1 Le polypropylène	11
1.3.2 Propriétés mécaniques des matrices thermoplastiques.....	12
1.3.3 Mécanismes de déformation des polymères.....	13
1.4 Fibres végétales.....	16
1.4.1 Les fibres issues des tiges.....	17
1.4.1.a Fibres de jute.....	17
1.4.1.b Fibres de chanvre.....	18
1.4.1.c Fibres de lin.....	19
1.4.1.d Fibres de kénaf.....	20
1.4.1.e Fibres de sisal.....	20
1.4.1.f Fibres de ramie	21
1.4.2 Microstructure de la fibre de jute.....	21
1.4.3 Propriétés mécaniques des fibres végétales.....	23
1.4.4 Avantages et inconvénients des fibres végétales.....	24
1.5 Mécanismes d'endommagement des composites à matrice thermoplastique	25
1.5.a Rupture de la matrice.....	25
1.5.b Décollement fibre-matrice.....	26
1.5.c Décollement pli-pli.....	27
1.5.d Rupture des fibres.....	28
1.5.e Kink-band.....	29
1.6 Conclusion.....	30
Chapitre 2 : <i>Caractérisation des composites jute/polypropylène</i>	
2.1 Introduction.....	32
2.2 Préparation des stratifiés.....	33
2.3 Essai de traction.....	33
2.3.1 Résultats de l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$	36

2.3.2 Résultats de l'essai de traction sur le stratifié $[+45^{\circ}/-45^{\circ}]_{2S}$	37
2.3.3 Mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai de traction	39
2.4 Essais de compression.....	41
2.4.1 Résultats de l'essai de compression sans flambage sur les stratifiés.....	43
2.4.2 Résultats de l'essai de compression avec flambage sur les stratifiés.....	45
2.4.3 Mécanismes d'endommagement identifiés lors de l'essai de compression sur les stratifiés SS et MS.....	47
2.5 Résultats de l'essai de compression charge-décharge sur les stratifiés SS et MS $[45^{\circ}, -45^{\circ}]_{2S}$	49
2.6 Conclusion.....	51
Chapitre 3 : <i>Modélisation de l'endommagement des composites jute/polypropylène</i>	
3.1 Introduction.....	53
3.2 Mécanique d'endommagement.....	54
3.2.1 Variable d'endommagement.....	54
3.2.2 Contrainte effective.....	55
3.2.3 Principe d'équivalence en déformation.....	56
3.3 Critères de l'initiation d'endommagement.....	57
3.3.1 Critère de contraintes maximales.....	58
3.3.2 Critère de Hashin.....	59
3.3.3 Critère de Tsai Wu.....	60
3.4 Modèle interlaminaire.....	61
3.4.a Comportement élastique linéaire.....	63
3.4.b Initiation d'endommagement.....	63
3.4.c L'évolution d'endommagement.....	64
3.5 Modèle endommagement-rupture.....	65
3.5.1 Modélisation du post-endommagement.....	68
3.5.2 Modélisation de la rupture.....	68
3.5.3 Modélisation du post-flambage.....	69
Méthode dynamique explicite.....	71
3.7 Implantation des lois de comportement dans le logiciel Abaqus/Explicit.....	73
3.8 Conclusion.....	85
Chapitre 4 : <i>Exploitation et validation des modèles d'endommagement</i>	
4.1 Introduction.....	87

4.2 Simulation des essais de traction.....	87
4.2.1 Représentation graphique des variables d'endommagement.....	89
4.2.2 Influence du maillage.....	91
4.2.3 Endommagement progressif et contraintes dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45/-45]_{2S}$	94
4.2.3.a Spécimens $[+45/-45]_{2S}$	94
4.2.3.b Spécimens $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$	96
4.2.4 Comportement global des stratifiés en traction.....	97
4.2.5 Prédiction de la rupture dans les stratifiés de traction.....	99
4.2.5.a Rupture dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$	99
4.2.5.b Rupture dans les stratifiés $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$	100
4.3 Simulation des essais de compression.....	101
4.3.1 Influence du maillage.....	104
4.3.2 Comportement global des stratifiés de compression.....	106
4.3.3 Distribution des contraintes dans les couches des stratifiés.....	108
4.3.4 Prédiction de la rupture dans les stratifiés de compression.....	111
4.4 Conclusion.....	113
Conclusion générale	115
Références bibliographies.....	119

Liste des figures

Chapitre 1 : *Introduction aux polymères thermoplastiques renforcés de fibres végétales*

- Figure 1- 1: Constituants d'un matériau composite
- Figure 1- 2: Classification des différents types de composites [32]
- Figure 1- 3: Répartition des polymères utilisés dans les véhicules : les thermoplastiques PP, PE, PES et PA sont les plus utilisés d'après [42]
- Figure 1- 4: Schéma de structure semi-cristalline des polymères [44]
- Figure 1- 5: Courbe module-température d'une matrice thermoplastique amorphe (courbe A) et semi cristallin (courbes B, C et D) [47]
- Figure 1- 6: Courbes charge-déformation pour différents polymères [57] : (a) souple et peu résistant – (b) souple et ductile – (c) rigide et fragile – (d) rigide et ductile
- Figure 1- 7: Réponse caractéristique en traction d'un polymère thermoplastique semi-cristallin et évolution de la forme de l'éprouvette [44]
- Figure 1- 8: Mécanisme de déformation plastique par cisaillement dans un polymère [57] : (a) avant déformation – (b) après déformation
- Figure 1- 9: Mécanisme de déformation des polymères semi-cristallins lors d'une sollicitation unidirectionnelle [44]
- Figure 1- 10: Classification des fibres naturelles [45]
- Figure 1- 11: Plante buissonnante
- Figure 1- 12: Le chanvre
- Figure 1- 13: Le Lin
- Figure 1- 14: Le Kénaf
- Figure 1- 15: Le Sisal
- Figure 1- 16: La ramie
- Figure 1- 17: Représentation schématique : a) Fibre de jute, b) Tige de jute après rouissage [111]
- Figure 1- 18: Etats d'endommagement transverse dans les stratifiés à matrice thermoplastique sous charge de traction (le stratifié est chargé jusqu'à 80%)
- Figure 1- 19: Surfaces de rupture obtenues par MEB de l'essai de straction sur des composites renforcés par des fibres de jute [122]
- Figure 1- 20: Surfaces délaminées de l'essai de compression sur des stratifiés [123].
- Figure 1- 21: Surfaces de rupture des éprouvettes sollicitées à l'impact [124].
- Figure 1- 22: Formation de kank-band dans un composite à matrice polypropylène sous compression axiale [132].

Chapitre 2 : *Caractérisation des composites jute/polypropylène*

- Figure 2-1: Machine de test IBERTEST avec le montage en traction
- Figure 2-2: Eprouvettes $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ de traction
- Figure 2-3: Courbes contrainte-déformation des essais en traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$
- Figure 2-4: Courbes contrainte-déformation des essais de traction du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$.
- Figure 2-5: Observation des surfaces de rupture obtenues lors de l'essai de traction sur les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$; (A) Rupture finale du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$; (B) Rupture finale du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, (C) Fissuration de la

matrice et la rupture des fibres; (D) Fissuration de la matrice, délaminage et rupture des fibres

Figure 2-6: Eprouvette standard (SS) et Eprouvette modifiée (réduite) (MS)

Figure 2-7: Représentation du dispositif expérimental adapté pour l'essai de compression sans flambage

Figure 2-8: Représentation du dispositif expérimental adapté pour l'essai de compression avec flambage qui permet d'appliquer directement la charge sur l'éprouvette

Figure 2-9: Courbes contrainte-déformation des essais en compression sans flambage sur le stratifié SS : **(a)** Stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et **(b)** Stratifié $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Figure 2-10: Courbes contrainte-déformation des essais en compression avec flambage sur le stratifié MS : **(a)** stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et **(b)** stratifié $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Figure 2-11: Forme de rupture des stratifiés SS et MS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ sous chargement de compression; **(a)** Stratifié standard (SS), **(b)** Stratifié réduit (MS)

Figure 2-12: Courbe charge-décharge de compression avec l'évaluation d'endommagement pour chaque cycle de contrainte (a) stratifié standard (SS) $[\pm 45]_{2S}$ et (b) stratifié réduit (MS) $[\pm 45]_{2S}$.

Chapitre 3 : *Modélisation de l'endommagement des composites jute/polypropylène*

Figure 3-1: Les différentes sections dans une éprouvette endommagée

Figure 3-2: Contrainte effective et le principe d'équivalence en déformations

Figure 3-3: Représentation des seuils des post-traitements ; a) Matériau est sollicité en traction et b) Matériau est sollicité en compression

Figure 3-4: Quatre modes de rupture du critère Hashin; (A) traction des fibres, (B) Compression des fibres, (C) Traction/cisaillement de la matrice et (D) Compression de la matrice

Figure 3-5: Représentation schématique du comportement inter-laminaire, de l'initiation et de l'évolution de l'endommagement à l'interface entre couches

Figure 3-6: Comportement du modèle cohésif en mode mixte [142]

Figure 3-7: Chemin d'équilibre de l'échantillon incliné

Figure 3-8: Analyse géométriquement approchée de la déformation des éprouvettes flambées (a) Déformation équilibrée, (b) Déformation inclinée avec ω non nul et (c) Chemin d'équilibre qui croit à un point de bifurcation

Figure 3-9: Représentation graphique de la variable d'endommagement proposée pour la l'analyse de l'endommagement progressif au post-flambage

Figure 3-10: Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement endommagement-rupture

Figure 3-11: Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement élasto-endommagement-rupture

Figure 3-12: Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement endommagement-flambage-rupture

Chapitre 4: *Exploitation et validation des modèles d'endommagement*

Figure 4-1: Modèle éléments finis pour des éprouvettes de traction

Figure 4-2: Evolution des deux variables d'endommagement d_1 et d_2 en fonction de la déformation induite par la formation des micro-fissures et des macro-fissures dans le cas du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

- Figure 4-3: Evolution des deux variables d'endommagement d_1 et d_2 en fonction de la déformation, induite par la formation des micro-fissures et des macro-fissures dans le cas du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
- Figure 4-4: Maillages de l'éprouvette pour l'essai de traction. maillage 1 (330 éléments), maillage 2 (1340 éléments) et maillage 3 (2700 éléments)
- Figure 4-5: Comparaison des contraintes maximales obtenus pour les trois discrétisations avec la contrainte de rupture donnée expérimentalement pour l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$
- Figure 4-6: Distribution des contraintes de Von Mises (S) et la forme de la surface de rupture prédite par le modèle élasto-endommagement-rupture, induite par le chargement de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
- Figure 4-7: Distribution des contraintes de Von Mises (S) et la forme de la surface de rupture prédite par le modèle endommagement-rupture, induite par le chargement de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$
- Figure 4-8: Confrontation des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$
- Figure 4-9: Confrontation des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
- Figure 4-10: Comparaison des résultats du contour de la variable d'endommagement d_T obtenus par le modèle (à gauche) et la surface de rupture de l'expérience (à droite), induits par l'essai de traction sur stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$
- Figure 4-11: Comparaison des résultats du contour de la variable d'endommagement d_T obtenus par le modèle (gauche) et la surface de rupture de l'expérience (à droite), induits par l'essai de traction sur stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
- Figure 4-12: Maillage éléments finis et les conditions aux limites typique utilisés pour les simulations (a) éprouvette MS (b) éprouvette SS.
- Figure 4-13: Maillages utilisés pour l'essai de compression sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS a) maillage grossier avec 1600 éléments; b) maillage moyen avec 2880 éléments and c) maillage fin avec 5040 éléments
- Figure 4-14: Sensibilité au maillage des courbes contrainte-déformation pour le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS
- Figure 4-15: Confrontation des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de compression sur les stratifiés SS et MS ; (a) stratifiés SS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ et (b) stratifiés MS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
- Figure 4-16: Disposition des plis ($0^\circ/90^\circ$) et la direction de propagation des fissures
- Figure 4-17: Distribution des contraintes normales le long des axes de symétries des quatre plis pour l'essai de compression sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS ; (a) comportement élastique et (b) après délaminage
- Figure 4-18: Distribution des contraintes normales le long des axes de symétries des quatre plis pour l'essai de compression sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ MS ; (a) comportement élastique et (b) après délaminage
- Figure 4-19: Endommagement obtenu par les simulations numériques pour l'essai de compression sur les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$; (a) stratifié MS et (b) stratifié SS

Liste des tableaux

Tableau 1-1 : Propriétés thermiques et physiques des thermoplastiques [45, 46]

Tableau I-2 : Influence de la tacticité sur la cristallinité, la rigidité et la résistance du polypropylène [51]

Tableau 1-3 : Différents thermoplastiques [56]

Tableau 1-4 : Paramètres structuraux des fibres végétales différentes

Tableau 1-5 : Propriétés mécaniques des fibres végétales et les fibres de verre en traction

Tableau 1-6: Principaux avantages et inconvénients des fibres végétales comme renforts dans les matrices polymères.

Tableau 2-1 : Données expérimentales de la charge maximale et du module d'Young dans les directions trame et chaîne du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

Tableau 2-2 : Caractéristiques mécaniques de l'essai de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Tableau 2-3 : Propriétés mécaniques de l'essai de compression sur le stratifié SS

Tableau 2-4 : Propriétés mécaniques de l'essai de compression sur le stratifié MS

Tableau 4-1: Propriétés mécaniques des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$.

Tableau 4-2 : Propriétés mécaniques des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS et MS

Tableau 4-3: Propriétés mécaniques des stratifiés $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ SS et MS

Tableau 4-4: Propriétés de l'interface

I ntroduction générale

Introduction générale

Les composites à matrice thermoplastique trouvent de nombreuses applications dans le domaine d'automobile en raison de leur meilleure résistance spécifique, un faible coût, une faible densité, une bonne résistance spécifique, une faible consommation d'énergie, une bonne tenue à la corrosion, une faible conductivité thermique et la bio-dégradabilité [1]. Ces propriétés ont attiré l'industrie du sport, telle que les chaussures, les skis, les tennis et les cannes à pêche. Les composites thermoplastiques sont choisis pour des applications respectueuses de l'environnement [1-4]. La partie la plus importante de fibres végétales qui sont utilisés comme renforcement pour des matériaux composites, est constituée de fibres libériennes, telles que le jute, le chanvre et le lin [5-7]. Ces propriétés les rendent potentiellement appropriée comme charge ou des fibres de renforcement dans des composites thermoplastiques [8, 9]. Au cours de ces dernières décennies, il y a eu des recherches de pointes dans la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique des composites à renforts naturels, ainsi que le développement des outils et des méthodologies pour prédire leur tolérance à l'endommagement dans diverses applications. Ces composites sont soumis à des régimes de charge avec des déformations importantes. Ces charges statiques et dynamique génèrent des contraintes locales élevées entraînant des modes d'endommagement complexes en raison des hétérogénéités et des fortes anisotropies des composites stratifiés. L'évolution de ces mécanismes d'endommagement inter-laminaires et intra-laminaires cause à la réduction significative des propriétés en service et au final conduit à la perte de l'intégrité des produits composites avec le temps. Une meilleure compréhension de leur comportement mécanique dans un régime non-linéaire est souhaitable, en particulier, la connaissance des mécanismes qui régissent l'endommagement au niveau du pli. Il faut également des méthodes de calcul fiables qui peuvent être utilisés pour prédire la réponse mécanique au-delà de la limite élastique, c'est à dire au-delà de la rupture du premier pli. Application de ces approches dans le cadre de la méthode des éléments finis (FEM) est souhaitable pour permettre l'analyse des structures entières. Ces modèles doivent être vérifiées par des essais expérimentaux.

Le chargement statique et dynamique des composites cause des mécanismes d'endommagement complexes, tels que, la fissuration de la matrice, les décollements fibre-matrice et la rupture des renforts, bien que les composites ont été étudiés en profondeur sous chargement de traction uni-axiale. Par conséquent, les recherches sur l'initiation, l'évolution et l'interaction des différents modes d'endommagement dans les composites à matrice

thermoplastique renforcés de tissus soumis à une déformation importante de compression est limitée. Ce travail de recherche s'inscrit dans le cadre d'une étude et analyse des modes d'endommagement sous chargement statique. Ainsi, la motivation de ce travail est de comprendre le comportement mécanique et les mécanismes d'endommagement des composites à matrice polypropylène renforcés de tissu en jute dans des conditions de traction, cisaillement et compression, en utilisant la caractérisation expérimentale et la simulation numérique.

En compression, la détérioration progressive des stratifiés composites à matrice thermoplastique est supposée avoir un comportement non-linéaire jusqu'à la rupture. La matrice polypropylène contribue à la transmission des contraintes aux fibres et fournit une voie alternative à l'effort appliqué lors de la réduction de la rigidité. Lors de la fabrication du composite thermoplastique, le moulage par étape de compression produit des concentrations de contraintes dues au désalignement des fibres [10], celles-ci sont la principale raison de la rupture prématurée de ces composites sous chargement de compression. Le comportement du stratifié sous ce chargement est très complexe, en raison de nombreux mécanismes d'endommagement qui se produisent en même temps. Quatre mécanismes d'endommagement pour les composites à matrice ductile sous chargement de compression peuvent être distingués [11] :

- Le flambage des plis avec une déformation élastique de matrice,
- L'écrasement des fibres,
- La fissuration de la matrice,
- La formation de kink-band.

La formation de kink-band est considérée comme un mode d'endommagement le plus complexe dans les composites stratifiés, cette instabilité engendre des déformations fortement anisotropes sous sollicitation de compression. Le décollement interfacial est considéré comme un mécanisme de dégradation important pour ce matériau. Le premier décollement commence avec des fissures isolées dans les zones faibles [12]. Ces fissures augmentent la concentration des contraintes sous l'effet du cisaillement qui est provoqué par la rotation des plis, le décollement de l'interface et la fissuration de la matrice. Si la charge appliquée est augmentée, les fissures supplémentaires apparaissent entre les couches, ce qui conduit à la rupture finale des composites thermoplastiques. L'approche de zone cohésive (CZM) a été introduite par Dugdale et *al.* [13] et Barenblatt et *al.* [14]. Ces modèles sont utilisés pour simuler les décollements aux interfaces en tenant compte des hétérogénéités à différentes échelles du

composite stratifié. Ce modèle a été appliqué aux éléments d'interface dans le modèle éléments finis Explicit. Les éléments de l'interface, à leur tour, ont été utilisés dans le modèle FEM des stratifiés. Un développement historique du modèle (CZM) est présenté dans les références [15-16]. Il a été utilisé avec succès pour prédire et simuler le processus de délaminage à l'interface entre les couches des composites.

Afin de modéliser de manière adéquate l'endommagement progressif des composites à matrice thermoplastique, le comportement endommageable devrait être connu sous différentes conditions de chargement. Au cours de l'essai de compression, la dégradation de la rigidité représente une réponse importante à l'endommagement et la propagation des fissures dans les stratifiés composites. En raison de leurs structures complexes, les mécanismes de rupture des composites à matrice thermoplastique sont de nature complexe, telles que la fissuration de la matrice, la rupture des fibres et le délaminage entre plis adjacents. Les critères de rupture utilisés pour prédire l'endommagement et la rupture dans les composites à matrice thermodurcissable [17-21] peuvent être utilisés pour prédire seulement la rupture ultime, mais ne peuvent pas présenter une précision satisfaisante de la rupture résultant de l'accumulation de plusieurs mécanismes d'endommagement. La capacité d'un modèle à simuler d'évolution des mécanismes d'endommagement dépend de son aptitude à représenter les différents niveaux d'endommagement, la baisse de la résistance et les conditions d'évolution des multi-fissures dans les zones riches en matrice. Par conséquent, un modèle fiable est nécessaire pour pouvoir bien prédire les niveaux de dégradation dans les composites stratifiés. Les approches théoriques les plus utilisés dans la littérature sont basées sur différentes formulations théoriques: les critères de rupture, mécanique de la rupture, mécanique de l'endommagement et le couplage endommagement/plasticité [22]. Les Modèles de la mécanique d'endommagement en milieu continu (Continuum Damage Mechanics) offrent un cadre souple pour la modélisation de l'initiation de l'évolution de l'endommagement [23]. Talreja [24] et Matzenmiller, Lubliner et Taylor (MLT) [25] ont développé un modèle d'endommagement anisotrope pour les composites unidirectionnels qui a été par la suite étendu aux composites renforcés de tissus par Böhm [26]. Ce modèle est basé sur trois variables d'endommagement; deux variables sont associées aux directions principales dans le plan, et la troisième variable est associée au cisaillement. Dans le modèle MLT, la variable d'endommagement évolue suivant la distribution de Weibull. Récemment, Nandlall [27] et Williams [28] ont utilisé un modèle pour simuler l'impact des matériaux composites renforcés par des fibres de verre. Le modèle MLT est avantageux parce que la formulation

mathématique est particulièrement adaptée à la modélisation de l'évolution des phénomènes d'endommagement.

Dans le présent document, un couplage entre deux modèles intra-laminaire et inter-laminaire est utilisé pour prédire le comportement mécanique et l'endommagement du composite à matrice polypropylène (PP) renforcé avec des tissus en jute. Les mécanismes d'endommagement sous sollicitation de traction, de cisaillement et de compression dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ ont été étudiés. L'endommagement intra-laminaire (endommagement des plis) du stratifié est modélisé en utilisant l'approche MLT, qui est une technique de modélisation la plus avancée actuellement [28]. Ce modèle est implémenté dans le logiciel éléments finis ABAQUS/Explicit en utilisant la subroutine VUMAT écrite en langage FORTRAN. L'endommagement inter-laminaire (interface des plis) est modélisé en utilisant le modèle (CZM), ce modèle est disponible dans Abaqus. Deux critères de rupture ont été utilisés dans cette étude, le critère de Tsai-Wu qui décrit l'apparition de l'endommagement et le critère de Hashin qui décrit l'apparition de la rupture du composite. Le but de cette étude est d'analyser le comportement et les modes d'endommagement des polymères renforcés de tissus en jute soumis à un chargement de traction, de cisaillement et de compression en utilisant une combinaison d'études mécanique et numérique. Les données expérimentales devraient être obtenues pour permettre de faire un choix de la modélisation adéquate du comportement et de l'endommagement observés lors de l'examen des stratifiés endommagés. Les données obtenues seront utilisées pour développer un outil de simulation avec la capacité de reproduire le comportement non-linéaire sous grande déformation. Afin de mener à bien de cette étude, les objectifs suivants ont été identifiés :

- Caractérisation du comportement mécanique des stratifiés jute/pp dans la direction chaîne (0°), trame (90°) et hors plan à 45° sous chargement de traction et de compression.
- Analyse des comportements mécaniques et l'identification des mécanismes d'endommagement dans des conditions de chargement de traction, de cisaillement et de compression.
- Développement d'un modèle éléments finis (2D) basé sur le couplage de deux modèles pour prédire l'endommagement et la rupture des composites jute/pp sous chargement de traction et de compression.

- Formulation d'une nouvelle approche de modélisation pour prendre en compte le phénomène de kink-band (post-flambage) des stratifiés sous chargement de compression.

Cette thèse est composée de *quatre chapitres* :

Le premier chapitre est consacré à l'étude bibliographique des matériaux composites, de leurs constituants de base, ainsi que des mécanismes d'endommagement. Une récapitulation des caractéristiques mécaniques disponibles dans la littérature est présentée.

Le seconde chapitre est consacré à la caractérisation des composites à matrice thermoplastique en illustrant les mécanismes d'endommagement et les conditions de chargement ainsi que leurs effets sur le comportement de ces composites. Les résultats mettent en évidence les zones de transition entre la phase élastique, l'endommagement et la rupture ainsi que la zone de l'apparition de flambage. Les essais ont été réalisés afin d'alimenter le modèle d'endommagement des composites à matrice thermoplastique.

Le troisième chapitre est la partie importante qui présente le modèle développé qui permet de calculer la dégradation à chaque stade du chargement progressif. Quelques notions de la mécanique d'endommagement continu, telles que données par Lemaitre et Chabouche ont été rappelées, notamment la définition de la variable d'endommagement scalaire, qui s'appuie sur l'hypothèse d'isotropie. Ensuite, le modèle endommagement-rupture et son implantation dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit via une subroutine VUMAT sont présentés en détail.

Le quatrième chapitre est consacré à la validation du modèle d'endommagement. Une analyse non-linéaire matérielle et géométrique du comportement endommagement-rupture des composites à matrice thermoplastique sous chargement de traction et de compression est présentée. Les simulations basées sur le modèle présenté ont attribué à acquérir une meilleure compréhension des dommages complexes survenus à chaque cas de sollicitation dans certaines zones de propagation de l'endommagement qui ne peuvent pas être évaluée par des essais réels et par les appareils de contrôle. Les différents résultats montrent clairement tout l'intérêt de combiner plusieurs modèles.

Enfin, ce travail se termine par une conclusion générale et des perspectives.

CHAPITRE 1

*Introduction aux polymères
thermoplastiques renforcés de
fibres végétales*

1.1 Introduction

Un matériau composite est constitué de plusieurs types de constituants (matériaux) de natures différentes. Les composites sont généralement constitués d'une matrice et d'un renfort. Le but recherché dans ces associations est d'aboutir à un matériau dont les performances globales sont moyennes améliorées. Le renfort apporte aux composites ses performances mécaniques élevées, alors que la matrice a pour rôle de transmettre au renfort les efforts mécaniques extérieurs. Les composites à matrice thermodurcissable sont rigides et résistants, mais fragiles. Les composites à matrice thermoplastique présentent de faibles propriétés mécaniques et ductiles (ils présentent des déformations importantes avant de se rompre). L'art de l'ingénieur réside dans le fait de placer un matériau sous la bonne forme et dans le bon endroit. Les composites à base de matrice thermoplastique et de renforts naturels ont été largement étudiés ces dernières décennies en raison de l'épuisement des ressources pétrolières et les réglementations environnementales, qui ont la particularité d'être recyclables et biodégradables [29,30].

Les matériaux composites sont fondés sur le principe déjà exploité dans la nature, comprennent deux composants (voir figure 1-1): la matrice et des renforts (fibres). Les propriétés du matériau composite ainsi obtenues dépendent :

- des propriétés des matériaux constituants,
- de la distribution géométrique des matériaux constituants,
- de l'interaction entre les différents constituants. etc.

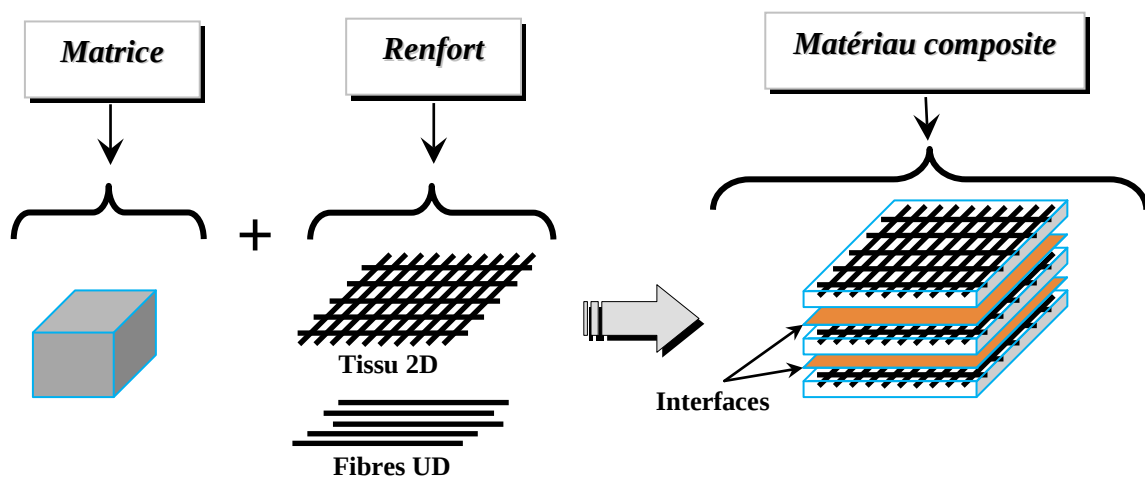


Figure 1-1 : Constituants d'un matériau composite

Ces dernières années, les composites à matrices thermoplastiques renforcés avec des fibres naturelles ont attiré l'attention de beaucoup de chercheurs parce qu'il se peut qu'ils soient une solution efficace aux problèmes d'environnement, de biodégradabilité et de développement des composites à faible coût [30,31]. Les domaines d'application de ces composites sont larges et peuvent être divisés en trois catégories et chacune de ces catégories se divise au moins en deux sous catégories.

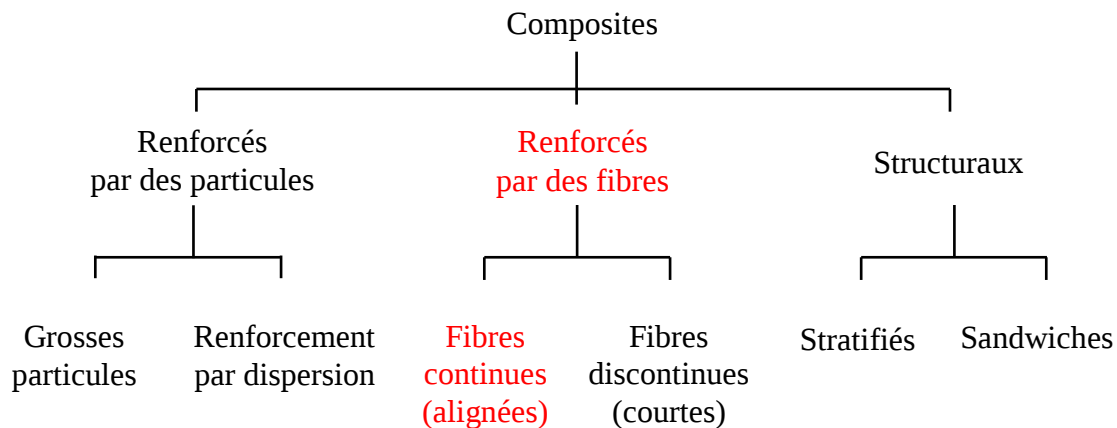


Figure 1-2 : Classification des différents types de composites [32]

Le matériau composite qui fera objet de notre d'étude est illustré en sous titre en rouge sur la figure 1-2.

Le type de composite que nous étudierons dans ce travail est indiqué par le chemin surligné en rouge sur la figure 1-2.

1.2 Matrice polymère à base de fibres naturelles

Les matrices polymères les plus utilisées dans les composites à fibres naturelles sont des thermoplastiques tels que le polypropylène et le polyéthylène [33,34], et des thermodurcissables tels que le polyester [35, 36, 37]. Les matrices renforcées par des fibres végétales existent depuis de nombreuses décennies. En 1908, dans l'industrie par exemple, ils fabriquent des tubes en composites à base d'une résine phénolique avec coton ou papier. Dans les années trente, le *Celoron* fabrique des engrenages, paliers d'arbres pour les hélices en composite à matrice phénolique, renforcé de tissu en coton. En 1978, en Inde, ils fabriquent des maisons en composite à matrice polyester, renforcé par des fibres de jute. Pal [38] ont conçu des bateaux réalisés par des composites à renforts végétales et une coque extérieure

renforcée notamment avec des fibres de verre et de jute.

Les matrices thermoplastiques (polypropylène, par exemple) renforcées par des fibres végétales ont été développées pour être utilisées dans différents domaines (automobile, électroménager, mobilier urbain, outillage...). Les fibres végétales possèdent donc un fort potentiel de développement comme renfort pour les matrices polymères [39, 40, 41]. En effet, la disponibilité, la recyclabilité et le faible coût encouragent le développement de nouvelles applications dans ces composites.

1.3 Matrices thermoplastiques

Les thermoplastiques sont constitués de macromolécules de taille limitée, linéaire ou ramifiée. Il existe environ 40 familles de thermoplastiques classées selon leurs structures chimiques [70]. L'avantage des thermoplastiques est de pouvoir les ramollir par chauffage et durcir par refroidissement, ils peuvent être mis en forme par injection, extrusion ou formage par moule à l'état ramolli. Ce processus est réversible, il peut être répéter un grand nombre de fois sans modification de la structure moléculaire et des propriétés des polymères. Le choix d'un thermoplastique pour une utilisation donnée dépend étroitement de deux facteurs, la température de transition vitreuse et le prix.

Les thermoplastiques les plus couramment utilisés sont :

- les polyesters saturés thermoplastiques (PET),
- le polyéthylène (PE),
- les polyamides (PA),
- les polyacétals (polyoxyméthylène),
- les polycarbonates (PC),
- les polyéthers éther cétone (PEEK),
- les polysulfures (PS),
- les polypropylènes (PP).

L'utilisation des polymères ne cesse de croître notamment dans les équipements automobiles ; les plus utilisés étant les thermoplastiques comme illustré sur la figure 1.3.

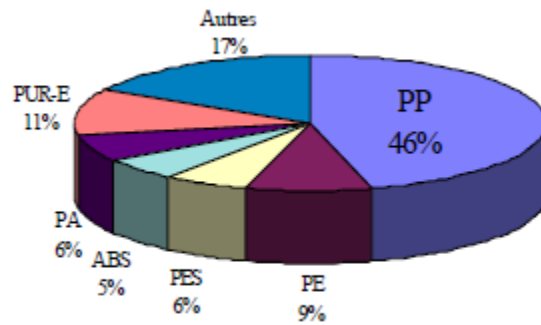


Figure 1-3 : Répartition des polymères utilisés dans les véhicules : les thermoplastiques PP, PE, PES, PA sont les plus utilisés d'après [42]

Les thermoplastiques peuvent être amorphes ou semi-cristallins. Dans un thermoplastique amorphe, les molécules n'ayant pas d'ordre moléculaire à grande distance (molécules distribuées aléatoirement), la partie amorphe possède seulement une transition thermique caractéristique, la transition vitreuse (T_g). Avant cette transition, le polymère est à l'état vitreux ; après ce seuil, il passe à l'état caoutchoutique. Un mélange de phases amorphes (désordonnées) et de phases cristallines (régulière), ainsi, ils possèdent deux transitions thermiques caractéristiques, la transition vitreuse et la fusion. Les températures de transition de certains thermoplastiques les plus connus sont :

- Le PolyEtherImide (PEI) avec une T_g de 217 °C,
- Le PolyEtherSulfone (PES) avec une T_g d'environ 220 °C,
- Le PolyAmideImide (PAI) avec une T_g d'environ de 275 °C.

Les thermoplastiques semi-cristallins sont composés d'une phase amorphe (disposition aléatoire des molécules) et d'une phase cristalline (état ordonné dans lequel les molécules sont réparties de façon périodique). Ainsi, ils possèdent deux transitions thermiques caractéristiques, la transition vitreuse et la fusion. La cristallinité est constituée par les sphérolites, ces éléments constitués eux-mêmes de lamelles cristallines reliées entre elles par des chaînes amorphes (Figure 1-4). Cependant, les procédés de fabrication comme l'extrusion ou l'injection produisent des contraintes élevées dans le matériau, dues à des orientations non sphérolitiques dans la structure [43].

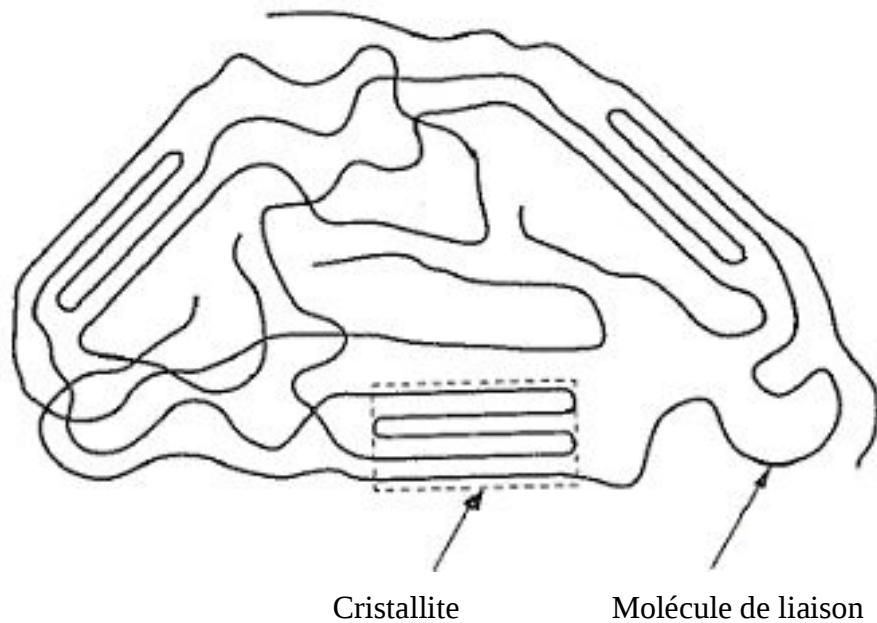


Figure 1-4 : Schéma de structure semi-cristalline des polymères [44]

Le tableau 1.1 récapitule quelques propriétés mécaniques des thermoplastiques semi-cristallins pouvant être utilisées comme matrice dans des composites à renfort naturel.

Tableau 1-1 : Propriétés thermiques et physiques des thermoplastiques [45, 46]

Polymère	Propriétés				
	T_g (°C)	T_m (°C)	T_p (°C)	ρ (g/cm ³)	W_{24h} (%)
PP	(-23)-(-10)	160-176	200-290 150-290 150-230 215-270	0.899-0.92	0.01-0.02
REHD	(-133)-(-100)	120-140		0.94-1.00	<0.01-0.2
PELD	-125	105-116		0.91-0.925	<0.01
PA-6	40-48	215-216		1.09-1.14	1.3-1.8
PVC	75-105	160-220		1.39	

Les thermoplastiques semi-cristallins présentent une forte chute du module comparativement aux thermoplastiques amorphes à la température T_g (figure 1-5).

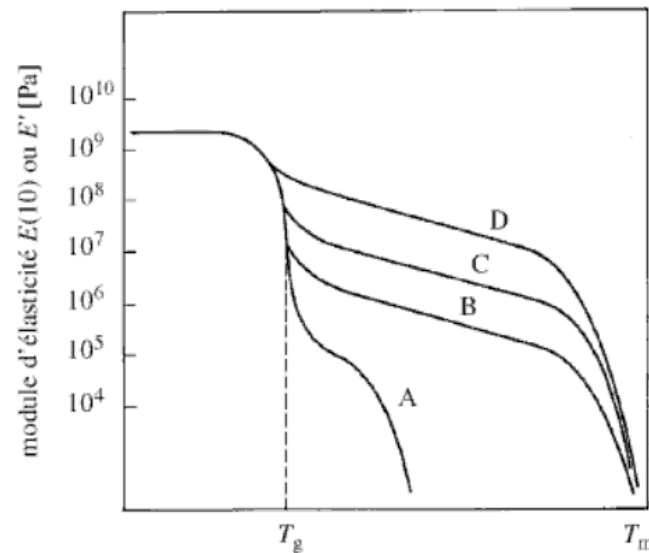


Figure 1-5 : Courbe module-température d'une matrice thermoplastique amorphe (courbe A) et semi cristallin (courbes B, C et D) [47]

Le choix des thermoplastiques comme matrice dans un composite à renfort naturel se limite aux variétés suivantes : le polypropylène (PP), le polyamide (PA) et le polychlorure de vinyle (PVC), les polyéthylènes haute et basse densité (PEHD et PELD). De plus, pour des raisons d'optimisation du poids des composites, il est plus approprié d'utiliser une matrice de faible densité, telle que le polypropylène. Bien qu'il soit caoutchoutique à la température ambiante, sa structure semi-cristalline lui confère des propriétés mécaniques satisfaisantes.

1.3.1 Le polypropylène

Le polypropylène (PP) est un polymère thermoplastique de consommation courante, très utilisé dans diverses applications en raison de ces propriétés remarquables, telles que la faible densité, une bonne résistance à la flexion, à la rayure, à l'abrasion et au choc. Cela permet au polypropylène d'être utilisé dans différents domaines, comme des pièces en plastique, les emballages des aliments et des pièces automobiles [48, 49].

Le polypropylène (PP) de formulation chimique générale $(-\text{CH}_2-\text{CH}(\text{CH}_3)-)_n$ est un polymère vinylique $(-\text{CH}_2-\text{CHB}-)_n$ où B représente les groupements CH_3 latéraux, polyvalent ayant des propriétés physico-chimique et mécaniques intéressantes avec des prix relativement bas. Il possède différents arrangements en fonction de la position des groupements méthyle (CH_3). Cette propriété est appelée tacticité.

Selon la structure, Il y a trois types de polypropylène selon leurs tacticités [50] : isotactique (iPP), syndiotactique (sPP) et atactique (aPP). Le polypropylène le plus utilisé est isotactique (iPP); ceci signifie que les arrangements méthyles sont tous du même côté de la chaîne. Mais on utilise parfois du polypropylène atactique ; les arrangements méthyles occupent au hasard de la chaîne. Le polypropylène syndiotactique contient des arrangements isotactique et des arrangements atactique dans la même chaîne de polymère.

Tableau 1-2 : Influence de la tacticité sur la cristallinité, la rigidité et la résistance du polypropylène [51]

Type	Degré de cristallinité [%]	Densité [g/cm ³]	Module de Young [GPa]
isotactique	50-65	0.9-0.91	1.2-1.5
syndiotactique	25-50	0.87-0.89	0.7-1.0
atactique	-	0.852	-

Le polypropylène est un polymère ayant une température de transition vitreuse (T_g) d'environ -10°C et de fusion (T_f) de l'ordre de 165°C [50]. Les températures de fusion des sphérolites α et β sont de 165°C et 154°C respectivement. Cette différence permet l'apparition des deux phases cristallines dans le matériau. L'augmentation de la teneur en phase β dans le matériau diminue le module d'Young, la contrainte au seuil d'écoulement et augmente l'allongement à la rupture. Par conséquent, le module d'Young et la contrainte au seuil augmentent avec la teneur en phase α [52].

Avec tous les avantages décrits ci-dessus, le polypropylène est un bon candidat comme matrice pour les composites renforcés de fibres naturelles. Toutefois, le principal inconvénient de l'utilisation de la matrice PP avec les fibres naturelles est leur faible adhérence à l'interface. Cette incompatibilité entre la matrice et les fibres naturelles peut être améliorée par des modifications chimiques des fibres ou l'ajout de compatibilisant [53-55].

1.3.2 Propriétés mécaniques des matrices thermoplastiques

Les résines polypropylène présentent de bonnes propriétés mécaniques notamment en termes de rigidité (module d'Young) et de ductilité. En revanche, leur contrainte à la rupture reste inférieure aux autres résines (Tableau 1-3). Au niveau macroscopique, leurs comportement est considéré isotrope et dépend de la température. Il passe de l'état vitreux à l'état caoutchoutique avec une augmentation de température, ce passage s'effectue lorsque la

température atteint la température de transition vitreuse T_g (Figure 1-5). Les propriétés mécaniques évoluent en fonction de la vitesse de sollicitation (comportement visqueux). Cependant, à température ambiante, le comportement mécanique des résines est modélisable par une loi élasto-plastique. Les propriétés mécaniques de quelques matrices thermoplastiques sont données dans le tableau 1-3.

Tableau 1-3 : Différents thermoplastiques [56]

Matériau	T° max. utilisation continue (°C)	σ_{rup} (MPa)	E (GPa)	Densité	Prix (indice)
PA6	-	70	2.1	1.09	-
PA8	90	80	2.6	1.13	10
PA11	100	60	1	1.05	-
PA12	100	-	1	1.02	-
PAI	200	190	4.5	1.45	200
PBI	425	160	5.9	1.3	-
PC	130	75	2.4	1.2	25
PCTFE	155	45	1.4	2.15	120
PEBD	50	-	0.2	0.91	6
PEEK	240	120	3.6	1.3	240
PEHD	90	40	1.4	0.95	11
PEI	170	105	3	1.27	99
PES	180	97	2.4	1.37	45
PETP	110	80	2.8	1.31	15
PI	260	86	3.25	1.43	50
PMMA	85	75	3.3	1.2	20
POM	100	73	2.8	1.41	16
PP	100	45	1	0.91	12
PPO	115	-	2.5	1.06	-
PPS	240	150	2.2	1.34	180
PS	85	60	1.6	1.05	13
PSU	180	80	2.5	1.24	42
PTFE	200	40	0.3	2.2	63
PUR	90	40	3	1.25	44
PVC	60	58	2.8	1.35	6
PVDF	150	60	1	1.76	65

1.3.3 Mécanismes de déformation des polymères

Les polymères sont caractérisés par un comportement ductile, montrée par une augmentation de la température ou une diminution de la vitesse de chargement. La grande ductilité est associée à une réorientation des chaînes des polymères amorphes ou semi-cristallins. Cependant, pour différents types de polymères, l'essai de traction permet d'observer la déformation macroscopique et les mécanismes de déformation induits (figure 1-

6). Les paramètres qui permettent de quantifier la réponse d'un polymère : sa rigidité (E), sa résistance à la rupture σ_f et sa ductilité (ϵ_{ultime}).

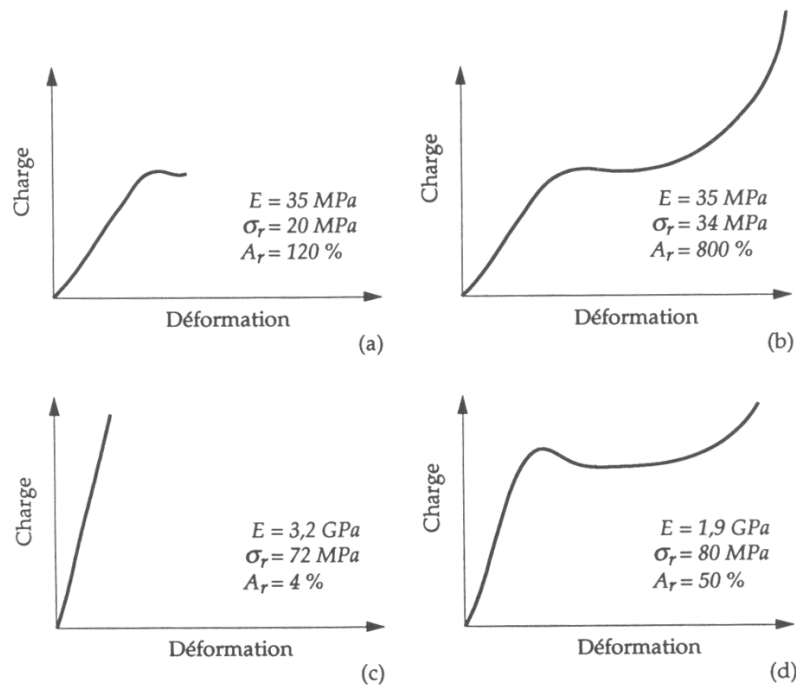


Figure 1-6 : Courbes charge-déformation pour différents polymères [57] : (a) souple et peu résistant – (b) souple et ductile – (c) rigide et fragile – (d) rigide et ductile

La courbe caractéristique en traction d'un polymère thermoplastique semi-cristallin peut être divisée en plusieurs parties (Figure 1-7). Pour de faibles déformations, les thermoplastiques révèlent un comportement à la fois élastique (à basse température et à vitesse de sollicitation élevée) et visqueux (dans les conditions inverses) [58]. Si les deux aspects sont présents, on parle alors de la déformation viscoélasticité, dans ce cas le phénomène est réversible. Puis la réponse devient non-linéaire, avant d'atteindre le seuil d'écoulement (début de striction).

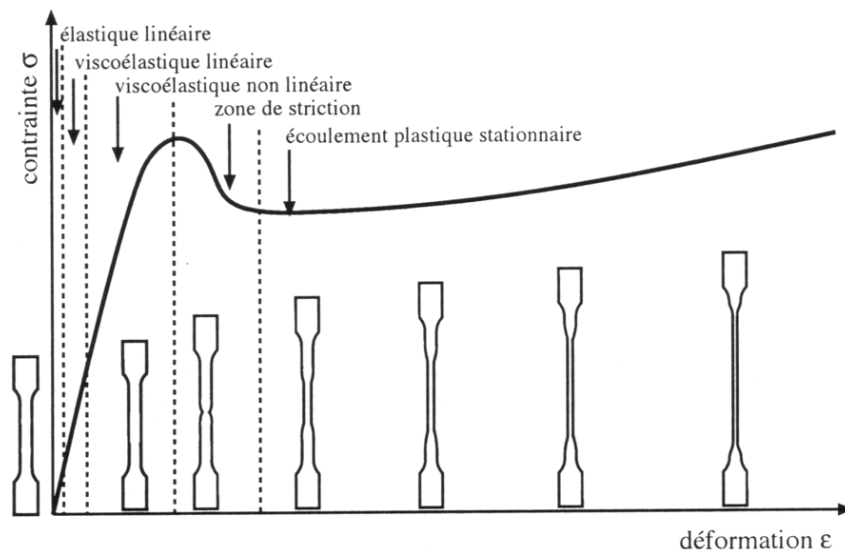


Figure 1-7 : Réponse caractéristique en traction d'un polymère thermoplastique semi-cristallin et évolution de la forme de l'éprouvette [44]

Au seuil d'écoulement, la déformation plastique commence à se localiser dans une zone étroite qui correspond à l'apparition des bandes de cisaillement (figure 1-8)

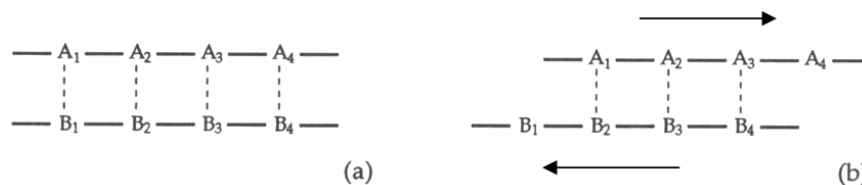


Figure 1-8 : Mécanisme de déformation plastique par cisaillement dans un polymère [57] :
(a) avant déformation – (b) après déformation

La déformation plastique intervient à partir d'une limite que l'on appelle seuil de plasticité. Dans les thermoplastiques, le seuil de plasticité est difficile à évaluer du fait du caractère viscoélastique. Une façon de contourner cette difficulté et d'obtenir un couplage entre les deux aspects, on parle alors de déformation viscoplastique. Dans ce cas le phénomène est irréversible.

La déformation plastique correspond à une transformation importante dans la structure du thermoplastique. On observe dans un premier temps un alignement des chaînes amorphes suivi par un alignement des lamelles cristallines (figure 1-4) [59]. Dans un second temps, il y a rupture des lamelles les plus grosses et les plus imparfaits. Cette étape s'accompagne d'un réarrangement des zones cristallines par rapport aux zones amorphes, qui favorise la formation de nouvelles cristallites qui jouent le rôle de renfort (écrouissage).

Enfin, d'autres phénomènes irréversibles peuvent apparaître au sein de la matrice thermoplastique lorsqu'elle est sollicitée. Il peut y avoir formation de micro-vides, de craquelures et croissance de microfissures sous l'action d'un champ de déformation [60, 61, 62]. Ces phénomènes qui sont amorcés dans les zones de défauts, impuretés ou défauts cristallins dans les cristallites, sont à l'origine de la rupture du matériau. Les mécanismes accompagnant enfin de l'étirage sont résumés dans la figure 1-9.

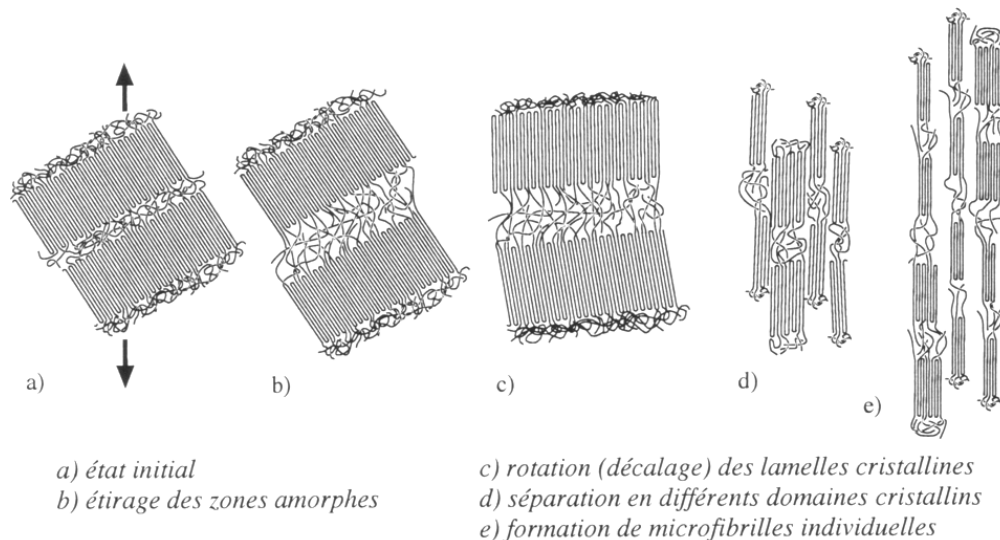


Figure 1-9 : Mécanisme de déformation des polymères semi-cristallins lors d'une sollicitation unidirectionnelle [44]

1.4 Fibres végétales

Les fibres végétales sont considérées comme parmi les ressources de la biomasse et qui participent au développement durable. Selon leurs origines, ils peuvent être groupés dans les catégories suivantes (figure 1-10) :

- Fibres extraites à partir des graines et des fruits de la plante : coton, noix de coco (coir), kapok...
- Fibres extraites à partir des feuilles (hard fibres) : sisal, abaca, banana, palme, etc.
- Fibres extraites à partir des tiges (bast fibres) : jute, ramie, chanvre, lin, kenaf, etc.

Ces fibres issues des tiges (les fibres de jute, de sisal, de lin, de ramie, de chanvre et noix de coco) ont une résistance mécanique élevée et des propriétés spécifiques qui leur donnent une bonne qualité pour le renforcement des composites polymères.

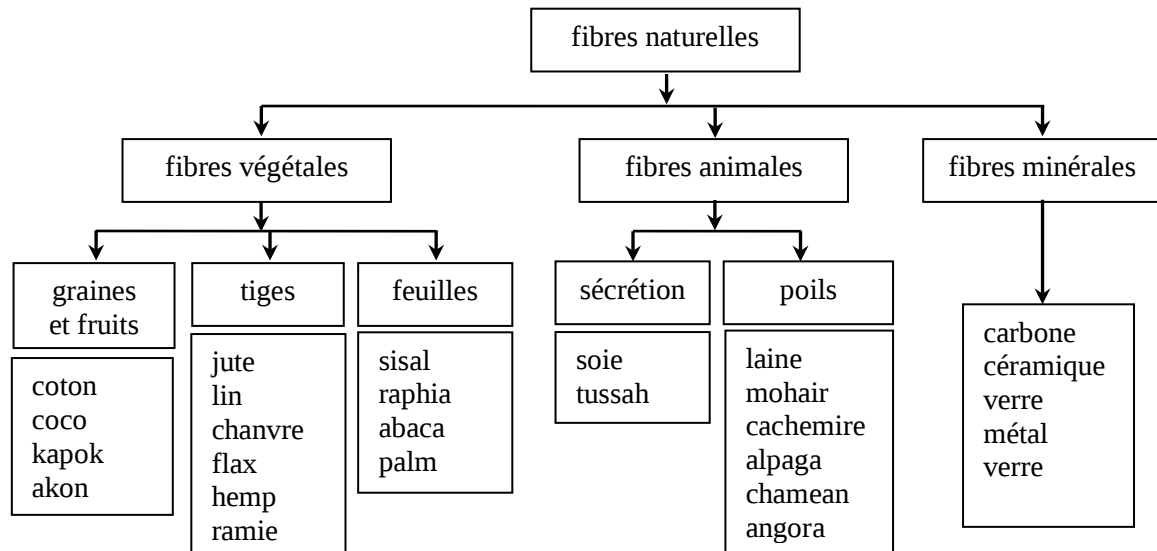


Figure 1-10 : Classification des fibres naturelles [45]

1.4.1 Les fibres issues des tiges

1.4.1.a Fibres de jute



Figure 1-11 : Plante buissonnante

Le jute est produit à partir de plantes buissonnantes originaire du sud-est asiatique (figure 1-11). Les principaux producteurs sont l'Inde, le Bangladesh et la Chine, fournissent les meilleures conditions pour la croissance de la plante du jute. Il a environ 100 espèces. La longueur moyenne des fibres est de 2 mm, avec une largeur de 20 μm . Les caractéristiques mécaniques de cette fibre sont assimilées à celles du kenaf.

Les composites à matrice thermoplastique renforcées par des fibres de jute ont été utilisés dans l'industrie en Allemagne pour fabriquer des portes en panneaux composites [63]. Diverses recherches ont été réalisées sur ces composites, ces études ont porté notamment sur la stabilité thermique, la cristallinité, la durabilité, l'orientation des fibres, le frottement à l'usure, l'éco-conception des composants automobiles [64-67]. Les composites jute /polypropylène ont été étudiés en ce qui concerne l'effet de la modification de la matrice [68], l'influence du rayonnement gamma [69], l'effet de l'interaction fibre-matrice sur le comportement mécanique en fluage [70], l'influence de l'agent de couplage à base de silane [71-72]. Ray et al. [73-75] ont faits des recherches approfondies sur matrice ester-vinylique renforcée avec des fibres de jute traitées. Ils ont étudié plus particulièrement le

comportement mécanique, thermique des composites sollicités à l'impact et à la fatigue. Les résultats obtenus étaient supérieurs en raison du traitement alcalin.

1.4.1.b Fibres de chanvre



Figure 1-12 : Le Chanvre

Une autre fibre remarquable des fibres libériennes est le chanvre, qui appartient à la famille Cannabis. Une plante annuelle qui pousse dans les climats tempérés. Les plantes présentent des fibres externes longues et étroites et des fibres internes ligneuses. Par ses possibilités techniques, la fibre de chanvre répond à des besoins textiles traditionnels. Le chanvre est actuellement l'objet d'une subvention de l'union européenne (France et Italie) pour l'agriculture non alimentaire (figure 1-12).

Les fibres de chanvre sont très recherchées comme renfort dans les composites à matrice thermoplastique à cause de sa grande rigidité et de son intérêt économique. Elles sont appliquées dans les structures internes, les pièces automobiles et les matériaux de construction...etc. Il ajoute dans les composites polypropylène/chanvre divers agents additions pour améliorer les interactions fibres-matrice [76]. Par rapport au composite non modifié, un changement dans la morphologie et du comportement de cristallisation de la matrice polypropylène ont été observés. Tous les composites affichent une augmentation de la rigidité et un faible allongement à la rupture, résultant de l'amélioration de l'interface. Les composites polypropylène/chanvre présentent une recyclabilité intéressante [77]. Les résultats obtenus montrent que les propriétés mécaniques restent bien conservées, malgré le nombre de cycles de retraitement. La viscosité newtonienne diminue avec des cycles qui est due peut être à la diminution de la longueur des fibres.

Les résines époxy ont été utilisées aussi comme matrice dans d'un composite renforcé de fibres de chanvre, l'effet de l'architecture des fibres sur le changement des propriétés mécaniques sous chargement d'impact a été étudié [78], la micromécanique des composites [79], l'influence des combinaisons hybrides composées d'huile de soja et de nano-argile [80]. Le chanvre est aussi utilisé comme renfort dans les bio-composites [81].

1.4.1.c Fibres de lin

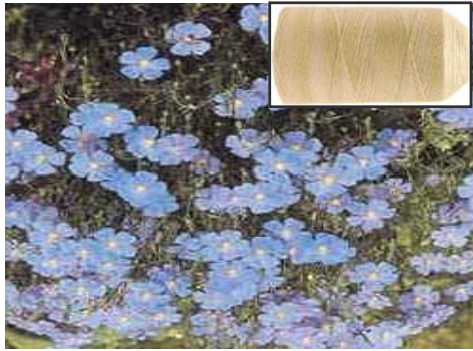


Figure 1-13 : Le Lin

Le lin est une plante cultivée dans les régions tempérées, considérée comme l'une des plus anciennes cultures dans le monde. Ces fibres sont plus fréquemment utilisées dans les marchés textiles (figure 1-13). La fibre de lin vient des tiges de la plante et de l'huile extraite des graines. L'avantage de cette fibre est sa longueur élevée, en moyenne 25 mm et sa bonne résistance. Aujourd'hui, elles

sont largement utilisées comme renforts dans les composites.

La fibre de lin est parmi l'une des fibres naturelles utilisée comme renfort dans les composites à matrice thermoplastiques pour les structures internes dans l'industrie automobile [82, 83]. En 1941, ces composites ont été utilisés pour fabriquer les carrosseries de voitures Henry Ford, pour avoir une résistance 10 fois plus élevée que l'acier sous l'impact [84]. Les composites polypropylène/lin ont été étudiés sous l'effet des agents de couplage « Zeine », la Zeine est une protéine extraite à partir de maïs, il est utilisée pour améliorer l'interface fibre-matrice.

Les propriétés mécaniques en traction des fibres de lin sont estimées en fonction de leur diamètre et de leur emplacement dans les tiges [85]. Le large écart de ces propriétés est dû à la variation de la taille de la fibre. Les valeurs les plus élevées des propriétés mécaniques des fibres sont issues du milieu de la tige, où les parois sont cellulaires.

Diverses recherches ont été réalisées sur les composites à matrice polypropylène. Ces études portent essentiellement sur la comparaison des composites à matrice thermoplastique et thermodurcissable [86], le comportement à la rupture et la ténacité [87], l'influence du traitement sur l'interface fibre/matrice [88], l'effet du traitement des fibres sur les propriétés thermiques et de cristallisation [89], la comparaison des propriétés des composites à matrice (PP et PLA) [90]. Dans quelques uns des travaux de recherches, on peut citer les travaux de Buttler [91] sur l'utilisation des composites de fibres de lin dans l'industrie de la carrosserie et bus.

1.4.1.d Fibres de kénaf



Figure 1-14 : Le Kénaf

Le kénaf est une plante herbacée, composée de plusieurs variétés d'environ 300 espèces (figure 1-14). La tige de la plante peut atteindre 3 m de haut. Il se trouve principalement dans les régions tropicales et en Amérique du Sud. La longueur moyenne des fibres (1,5 mm) est comprise entre celle des fibres de feuillus et celle des fibres de résineux. Il dispose d'un bon potentiel en tant que matière première pour l'utilisation dans des produits composites.

Les composites Polypropylène/kénaf possèdent des propriétés plus élevées que les autres composites à base des fibres naturelles telles que les fibres de sisal, de coco. Ainsi, ils offrent une option pour remplacer les matériaux existant avec une plus grande résistance, à moindre coût et qui respectent l'environnement. La teneur en fibres variée de 30 à 40% en poids et augmente la résistance de la matrice polypropylène.

Les propriétés des composites hybrides (Polypropylène/kénaf/farine de bois) ont fait l'objet de plusieurs études [92]. Les résultats indiquent que ces composites présentent des rigidités et les modules qui sont étroitement liés au rapport des particules et des renforts. A l'aide des équations de mélange de Halpin-Tsai, il est possible de prédire le module d'élasticité des ces composites.

1.4.1.e Fibres de sisal



Figure 1-15 : Le Sisal

Le sisal est une plante vivace constituée par une rosette de grandes feuilles à section triangulaire allant jusqu'à 2 m de long (figure 1-15). Il est produit commercialement en Brésil et en Afrique de l'Est. La demande mondiale pour ces fibres diminue annuellement de 2.3%. La longueur moyenne de ces fibres est de 3 mm.

Les propriétés mécaniques, morphologiques, chimiques et les caractéristiques de durcissement des fibres de sisal ont été étudiées avec différentes matrices, telles que le

caoutchouc [93-94], le phénol formaldéhyde [95], l'acétate de cellulose [96], bio polyuréthane [97], et le polyéthylène [98].

La dégradation des propriétés mécaniques des composites PP/sisal a été étudiée sous les effets de l'environnement [99], l'influence d'agents de couplage sur les propriétés de l'usure par abrasion [100], et l'effet du vieillissement sur les propriétés mécaniques [101]. De nombreuses autres études ont été réalisées sur les composites polyester/sisal en ce qui concerne leurs propriétés d'absorption d'humidité [102], le traitement de la fibre avec admicellar [103], et les modifications chimiques avec les lignines [104].

1.4.1.f Fibres de ramie



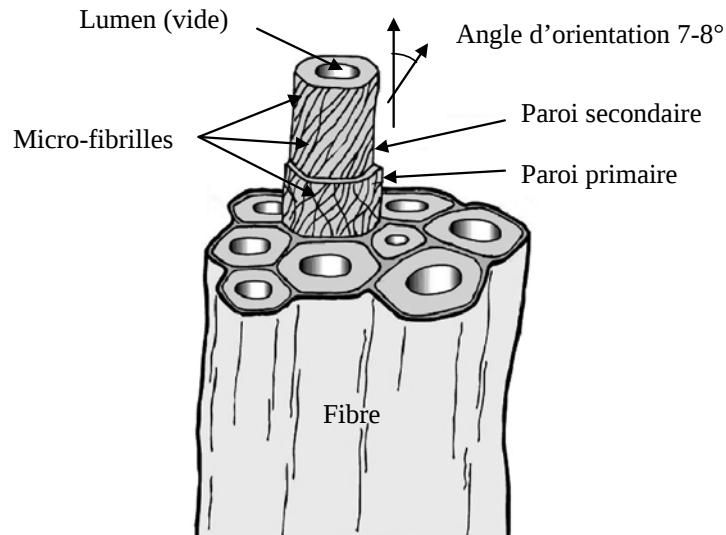
Figure 1-16 : La ramie La ramie est une plante arbustive, qui comprend environ 100 espèces (figure 1-16). Originaires d'Asie de l'Est, la ramie est produite principalement en Chine, le Japon et l'Amérique. La ramie comme fibre textile a été limitée en raison de la limitation dans la production et qui nécessite de vaste prétraitement que d'autres fibres libériennes commercialement importantes. La longueur moyenne des fibres est comprise entre 40 et 250 mm, pour un diamètre moyen de 45 μm . Ces fibres sont longues et rigides.

Les fibres de ramie sont utilisées comme renforts dans les matrices polyester [105] et [106], époxy [107] et PP [108]. L'augmentation de la longueur et le pourcentage des fibres dans la matrice montre une plus grande résistance à la traction et à la compression. Cependant, les composites à base de ces fibres présentent une faible résistance à l'impact et allongement à la rupture.

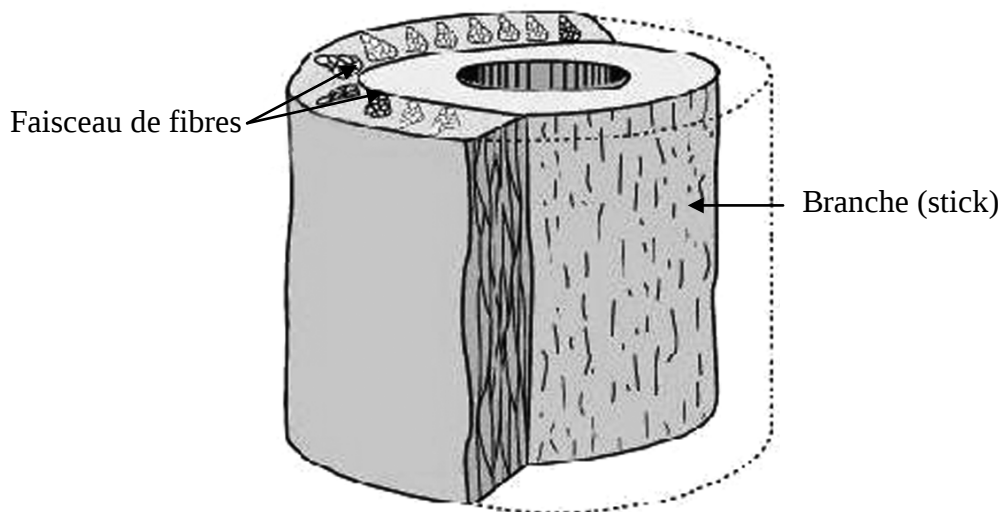
1.4.2 Microstructure de la fibre de jute

Les fibres de jute ont une structure cellulaire très compliquée, et sont composées de cellulose entouré d'une structure amorphe de lignine et d'hémicellulose. Une fibre individuelle consiste de quelques cellules ou fibrilles [109]. Les fibres sont composées d'un ensemble de cellules qui sont différentes l'une de l'autre dans l'architecture moléculaire. Chaque cellule se compose de 2 parois cellulaires principales : primaire et secondaire, la paroi primaire se compose d'un mur intérieur mince et la paroi secondaire se compose d'un mur extérieur épais (figure 1-17). Chaque mur cellulaire contient des fibrilles qui sont disposées de

façon entrecroisées. Les fibrilles dans les murs cellulaires sont arrangées sous forme spirale avec un angle de 7-8° par rapport à l'axe des cellules. Dans les cellules d'une fibre de jute, les fibrilles sont des régions cellulosiques fortement commandées, qui constitue la partie la plus épaisse de la paroi cellulaire dans la fibre (occupant 76% de l'épaisseur de la paroi cellulaire) et domine les propriétés de fibres [110].



(a)



(b)

Figure 1-17 : Représentation schématique : a) fibre de jute, b) la tige de jute après rouissage [111]

Tableau 1-4 : Paramètres structuraux des fibres végétales différentes

Fibre	Angle spiral (°)	Section A *10⁻² mm²	Longueur de cellule L (mm)	Ratio L/D (D : diamètre de cellule)
Jute	8.0	0.12	2.3	110
Flax	10.0	0.12	20.0	1687
Chanvre	6.2	0.06	23.0	960
Ramie	7.5	0.03	154	3500
Sisal	20.0	1.10	2.2	100
Coco	45.0	1.20	3.3	35

1.4.3 Propriétés mécaniques des fibres végétales

De manière générale, les fibres naturelles sont convenables à renforcer des matrices thermodurcissables et thermoplastiques, grâce à leur résistance et leur rigidité relativement hautes et leur basse densité. Les propriétés mécaniques des fibres végétales en traction présentent de nombreux atouts pour renforcer les matériaux composites si on s'intéresse aux impacts environnements. Cependant, il y a relativement peu de données fiables disponibles dans la littérature pour leur sélection, dues aux limitations dans la méthodologie d'essai [112]. Les propriétés de fibres végétales et quelques fibres synthétiques sont données dans le tableau 1-5 [112,113].

Tableau 1-5 : Les propriétés mécaniques des fibres végétales et les fibres de verre en traction

Fibre	Densité (g/cm³)	Allongement (%)	Résistance en traction (MPa)	Module d'élasticité (GPa)
Cotton	1.5-1.6	7.0-8.0	287-597	5.5-12.6
Jute	1.3	1.5-1.8	393-773	26.5
Flax	1.5	2.7-3.2	345-1035	26.7
Chanvre	1.4	1.6	900-1080	10-25
Ramie	-	3.6-3.8	400-938	61.4-128
Sisal	1.5	2.0-2.5	511-635	9.4-22.0
Coco	1.2	30.0	150-175	4.0-6.0
E-verre	2.5	2.5	2000-3500	70.0

Selon le tableau 1-5, la résistance en traction des fibres végétales est plus faible que celle des fibres de verre. Toutefois, lorsque le module spécifique (module/densité) est pris en considération, les fibres végétales donnent des valeurs meilleures que celles des fibres de

verre. Les propriétés des modules spécifiques constituent un des principaux avantages de l'utilisation des fibres végétales comme renforts dans les composites.

Les fibres végétales présentent des propriétés mécaniques assez variables, à l'intérieur même d'une espèce donnée. Cette variation des propriétés présente un des inconvénients des fibres végétales, conférant ainsi à chaque type de fibre une utilisation bien spécifique.

1.4.4 Avantages et inconvénients des fibres végétales

Le tableau 1-6 présente les avantages et les inconvénients des fibres végétales comme renfort dans la matrice polymère [114-117]. La biodégradabilité des fibres peut être considérée comme un avantage ou un inconvénient. Pour la recyclabilité, les fibres sont considérées comme avantageuses. Par ailleurs, il n'existe pas de structure composite à durée de vie illimitée, tout matériau étant voué à devenir déchet. L'utilisation de ce type de matériau impose de placer la structure composite en dehors des conditions de biodégradabilité. Cette démarche est appliquée par exemple pour le bois.

Tableau 1-6: Principaux avantages et inconvénients des fibres végétales comme renforts dans les matrices polymères

Avantages	
- Faible coût	- Propriétés mécaniques spécifiques importantes (résistance et rigidité)
- Biodégradable	- Non abrasif pour les outillages
- Neutre pour l'émission de CO ₂	- Demande peu d'énergie pour la production
- Pas de résidus après incinération	- Pas d'irritation cutanée lors de la manipulation des fibres
- Ressource renouvelable	- Bon isolant thermique et acoustique
Inconvénients	
- Absorption d'eau	- Faible stabilité dimensionnelle.
- Biodégradabilité	- Faible tenue thermique (200 à 300°C max).
- Fibres anisotropes	- Variation de qualité en fonction du lieu de croissance, des conditions météorologiques
- Pour des applications industrielles, nécessite de gestion d'un stock	- Renfort discontinu.

Plusieurs fibres végétales ont été étudiées pour renforcer les polymères comme par

exemple le jute, le lin, le chanvre, le kenaf, le chanvre, le sisal [118,119]. Les composites à matrice polypropylène renforcés fibres de jute sont connus pour avoir les propriétés suivantes: légèreté, bonne résistance aux agents extérieurs, esthétique et facilité de mise en œuvre et résistance moyenne, ce qui autorise leur utilisation dans les industries du meuble et de la construction.

1.5 Mécanismes d'endommagement des composites à matrice thermoplastique

Les polymères renforcés de tissus soumis à un chargement de traction, développent des mécanismes d'endommagement complexes en raison de fortes anisotropies qui se présentent dans le matériau. Le procédé de fabrication laisse des traces sous forme d'ondulations dans l'architecture interne des tissus (ondulations induites par le processus de tissage et d'élaboration). Les tissus peuvent se désaligner dans le plan. Ce phénomène est généralement provoqué par les fortes pressions exercées pendant le procédé d'élaboration. Ces ondulations déclenchent de nouveaux mécanismes d'endommagement dans les stratifiés notamment lorsque le matériau est sollicité en compression. A titre d'exemple, les mécanismes d'endommagement rencontrés dans ces composites comprennent : (i) l'endommagement intra-laminaire (délaminage), (ii) la fissuration de la matrice et (iii) la rupture des fibres. Dans les composites renforcés par des fibres végétales, l'endommagement commence par l'apparition de microfissures dans la matrice, la rupture des fibres faibles, le décollement fibre/matrice et la rupture des fibres. Une brève description de ces mécanismes d'endommagement est donnée dans la section ci-dessous.

1.5.a Rupture de la matrice

La fissuration de la matrice est le mode d'endommagement le plus courant dans les stratifiés en raison des propriétés de la matrice (rigidité et résistance) qui sont inférieures à celles de la fibre. Ces fissures apparaissent et s'étendent transversalement à la direction du chargement. Ces fissures matricielles se classent dans l'endommagement « intra-laminaire », impliquant la présence de micro-vides dans les plis. L'initiation et l'évolution de ces derniers sont en fonction du niveau de chargement, du régime et de l'empilement des plis dans le composite. Généralement, une seule fissure dans la matrice peut développer une série de fissures dans un seul pli.

L'étude expérimentale approfondie effectuée par Carvalho et al. [120] montre que les fissures transversales accroissent avec l'augmentation de la contrainte appliquée. Il a été constaté également que l'initiation et la propagation de fissures (sous forme de craquages de

la matrice) se forment parallèlement à la direction de chargement. Les travaux de Carvalho et al. [120] ont révélé également que les fissures dans les composites stratifiés ont une distribution aléatoire et une variation des propriétés à l'échelle locale. Cette distribution aléatoire affecte non seulement la réduction des propriétés des stratifiés, mais aussi un facteur important pour lancer un endommagement prématuré et la rupture des stratifiés. Elle engendre une distribution non-uniforme des contraintes lors de l'évolution d'endommagement, même si le chargement extérieur est uniforme. Les craquages de la matrice augmentent rapidement avec l'augmentation de la charge appliquée et réduisent ainsi la rigidité et la résistance du composite. L'observation microscope optique du stratifié fissuré est présentée sur la figure 1-18 [93].

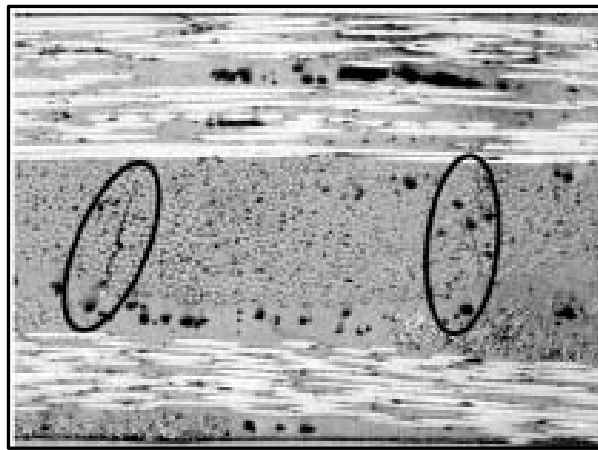


Figure 1-18 : Etats d'endommagement transverse dans les stratifiés à matrice thermoplastique sous charge de traction (le stratifié est chargé jusqu'à 80%)

1.5.b Décollement fibre-matrice

Le décollement fibre-matrice est un mode d'endommagement inter-laminaire. Il se développe parallèlement à la direction des fibres, séparant ainsi les constituants (fibres et matrice) du composite. Une fois s'est produite, l'adhérence de la matrice pour les fibres est perdue, le décollement continu sa propagation comme s'il n'y a aucun obstacle. Ceci entraîne des concentrations de contraintes sur les fibres voisines. Ce mode d'endommagement s'initie et évolue à l'échelle macroscopique dans tous les plis du stratifié et l'évolution d'endommagement se fait par redistribution des contraintes dans les stratifiés. Les décollements multiples dans les stratifiés ne causent pas la rupture ultime, mais peuvent entraîner une dégradation progressive de la rigidité et peuvent déclenchés des dommages sérieux tels que le délaminage et la rupture des fibres [121]. Le décollement fibre-matrice sous chargement de traction est représenté sur la figure 1-19.

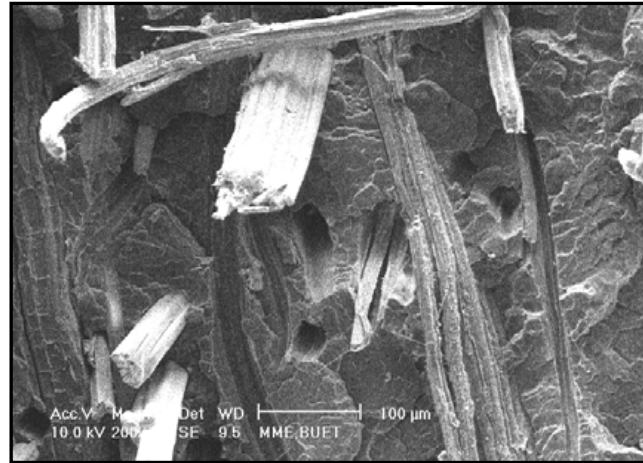


Figure 1-19 : Surfaces de rupture obtenues par MEB de l'essai de traction sur des composites renforcés par des fibres de jute [122]

1.5.c Décollement pli-pli

L'endommagement, comme déjà explicité précédemment, apparaît dans les différentes couches affaiblies du stratifié, par la suite, il subit un processus d'évolution d'endommagement. Les premières fissures se forment au hasard, puis s'accumulent et conduisent au délaminage aux interfaces entre plis. Le délaminage apparaît clairement entre les couches internes du composite en raison de l'absence du renfort pour arrêter la propagation (zones riches en résine). Le délaminage est dû à une forte concentration des contraintes de cisaillement (à travers l'épaisseur) et normales provenant de l'effet du bord. Il peut également se produire à proximité des trous en raison toujours de la présence des sur-contraintes au bord des trous dans les stratifiés. La faible vitesse de chargement est également une autre cause qui favorise l'apparition du délaminage dans les polymères renforcés par des fibres, entraînant une résistance résiduelle dans les composites en compression. Cette dernière dépend de la ténacité inter-laminaire des plis et du niveau d'énergie qui est nécessaire pour la propagation des fissures. Dans les composites renforcés de tissus, l'endommagement peut être inter-laminaire comme la séparation entre deux plis ou intra-laminaire comme le décollement par étirage dans les plis (voir figure 1-20). En générale, la rupture s'initie dans les zones riches en résine et induit à la formation de délaminage et la rupture globale par cisaillement.

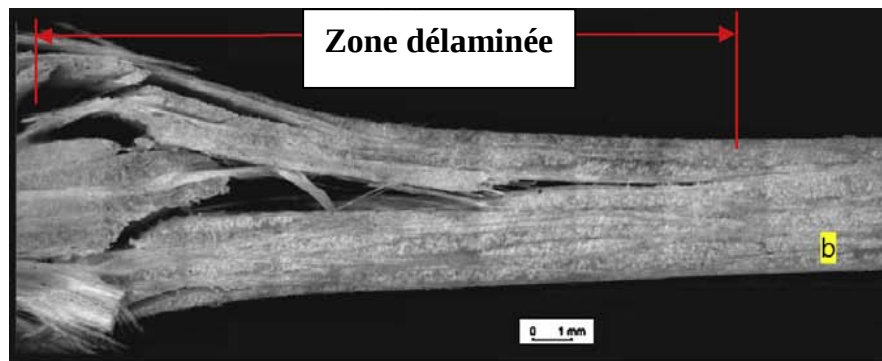


Figure 1-20 : Surfaces délaminiées de l'essai de compression sur des stratifiés [123]

1.5.d Rupture des fibres

La rupture des fibres est souvent considérée comme mode de rupture ultime dans les composites, et la réduction de la résistance se fait de façon brusque puisque les fibres agissent comme un constituant principal dans les composites. Les trois mécanismes tels que la fissuration de la matrice, le décollement fibre-matrice et le delaminage apparaissent dans le stratifié sans pour autant provoquer la ruine du composite. Les fibres sont considérés comme seul élément porteur de la charge, la rupture commence lorsque le stratifié atteint la déformation à la rupture du stratifié. En général, la rupture des fibres dans les stratifiés renforcés de tissus commence par des fibres individuelles, puis s'accumulent dans les plis, et la rupture finale apparait quand il y a pas suffisamment de fibres intactes qui vont supporter la charge appliquée. Les surfaces de rupture du composite à matrice thermoplastique PEI renforcé par des fibres de carbone sont présentées sur la figure 1-21. Les composites sont sollicités à une faible vitesse d'impact. Les surfaces de rupture sont perpendiculaires à l'axe des fibres et l'axe neutre divise les deux zones de traction et compression.

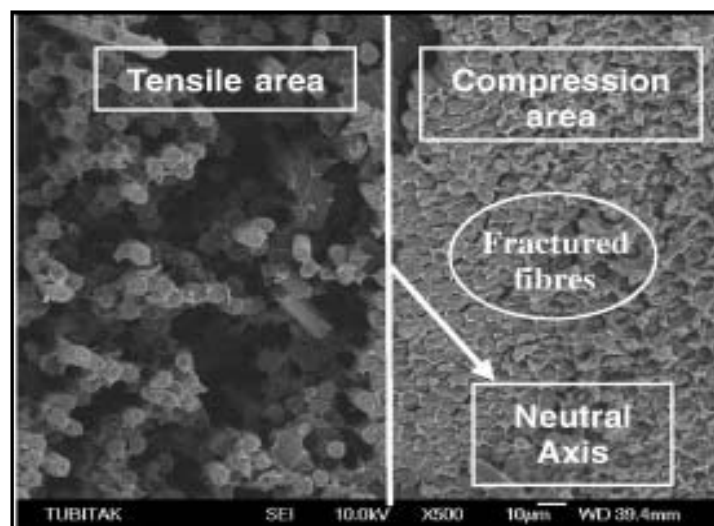


Figure 1-21 : Surfaces de rupture des éprouvettes sollicitées à l'impact [124]

1.5.e Kink-band

La formation de kink-band représente une instabilité en compression dans les stratifiés fortement anisotrope. Il est bien évident que la compression elle-même ne peut pas générer la rupture des fibres et la fissuration de la matrice, c'est surtout l'instabilité transverse qui est décisive. Le phénomène kink-band se produit pour expliquer l'apparition de fissures longitudinales aux contraintes de compression dans le stratifié comprimé. Selon *Jelf*, quand un stratifié est sollicité en compression, il existe un phénomène d'instabilité causé par une insuffisance de la matrice à jouer le rôle comme support pour les fibres (manque de support latéral), conduisant ainsi à la formation de kink-band. On distingue quatre mécanismes d'endommagement pour les composites à matrice ductile sous chargement de compression [97]:

- i) déformation élastique du stratifié,
- ii) écrasement des fibres,
- iii) fissuration de la matrice,
- iv) kink-band.

Parmi les quatre modes de rupture, la formation de kink-band est considérée comme le mode de rupture le plus important pour les composites à matrice ductile. Le mécanisme principal de l'instabilité est souvent dû aux défauts d'alignement des fibres (imperfections du matériau). En effet, le flambage des plies se produit avec la déformation de cisaillement [126-128]. La charge critique de flambage dépend des propriétés des fibres, de la matrice et de l'adhérence fibre-matrice.

Le développement des mécanismes d'endommagement mentionnés ci-dessus conduit à la rupture complète des stratifiés qui dépendent de différentes paramètres ; de la géométrie, du matériau, des conditions de chargement et des modes d'endommagement. Chaque mécanisme d'endommagement est régi par une longueur d'échelle et évalué différemment lorsque la charge appliquée est augmentée. La dégradation du stratifié devient plus complexe quand il y a interaction entre les différents mécanismes.

Le phénomène kink-band a un effet plus dangereux sur l'intégrité de la structure composite que la fissuration de la matrice. Le kink-band peut rendre les stratifiés à matrice thermodurcissable incapable de porter la charge et surtout lorsque le stratifié suivi de délaminage à l'interface d'une façon fragile. D'autre part, l'effet des dommages lors de la

formation de kink-band dans les stratifiés à matrice ductile maintient la charge au post-flambage et se manifeste sous forme de résistance résiduelle. Le kink-band peut être réduite soit par amélioration de la rigidité du stratifié ou par modification de l'orientation des fibres. L'endommagement des stratifiés à matrice polypropylène isotactique (iPP) renforcés de fibres de verre sous chargement de compression a été étudié dans la littérature et les mécanismes d'endommagement causés par le chargement sont ; la rupture par cisaillement à 45° par rapport à direction du chargement [129-131] et la formation de kink-band (figure 1-22).

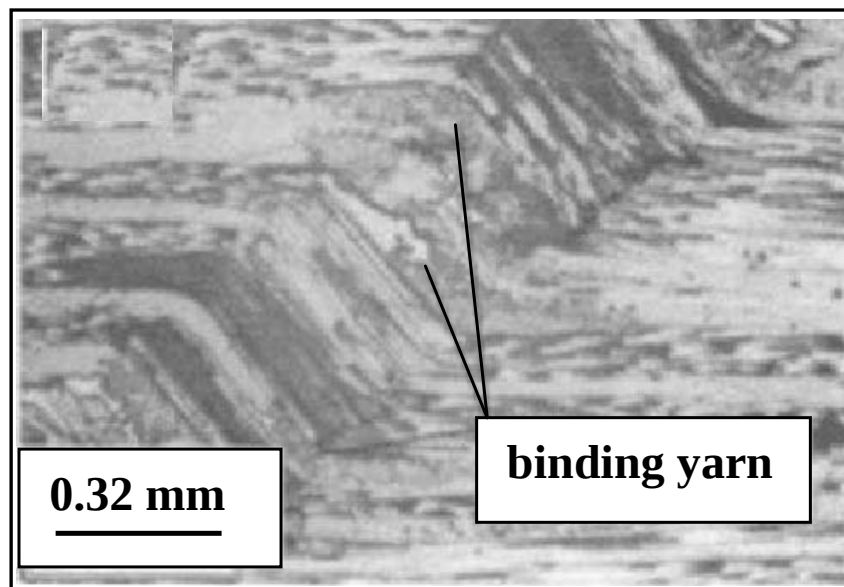


Figure 1-22 : Formation de kank-band dans un composite à matrice polypropylène sous compression axiale [132]

1.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté une introduction aux composites à matrice thermoplastique renforcés de fibres naturelles. Récapitulant les applications courantes et les caractéristiques mécaniques disponibles dans la littérature.

Les polymères renforcés de fibres ont trouvé un large domaine d'applications. Leurs comportements mécaniques et leurs mécanismes d'endommagement résultant dans des conditions de chargement complexe ont été présentés et discutés en détail.

Cependant, la grande majorité des études se focalisent sur l'endommagement causé par les charges monotones de traction, alors que dans le cas de chargement de compression, les études sont appliquées à des géométries simples. Bien que peu de recherches soient

appliquées à des sollicitations plus complexes (compression et flambage). Ainsi, les études expérimentales sur le comportement des composites à matrice thermoplastique sollicités en grande déformation sous chargement de compression sont encore très limitées et très peu de travaux traitant cette problématique. Par conséquent, ce travail est axé sur la compréhension des différents mécanismes d'endommagement des composites à matrice thermoplastique. Afin de comprendre le processus complexe de déformation et d'endommagement des ces composites sous chargement complexe, il est important de caractériser leur comportement grâce à des tests expérimentaux et des techniques d'évolution de l'endommagement. Le chapitre suivant met en évidence les différents tests expérimentaux utilisés pour caractériser les composites et pour déterminer également les divers modes d'endommagement selon différents scénarios de chargement.

CHAPITRE

2

*Caractérisation des composites
jute/polypropylène*

2.1 Introduction

Contrairement aux matériaux métalliques, les composites présentent des propriétés mécaniques différentes suivant les différentes directions en raison de l'orientation des fibres dans la matrice (anisotropie). Une quantité importante d'informations est disponible dans la littérature sur les propriétés mécaniques en termes de rigidité, de résistance, de ténacité et d'endommagement. Les différents travaux existants s'intéressent surtout au comportement sous chargement monotone de traction. La déformation symétrique en compression est relativement peu étudiée, quand à la déformation axisymétrique en compression, elle est rarement étudiée. Les recherches effectuées sur les composites, montrent que la taille des éprouvettes et l'orientation des fibres influent sur leurs propriétés mécaniques. C'est sur ces deux derniers points, que des essais mécaniques sur des éprouvettes jute/pp ont été effectués dans le but d'obtenir des données précises pour une utilisation spécifique.

La réalisation des essais expérimentaux sur des composites à matrice polypropylène renforcés de tissus en jute constitue une étape importante dans la procédure d'identification des paramètres des lois de comportements. Ces essais sont nécessaires afin d'évaluer les performances et de comprendre les réponses à différentes conditions de chargement de ces composites. Ces essais fournissent également des informations (des données) pour l'analyse et la conception de ces matériaux. Dans ce contexte, nous avons développé et proposé des lois de comportement permettant d'enrichir les codes de calcul éléments finis existants, ce qui permet ainsi une meilleure représentation de l'expérimentation par des modèles identifiés.

Dans ce chapitre et dans un premier temps un type de sollicitation correspondant à un essai mécanique conventionnel qui est l'essai de traction a été retenu. Cet essai est réalisé sur deux types de stratifiés différemment orientés $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$ et $[45^\circ, -45^\circ]_{2S}$. Les résultats obtenus vont permettre de donner quelques informations sur l'évolution de certaines propriétés mécaniques avec l'endommagement de ces stratifiés jute/pp. Dans un second temps, des essais de compression sans et avec flambage ont été réalisés. Ces essais sont réalisés sur deux types de stratifiés $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$ et $[45^\circ, -45^\circ]_{2S}$, avec variation de la taille. Les lois de comportement et leurs évolutions en fonction de l'endommagement des stratifiés ont été identifiées. Ces stratifiés ont été sollicités jusqu'à la rupture. Les lois de comportement étudiées comprennent un certain nombre de paramètres à identifier par voie expérimentale avant de pouvoir être utilisées dans la partie simulation. Une modélisation fiable et précise du

comportement endommageable des stratifiés devrait être fondée sur la caractérisation expérimentale correspondant au niveau de chargement réel.

2.2 Préparation des stratifiés

Les stratifiés étudiés ont été fabriqués à partir des tissus en jute imprégné dans une résine polypropylène (PP) contenant 40% de fibres en volume. La résine PP est dure et offre une excellente résistance à l'impact et à la fatigue. Elle est utilisée à une température ambiante, ce qui la rend favorable pour des applications dans les produits automobiles et sportifs. En outre, les stratifiés jute/pp sont faciles à mouler et présentent une excellente qualité de surface. Ils sont produits à partir des pré-imprégnés ($0^\circ/90^\circ$) et $(+45^\circ/-45^\circ)$ et sont composés de quatre couches désignées $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, respectivement. La couche $(0^\circ/90^\circ)$ représente une seule couche dans laquelle 0° et 90° sont les torons (fibres) dans les directions chaîne et trame, respectivement. Dans la couche $(+45^\circ/-45^\circ)$, $+45^\circ$ et -45° représentent l'angle de l'orientation des torons chaîne et trame par rapport à la direction du chargement.

La technique de moulage par compression a été appliquée pour la fabrication des stratifiés jute/pp. La réalisation des spécimens a été effectuée en deux étapes. Dans la première étape, les grains de polypropylène ont été chauffés jusqu'à la température $T=200^\circ\text{C}$ et maintenue jusqu'à la fusion de tous les grains. En seconde étape après fusion des grains, la résine fondue a été introduite dans le moule, puis les gains fondus ont été consolidés avec des tissus en jute sous un chargement de compression à faible taux de pression et maintenue pendant 10 minutes. Les plaques stratifiées obtenues, ont été laissées à la température ambiante pour se refroidir. Les éprouvettes ont été découpées à l'aide d'une scie à diamant à partir de la plaque moulée après refroidissement de celle-ci. Chaque stratifié est composé de 04 plis et l'épaisseur de chaque pli est d'environ 01 mm. Seulement 05 éprouvettes pour chaque configuration ont été fabriquées. Les éprouvettes ont été ensuite laissées une semaine à la température ambiante avant les tests mécaniques.

2.3 Essai de traction

Le besoin de connaître les caractéristiques mécaniques des stratifiés (jute/pp) pour l'étude numérique a conduit à la réalisation de nombreux essais expérimentaux. L'essai de traction est l'essai le plus utilisé pour la caractérisation du comportement des composites en

raison de sa facilité de traitement et d'analyse des résultats. Pratiquement, cet essai permet de déterminer le module élastique, la limite élastique, la résistance maximale en traction et le coefficient de Poisson. En outre, il permet d'établir des lois de comportement fiables et présente une bonne reproductivité des essais. La modélisation et la validation de ces essais seront abordées dans les sections ci-dessous.



Figure 2-1 : Machine de test IBERTEST avec le montage en traction

Dans cette étude, tous les essais de traction ont été effectués sur une machine IBERTEST de capacité de charge de 200 KN. Les éprouvettes ont été préparées suivant une géométrie donnée par la norme NF EN ISO 527 [133]. Les essais ont été effectués à la température ambiante de 35 °C (période d'été) avec une humidité relative d'environ 50 %. Les tests ont été effectués avec une vitesse de déformation de 02 mm/min pour tous les essais. Le taux de déformation axiale peut être obtenu en divisant la vitesse de la mâchoire par la longueur entre les repères de l'éprouvette. Le glissement des éprouvettes peut se produire dans les mors, provoquant ainsi des erreurs au cours de la lecture des déplacements. Ainsi, pour une mesure exacte de la déformation, un extensomètre capable de s'étendre de 25 mm a été utilisé. Pour protéger l'extensomètre de tout dommage, il a été retiré avant l'apparition de la rupture dans les éprouvettes. Cinq éprouvettes ont été testées jusqu'à la rupture. La force et le déplacement résultants ont été enregistrés au cours de la durée de l'essai. Ces courbes force-déplacement fournies par la machine de traction sont transformées en courbe contrainte-déformation. A partir de ces données de mesure, la résistance et la déformation ont été calculées comme suit :

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100\%$$

Où L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette, L est la déformation de l'éprouvette déformée. F est la charge appliquée et S_0 est la surface transverse initiale. Les contraintes et les déformations calculées sont nominales puisqu'ils ne tiennent pas compte de l'évolution de la section au cours de l'essai.

Le module d'élasticité ou le module de Young E est déterminé entre deux valeurs de la déformation dans la région linéaire de la courbe contrainte-déformation selon la norme ISO 527-1 [134].

$$E = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1}$$

La contrainte seuil correspond à la fin de la partie linéaire (zone élastique) de la courbe. La résistance maximale et l'allongement à la rupture sont donnés par la déformation à laquelle apparaissent les macro-fissures dans les spécimens. Dans le cas des stratifiés à matrice thermodurcissable, ces deux paramètres contrainte seuil et contrainte maximale se confondent car il y'a pas écoulement de la matière.

Les essais de traction ont été effectués sur des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. La réponse mécanique de ces composites est généralement non-linéaire et leur caractérisation complète exige que les éprouvettes soient sollicitées jusqu'à la rupture. Les deux éprouvettes $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ de traction sont représentées sur la figure 2-2.



(a) Stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$



(b) Stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Figure 2-2: Eprouvettes $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ de traction

2.3.1 Résultats de l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

Les résultats de l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ sont présentés sur la figure 2-3 et dans le tableau 2-1. L'allure générale des courbes est identique. Les courbes à faible déformations sont initialement linéaires jusqu'au point du seuil d'endommagement, cette partie des courbes représente le comportement élastique des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$. À partir de 21% de la résistance (après initiation de l'endommagement), le module d'Young et la charge diminuent progressivement, cette diminution est directement liée à la présence de microfissures dans cette partie non-linéaire des courbes, dans la phase "post-endommagement". Ensuite une chute soudaine de la charge est observée. Ces différentes observations nous ont amenées à inclure l'influence des microfissures sur le module d'Young dans la partie modélisation. Afin de quantifier l'influence de la direction de sollicitation, nous avons déterminé à partir de ces courbes expérimentales le module d'Young et la charge maximale dans les directions trame et chaîne. Les résistances à la traction déterminées à partir des essais dans les directions trame et chaîne sont de 29.7MPa et de 28.4MPa, respectivement, comme montrer sur tableau 2-1.

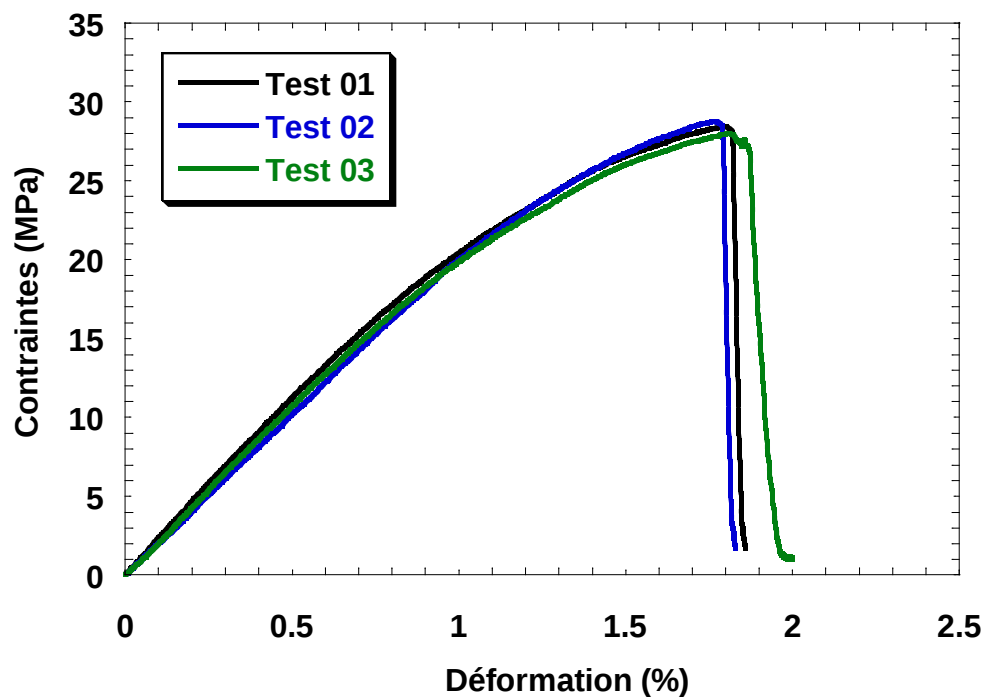


Figure 2-3 : Courbes contrainte-déformation des essais en traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

Tableau 2-1 : Données expérimentales de la charge maximale et du module d'Young dans les directions trame et chaîne du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

Orientation	Résistance à la traction (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Module d'élasticité (MPa)
$[0^\circ/90^\circ]_{2S}$,trame	29.7	1.89	1912
$[0^\circ/90^\circ]_{2S}$,chaîne	28.4	1.96	1878

Le tableau 2-1 montre que les résultats obtenus pour les charges maximales et les modules d'Young dans les directions trame et chaîne, sont proches. Cela est dû à l'utilisation d'un tissu en jute équilibré, c'est-à-dire que les torons de fibres de jute sont symétriques dans les deux directions chaîne et trame. Dans les composites à matrice thermodurcissable, la résistance à la traction et le module d'élasticité sont très sensible à l'orientation des fibres par rapport à la direction du chargement. Dans notre cas, l'orientation des fibres influe seulement sur résistance à la rupture. La traction elle-même ne peut pas produire une forte anisotropie, cette dernière ne peut être causée que par les contraintes de cisaillement. C'est surtout l'angle d'orientation des fibres qui est décisive pour expliquer l'apparition des différents mécanismes d'endommagement ductile et des grandes déformations plastiques dans les stratifiés. Dans les stratifiés où les fibres sont orientées à $(0^\circ/90^\circ)$, la charge maximale est supportée par les fibres, ce qui donne aux stratifiés une charge maximale élevée et une faible déformation plastique. Lorsque le stratifié ne parvient pas à supporter la charge appliquée dans la phase " rupture ", la matrice seule dans ce cas ne présente pas de rupture brusque mais une rupture processive (ductilité). Cependant, dans les stratifiés dans lesquelles les fibres sont orientées à 45° (hors axe) par rapport à la direction du chargement, la charge appliquée est divisée en composantes axiale et transversale, ce qui induit des contraintes de cisaillement dans la matrice. Lorsque la contrainte de cisaillement dépasse la résistance de cisaillement de la matrice polypropylène, le comportement ductile de la matrice commence à dominer une fois que les fibres commencent à se casser progressivement, ce qui peut être observé dans le paragraphe suivant.

2.3.2 Résultats de l'essai de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Les résultats de l'essai de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ sont présentés sur la figure 2-4. Comme le montre la figure, toutes les courbes présentent un faible domaine élastique au début du chargement. Le point du seuil d'endommagement est différent de la

première configuration (stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$), il est facile de calculer avec précision le point de l'initiation de l'endommagement. Après initiation de l'endommagement, la résistance et le module d'Young sont réduits progressivement jusqu'à ce que la contrainte appliquée atteigne la contrainte de rupture, ensuite une chute soudaine de la charge est observée. Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques sont données dans le tableau 2-2. Le comportement du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ est fortement non-linéaire. Les valeurs des déformations à la rupture du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ est presque deux fois plus élevées que dans le cas du stratifié sollicité dans la direction des fibres à 0° . La réponse en cisaillement du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ est limitée par l'apparition de microfissures et de macro-fissures. Les données expérimentales obtenues représentent le comportement du composite, y compris la propagation de l'endommagement, la rupture et les conditions de chargement par rapport à la direction des renforts. Le premier pic des courbes représente la contrainte seuil d'endommagement (σ_s), la valeur déterminée à partir de l'essai est de 6.1 MPa. La charge maximale correspond à l'apparition de macro-fissures, elle est définie en tant que contrainte seuil de rupture (σ_f), la valeur déterminée à partir de l'essai est de 16.6 MPa. Ces essais ont donné une valeur importante de déformation à la rupture et une faible valeur du module d'élasticité par rapport aux stratifiés sollicités à 0° (direction des fibres).

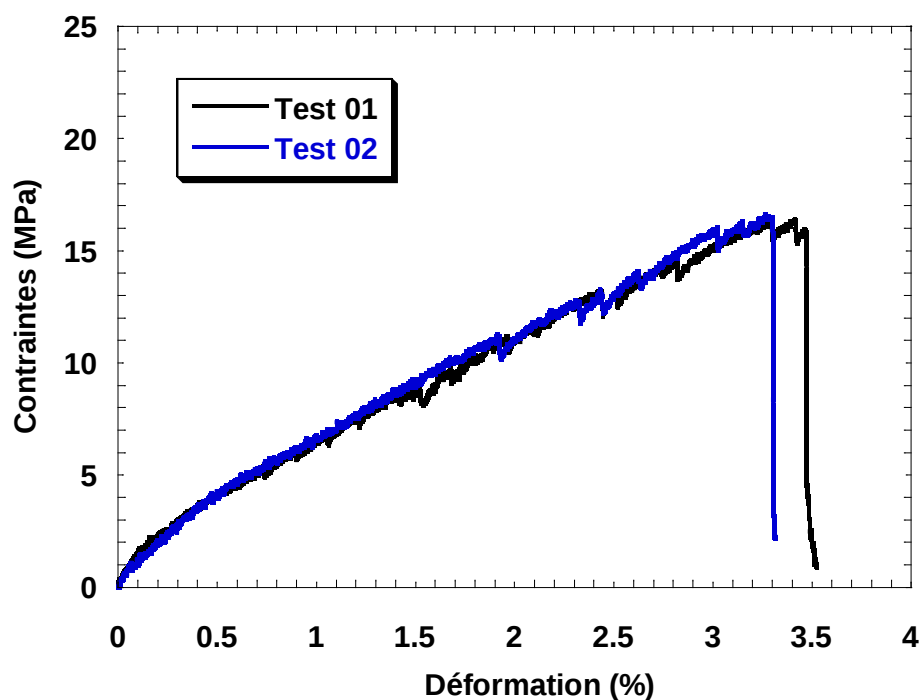


Figure 2-4 : Courbes contrainte-déformation des essais en traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Tableau 2-2 : Caractéristiques mécaniques de l'essai de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Caractéristiques	Stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
Module de cisaillement S (MPa)	979.80
Contrainte seuil dans la direction longitudinale, σ_s (MPa)	6.10
Contrainte maximale dans la direction longitudinale σ_f (MPa)	16.60
Déformation maximale dans la direction longitudinale ε_f (%)	3.30
Déformation ultime dans la direction ε_u (%)	3.43

2.3.3 Mécanismes d'endommagement identifiés pour l'essai de traction

Les surfaces de rupture obtenues lors de l'essai de traction sur les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ sont présentées sur la figure 2-5. La rupture obtenue lors de l'essai à 0° (c'est-à-dire dans la direction longitudinale) est généralement due aux concentrations de contraintes, qui conduisent souvent à un «effet domino» où la rupture des faibles fibres et la fissuration de la matrice déclenchent l'endommagement dans les fibres adjacentes. Les mécanismes d'endommagement sont la fissuration de la matrice polypropylène et la rupture des fibres dans les deux stratifiés (voir figure 2-5a). Les mécanismes d'endommagement dans les deux stratifiés sont presque similaires sauf dans le cas du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ où de petites zones de délaminage a côté de la zone rompues sont observées. Ce phénomène pourrait probablement être expliqué par la présence de contraintes de cisaillement qui peuvent déclencher des fissures dans la matrice à un angle proche de l'alignement des fibres d'environ 30° par rapport à la direction du chargement (à l'horizontale), comme montrer sur la figure 2-5b. Ces fissures intra-laminaires peuvent se produire d'abord à l'interface fibre/matrice et s'étendent sur toute l'épaisseur du toron de jute, et la croissance des microfissures conduit à la rupture finale des stratifiés.

Finalement, les faciès de rupture observés dans les deux stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ permettent de distinguer clairement les mécanismes de dégradation suivants :

- Pour les éprouvettes de type A, la rupture est perpendiculaire à l'axe de traction et franche (figure 2-5a) ; elle correspond essentiellement à la rupture des torons de chaîne suite à l'accumulation de multiples ruptures dans les fibres orientées à 0° .

- Dans le cas des éprouvettes de type B, ce sont en revanche des phénomènes de décohésions d'interface fibre/matrice, induisant notamment la propagation des fissures dans toute l'épaisseur des torons qui amènent à la rupture finale des stratifiés (figure 2-5b). les vues tomographiques confirment le développement de macro-défauts à environ 60° par rapport au chargement.

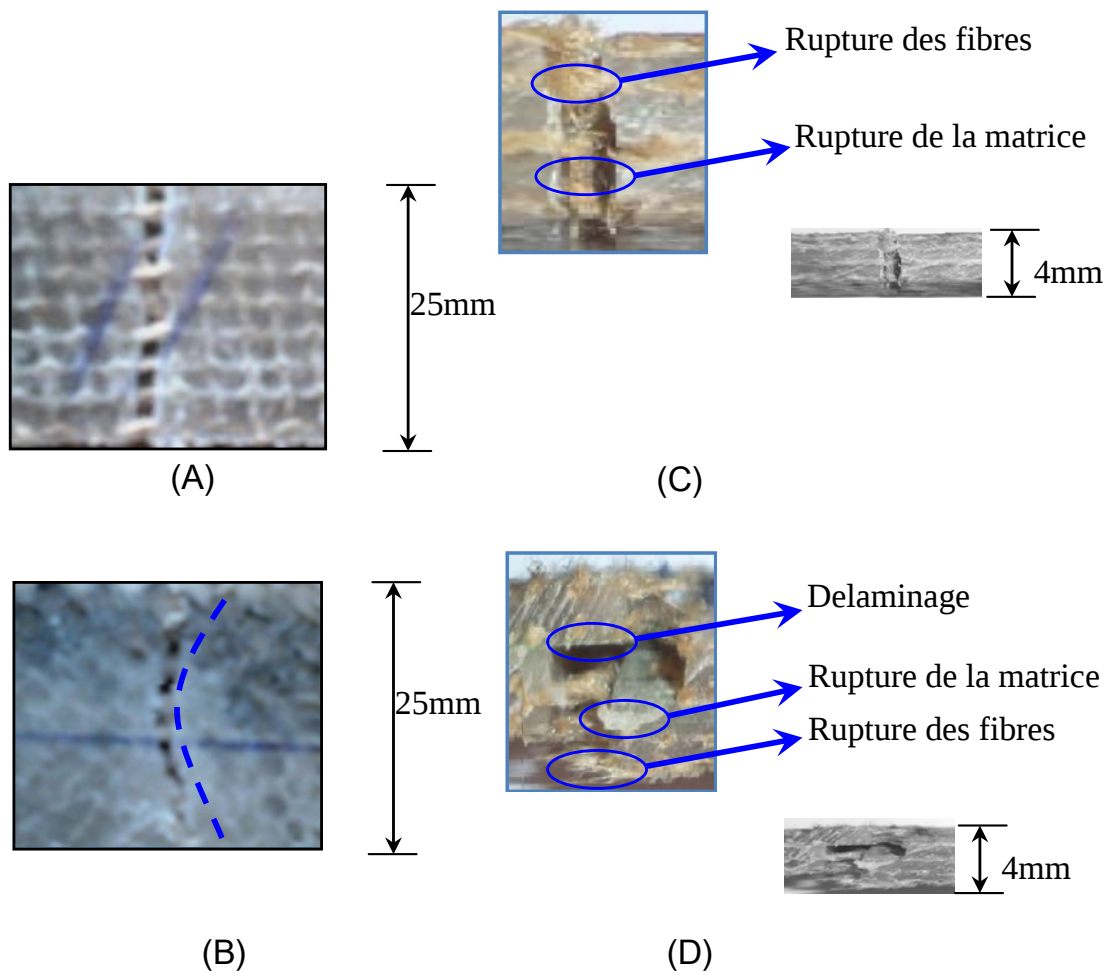


Figure 2-5 : Observation des surfaces de rupture obtenues lors de l'essai de traction sur les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$; (A) Rupture finale du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$; (B) Rupture finale du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, (C) Fissuration de la matrice et la rupture des fibres; (D) Fissuration de la matrice, délaminage et rupture des fibres

2.4 Essais de compression

L'essai de compression verticale est très utilisé pour caractériser le comportement en compression verticale des composites. Les essais de compression ont été effectués sur les deux stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. Dans chaque type de stratifié, nous avons considéré deux éprouvettes semblables géométriquement, mais de taille différente : éprouvette standard (MS) et éprouvette réduite (SS). Les stratifiés sont sollicités jusqu'à la rupture.

Deux dispositifs adaptés ont été installés sur des éprouvettes jute /pp. Le premier dispositif permet d'empêcher le flambage des éprouvettes et l'autre dispositif permet d'appliquer directement la charge sur les éprouvettes. On mesure dans chaque cas les déformations et les contraintes axiales avec des capteurs de force et de déplacement respectivement. Ces essais permettent d'estimer les paramètres de la courbe de réponse qui sont la contrainte de rupture et l'écart de la dispersion en contrainte. Les essais de compression ont été effectués sur une machine IBERTEST. Nous avons réalisé 05 essais pour chaque type de stratifié à la vitesse de 2 mm/min pour s'assurer de la reproductivité des essais.

Les deux stratifiés SS et MS considérés pour l'essai de compression sont représentés sur la figure 2-6. Les dimensions des éprouvettes SS sont : 50 mm de longueur, 10mm de largeur et 3,3 mm d'épaisseur. Les dimensions des éprouvettes MS sont : 10 mm de longueur, 10mm de largeur et 3,1 mm d'épaisseur.

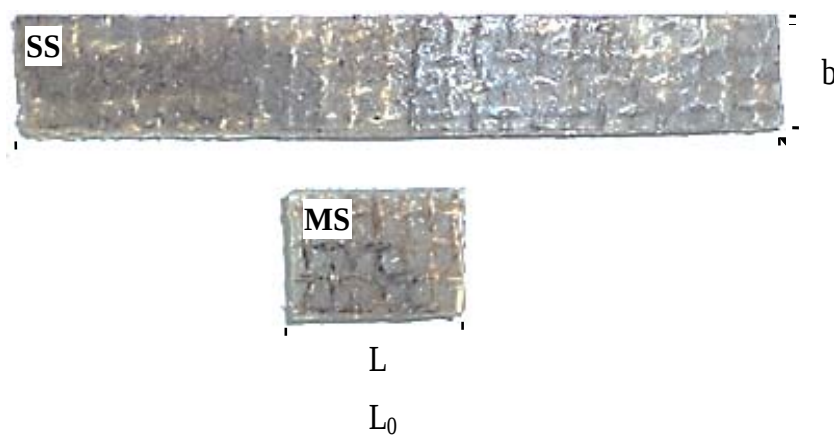


Figure 2-6 : Eprouvette standard (SS) et Eprouvette modifiée (réduite) (MS)

Les figures 2-7 et 2-8 représentent les vues schématiques des deux dispositifs de l'essai de compression utilisés pour la mise en charge des éprouvettes.

Le dispositif de la figure 2-7 est conçu de manière à diminuer le risque de flambage dans les éprouvettes. Les surfaces anti-flambage des spécimens SS sont d'abord placées sur les faces des plaques métalliques, puis serrées entre les blocs métalliques de serrage supérieur et inférieur, avec une distance constante entre les mâchoires de 10 mm (voir figure 2-7). Les stratifiés sont sollicités en compression jusqu'à la rupture.

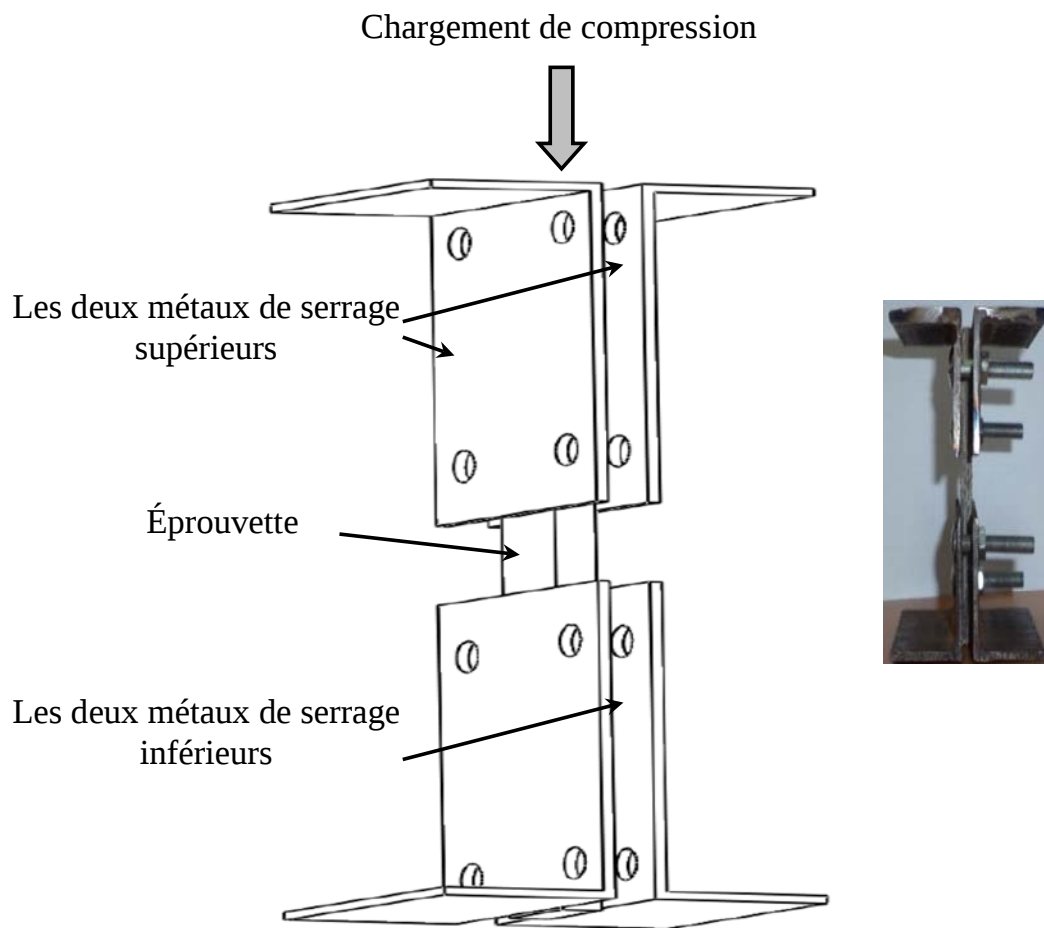


Figure 2-7 : Représentation du dispositif expérimental adapté pour l'essai de compression sans flambage

Le dispositif de la figure 2-8 sert à placer l'éprouvette entre deux disques métalliques, la distance entre les disques est égale à la longueur de l'éprouvette réduite, dans notre cas 10 mm.

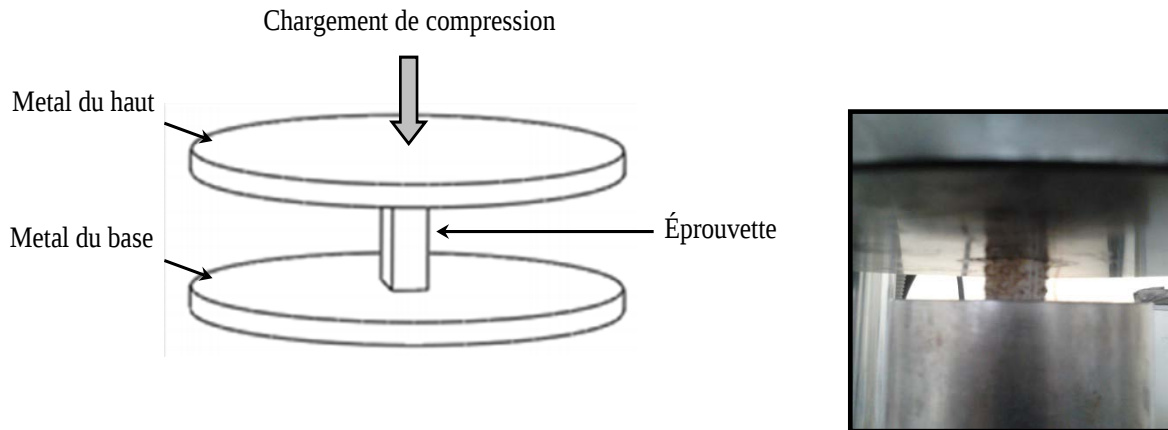


Figure 2-8 : Représentation du dispositif expérimental adapté pour l'essai de compression avec flambage qui permet d'appliquer directement la charge sur l'éprouvette

2.4.1 Résultats de l'essai de compression sans flambage sur les stratifiés

Les résultats de l'essai de compression sans flambage sur les stratifiés SS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ sont représentés sur la figure 2-9. Les données expérimentales montrent tout d'abord une réponse qui dépend de l'orientation des fibres. On remarque aussi, la résistance et le module sont réduits d'avantage lorsque la taille des éprouvettes est réduite.

- L'allure des courbes dans la figure 2-9a sont identiques : après une partie non-linéaire jusqu'à une déformation de 3.8% environ ; on atteint un maximum de charge de 67.6 MPa correspondant à l'apparition de la rupture des fibres orientés à 0° par rapport à la direction du chargement.
- Nous observons sur la figure 2.9b que l'allure des courbes sont identiques et fortement non-linéaire jusqu'à une déformation de 5.2%, on atteint un maximum de charge à 52.6 MPa qui correspondent à l'apparition de la rupture des fibres orientées à 45° .

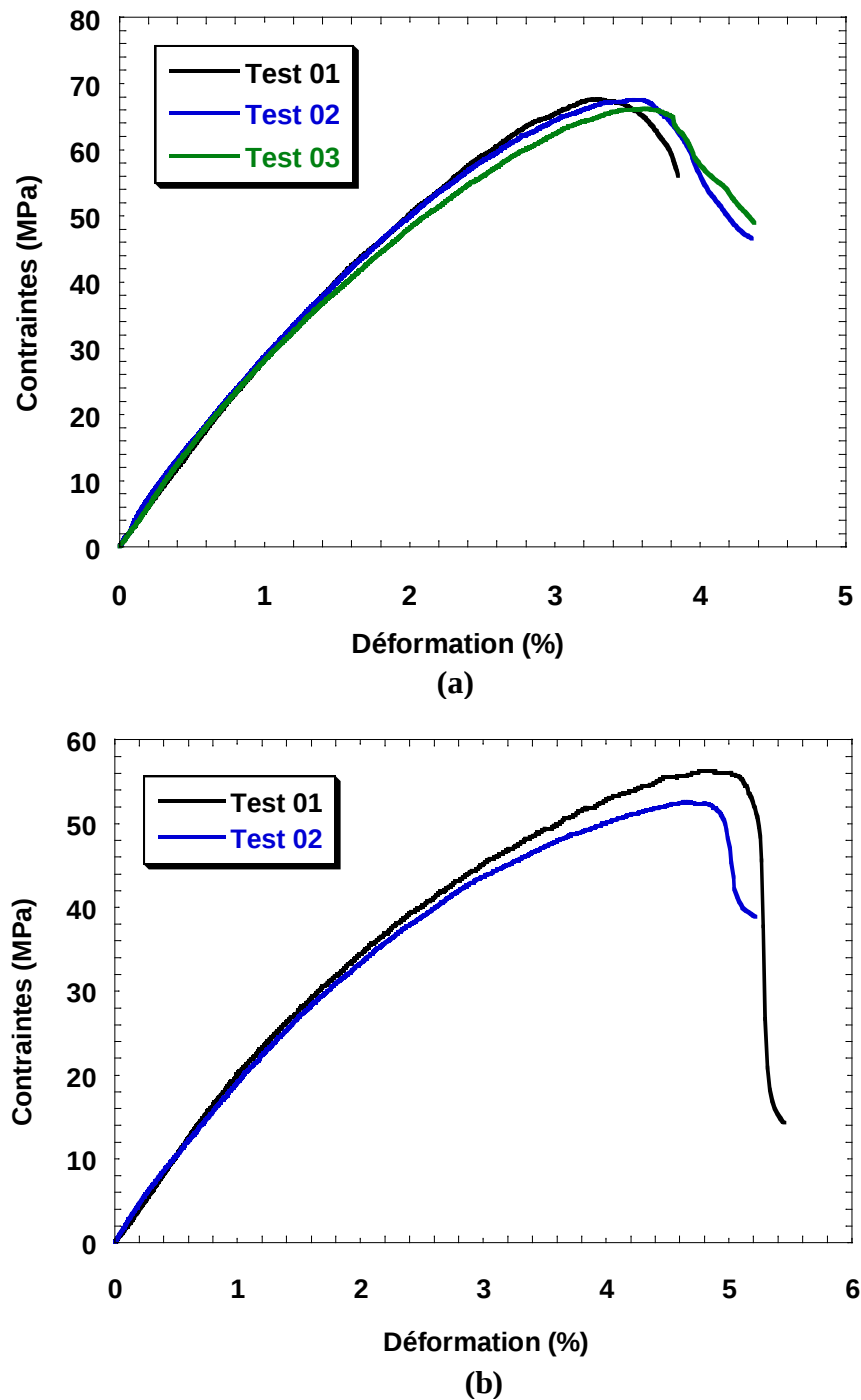


Figure 2-9 : Courbes contrainte-déformation des essais en compression sans flambage sur le stratifié SS ; **(a)** Stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et **(b)** Stratifié $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Le comportement des spécimens SS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ au début du chargement est non-linéaire, la charge augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale. Cette dernière, appelée résistance à la compression, provoque la rupture des fibres, ce qui conduit à la diminution de la force mesurée. Le même comportement est observé dans les spécimens sollicités en traction. Dans

la première partie de la dégradation, l'endommagement est localisé dans la matrice, le delaminage apparaît à la charge maximale suivie d'une rupture progressive.

Dans les éprouvettes SS $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, la réponse mécanique au début du chargement est fortement non-linéarité. Cette dernière est causée par l'endommagement ductile, caractérisée par une dégradation rapide des propriétés mécaniques, telles que la décohésion fibres/matrice, la fissuration de la matrice et les effets visqueux. Elle est mise en évidence par une diminution de la charge maximale et une augmentation de l'allongement à la rupture. Cette propriété donne un avantage au stratifié à matrice thermoplastique qui consiste à augmenter fortement la déformation du stratifié. Dans le cas du stratifié SS renforcés par des fibres orientés 45° , le module diminue de 9.5 % et la résistance diminue aussi de l'ordre de 19.7 %. Ainsi, il semble que l'effet des mécanismes multiples d'endommagement se produisent dans les stratifiés des fibres orientées à 45° par rapport à la direction de chargement, comme en témoigne l'essai charge-décharge. La rupture des stratifiés SS $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ intervient de façon brutale. Les propriétés mécaniques des stratifiés jute/pp SS ont été répertoriés dans le tableau 2-3.

Tableau 2-3 : Propriétés mécaniques de l'essai de compression sur le stratifié SS

Propriétés dans le plan	Eprouvette SS		Coefficient de poisson ν_{12}
	Module de compression (MPa)	Module de cisaillement (MPa)	
Valeurs	$[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$	$[45^\circ, -45^\circ]_{2S}$	0.27
	3165	2481	

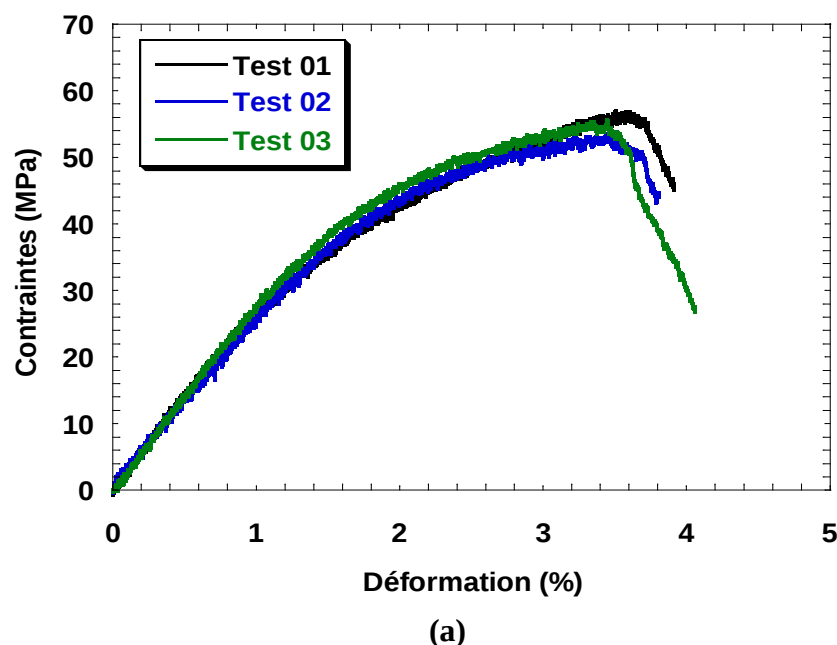
2.4.2 Résultats de l'essai de compression avec flambage sur les stratifiés

La figure 2-10 représente les résultats des courbes contrainte-déformation de l'essai de compression avec flambage sur les stratifiés MS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. La figure 2-10 montre que lors de l'application de la compression directement sur les stratifiés MS, la charge augmente jusqu'à atteindre une valeur maximale. Cette dernière provoque le flambement des stratifiés, ce qui conduit à la diminution de la charge mesurée. On remarque également que la condition du chargement diminue la résistance à la compression et augmente fortement la ductilité des stratifiés. La charge de compression diminue d'environ 14,6% par rapport à l'éprouvette SS. On peut voir que la résistance et le module sont réduits de l'ordre 21,3% et 7,6%, respectivement, dans les éprouvettes MS lorsque les fibres sont orientées à 45° par rapport à l'effort de chargement.

Le comportement des spécimens MS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ au début du chargement est fortement non-linéaire jusqu'à atteindre un seuil-flambage. Ce dernier est appelé le seuil de l'initiation du flambage qui provoque à un certain niveau de déformation le flambage des éprouvettes. Au post-flambage, la redistribution des contraintes permet au stratifié d'avoir un comportement post-pic stable, contrairement au stratifié à matrice thermodurcissable, le début du post-flambage est suivi par une chute de la charge lors de la formation de kink-band. La déformation progressive résultante est provoquée par le couplage entre la non-linéarité géométrique et la non-linéarité matérielle (plastique). L'accumulation de l'endommagement est localisée dans la matrice avant l'apparition du délaminage suivie d'une rupture brusque.

La formation de kink-band est considérée comme un mode d'endommagement plus important pour les stratifiés MS (matrice ductile). Le principal mécanisme d'instabilité est souvent dû au désalignement des fibres (imperfections matérielles). Le flambage des plis se produit avec une déformation de cisaillement [135-137].

Dans un premier temps, la déformation est symétrique dans la direction de rigidité des fibres. Une fois la rotation et la largeur de kink-band apparaissent (des degrés de liberté), deux formes de propagation sont identifiées: l'expansion et la propagation de la bande. Au point d'instabilité, le phénomène de kink-band apparaît brusquement avec une largeur différente de zéro et qui s'étend sous charge croissante.



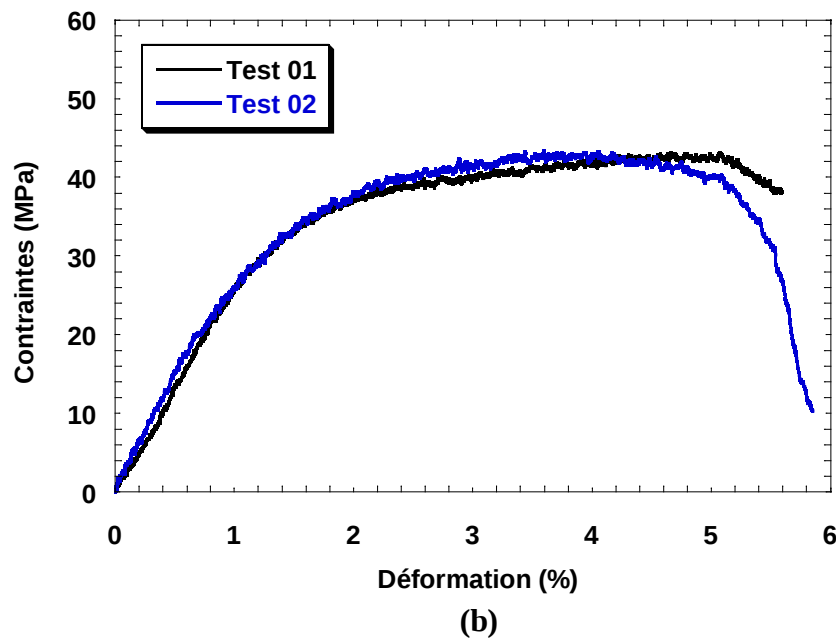


Figure 2-10: Courbes contrainte-déformation des essais en compression avec flambage sur le stratifié MS ; **(a)** stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et **(b)** stratifié $[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Le processus de flambage des stratifiés avec la matrice ductile (kink-band) n'est pas détaillé dans ce travail. Cependant, ce phénomène de déformation est représentée par une variable d'endommagement (chapitre 3) qui donne l'évolution du comportement macroscopique du stratifié.

Tableau 2-4 : Propriétés mécaniques de l'essai de compression sur le stratifié MS

Propriétés dans le plan	Eprouvette MS		Coefficient de poisson ν_{12}
	Module de compression (MPa)	Module de cisaillement (MPa)	
Valeurs	$[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ 2863	$[45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ 2291	0.27

2.4.3 Mécanismes d'endommagement identifiés lors de l'essai de compression sur les stratifiés SS et MS

La figure 2-11 illustre les formes de rupture et les mécanismes de dégradation obtenus lors de l'essai de compression sur les faces latérales des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS et MS. Comme le montre la figure, les stratifiés sont fortement endommagés par fissurations longitudinales. La ruine des stratifiés jute/pp par compression constitue un phénomène beaucoup plus compliqué que la ruine par traction ou par cisaillement. Il est clair que la compression elle-même ne peut pas produire la ruine des stratifiés, c'est surtout l'instabilité transversale locale qui est décisive et qui explique l'apparition des multi-décollements

parallèles aux contraintes de compression dans ces stratifiés. Au début du chargement, la compression produit des tensions transverses locales à cause de la fortement orthotrope (non-homogénéité), à savoir la réparation locale des contraintes. Comme l'adhérence à l'interface jute-PP est très faible, des micro-fissures doivent se former à l'interface sous traction ou cisaillement. Ces dernières sont en général parallèles au chargement de compression. La détérioration des stratifiés se fait par de longues fissures longitudinales et donne les faciès de rupture de la figure 2-11a. A travers les faciès de rupture de la figure 2-11a, nous pouvons remarquer que la ruine des stratifiés est favorisée par la présence des fissures longitudinales à auxquelles s'associer l'instabilité transversale globale des plis sous la forme d'un demi-cercle à la partie inférieure, ainsi que la rupture des fibres sur toutes la longueur des stratifiés. La détérioration de ces stratifiés est due à l'accumulation de l'ensemble des mécanismes d'endommagement.

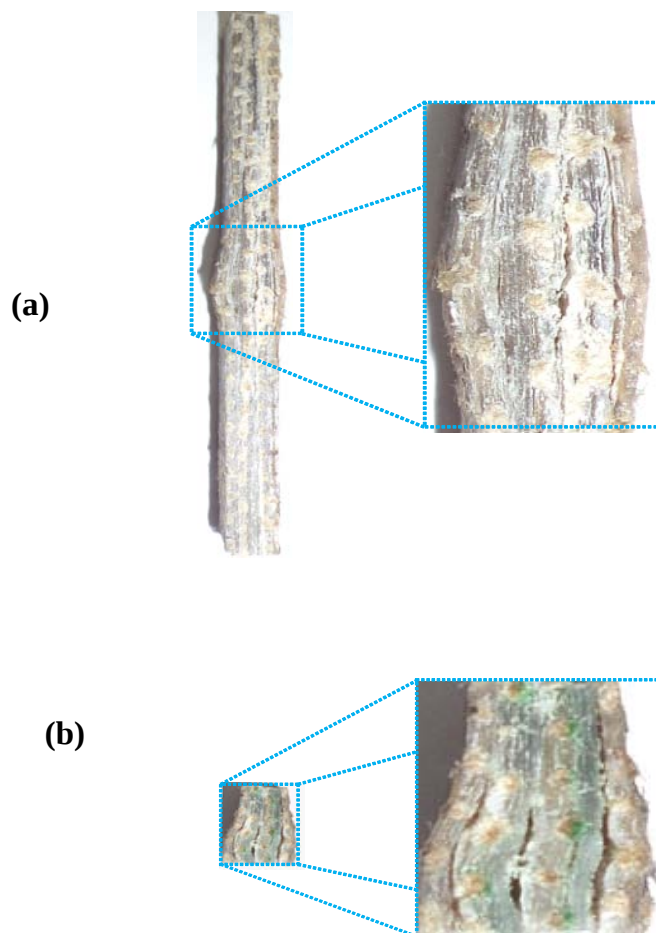


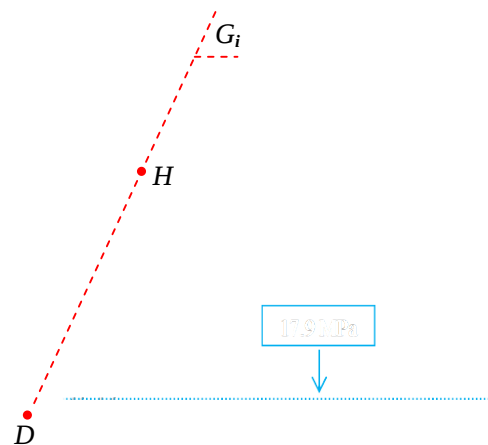
Figure 2-11: Formes de rupture des stratifiés SS et MS $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ sous chargement de compression; **(a)** Stratifié standard (SS), **(b)** Stratifié réduit (MS)

2.5 Résultats de l'essai de compression charge-décharge sur les stratifiés SS et MS $[45^\circ, -45^\circ]_{2S}$

La figure 2-12 représente les cycles charge-décharge de l'essai de compression sur les stratifiés SS et MS $[45^\circ, -45^\circ]_{2S}$ et montre une diminution progressive du module d'élasticité longitudinal au cours du chargement. Le matériau présente donc deux mécanismes simultanés d'endommagement progressif qui affecte le module macroscopique et de plasticité.

L'évolution de la rigidité longitudinale G_i après chaque cycle charge-décharge est couramment utilisée pour montrer des changements irréversibles dans les propriétés des matériaux en raison de l'apparition de l'endommagement. L'endommagement progressif D est défini comme suit: $D_i = 1 - \left(\frac{G_i}{G_0}\right)$

Où G_i est le module d'élasticité calculé à partir de la région linéaire de chaque boucle intégrant les effets d'endommagement au cours de la déformation et G_0 est le module initial, déterminé à partir de la pente à origine. A partir des modules calculés selon la ligne linéaire (HD) de chaque pente, nous pouvons accéder à l'évolution du module d'élasticité du stratifié. Compte tenu des incertitudes de mesure d'endommagement, on suppose que le seuil d'endommagement est associé à une perte de 5% de la rigidité du stratifié (voir ligne en pointillés sur la figure 2-12).



(a)

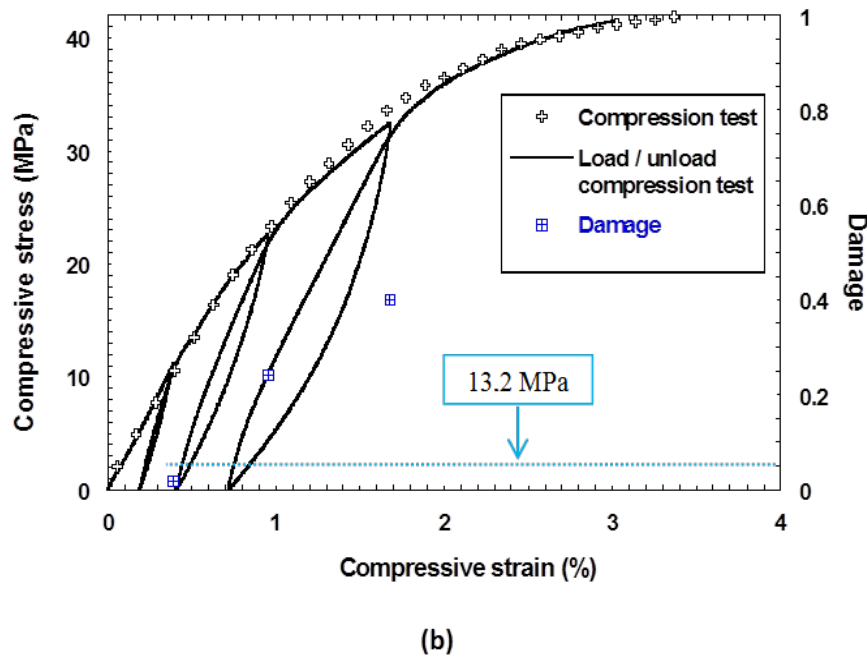


Figure 2-12: Courbe charge-décharge de compression avec l'évolution d'endommagement pour chaque cycle de contrainte **(a)** stratifié standard (SS) $[\pm 45]_{2S}$ et **(b)** stratifié réduit (MS) $[\pm 45]_{2S}$

L'allure des différents comportements est presque identique pour les deux stratifiés (MS et SS). Dans le stratifié SS, le seuil d'endommagement est approximativement égale à 17,9 MPa (33,14% de la force maximale) et pour les stratifiés MS, le seuil d'endommagement est approximativement égale à 13,2 MPa (31,42% de la puissance maximale). Toutefois, la création des microfissures dans le stratifié MS est beaucoup plus rapide et fait apparaître rapidement une diminution de la charge de compression, contrairement à l'activité de l'autre stratifié SS qui reste faible. Après un certain niveau de déformation, les mécanismes d'endommagement progressif se multiplient rapidement dans la matrice et les fibres pour former les coudes (flambage). Lorsque les fibres de jute sont trop fissurées pour jouer le rôle mécanique, la matrice polypropylène prend le relais et conserve une certaine cohésion qui lui permet de reprendre les efforts même lorsqu'elle est très endommagée (post-pic). Une partie de l'énergie utilisée pour la compression est mémorisée par le stratifié. Si la charge est relâchée, le stratifié récupère une partie de sa forme initiale.

2.6 Conclusion

Ce chapitre est consacré à la caractérisation expérimentale des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ sous chargement de traction et de compression. Après avoir réalisé les essais de traction et de compression sur les éprouvettes jute/pp, les résultats obtenus ont mis en évidence l'influence de l'orientation des fibres et de la taille des stratifiés sur la réponse mécanique et l'endommagement des stratifiés jute/pp. Les résultats ont permis d'identifier avec précision l'évolution de l'endommagement et ont montré aussi que les modules de Young déterminés dans la direction longitudinale sont similaires à ceux déterminés dans la direction transversale. Des essais de compression charge-décharge sur les stratifiés $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ SS et MS ont été effectués. Les résultats obtenus ont mis en évidence l'évolution de l'endommagement dans la phase non-linéaire du comportement. Ces tests ont permis de définir la résistance, les déformations et la dégradation que peuvent subir les stratifiés en jute/pp sous différents types de chargement.

La procédure expérimentale de l'essai de traction sur les stratifiés $[0^\circ,90^\circ]_{2S}$ et $[45^\circ,-45^\circ]_{2S}$ a permis d'établir une cartographie sur la cinématique d'endommagement de notre stratifié jute/pp. Les essais ont permis de mettre en évidence une cinétique à trois phases d'endommagement :

- o Une première phase de durcissement des stratifiés est caractérisée par une augmentation très lente et constante de l'endommagement diffus.
- o Une deuxième phase où il y a un amorçage de nouveaux modes d'endommagement qui sont les micro-fissures à l'interface jute/PP et la rupture des faibles fibres de jute. L'évolution de l'endommagement est rapide et constante.
- o Une dernière phase qui est caractérisée par une croissance très rapide de la rupture entraînant ainsi la ruine totale du composite. Cette dernière phase est difficile à mettre en évidence par les essais réalisés dans ce travail.

La détérioration des stratifiés par compression constitue un phénomène beaucoup plus compliqué que la détérioration par traction ou par cisaillement. L'analyse des faciès de rupture montre que l'effet du décollement est un phénomène prépondérant et que les mécanismes d'endommagement des stratifiés peuvent être séparés en trois classes :

- o Fissuration de la matrice et l'écrasement des fibres.

- o Durant le prolongement du chargement, il y a la formation du phénomène de kink-band et l'amorçage de nouveaux modes d'endommagement qui sont les multi-décollements à l'interface des couches des stratifiés SS et MS.
- o Rupture des fibres dans la face comprimée.

L'accumulation de ces mécanismes tendent à accélérer la détérioration des stratifiés. La rupture finale des spécimens MS sous l'effet de compression est généralement provoquée par le flambage local ou global qui favorise l'endommagement des stratifiés.

La charge de compression diminue avec l'augmentation de l'aire des décollements. Il y a redistribution de l'effort sur les plis, si ces derniers ne supportent pas l'effort appliqué, les spécimens vont se rompre, autrement dit la déformation plastique persiste un moment avant la rupture. Par conséquent, ces modes d'endommagement ont été incorporés dans notre modèle afin la reproduire le comportement de ces composites.

CHAPITRE 3

Modélisation de l'endommagement des composites jute/polypropylène

3.1 Introduction

Les résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 2 mettent le comportement et les modes de dégradation des stratifiés jute/pp. le comportement de ces stratifiés peut être séparé en deux phases principales : une phase où le comportement est non-linéaire jusqu'à la contrainte maximale, elle est liée à l'apparition de l'endommagement diffus (micro-vides), ainsi rapporté dans la littérature (essais de traction) et les essais de charge-décharge (1) et une phase où la rupture se développe dans les zones déjà endommagées, elle est liée à l'apparition de macro-fissures (2). Dans le cas de compression avec flambage, le scénario de propagation se décompose en trois phases : une phase où l'endommagement est diffus (1), une phase où l'endommagement est progressif (flambage) (2) et une zone de rupture (3).

Le meilleur moyen d'accéder à la modélisation de la dégradation de ce type de composites est d'utiliser les couplages élasto-endommagement-rupture, endommagement-rupture et endommagement-flambage-rupture. En l'occurrence, la modélisation met en évidence l'existence de l'endommagement (micro-fissures), le flambage (kink-band) et la rupture (macro-fissures) dans les stratifiés jute/pp.

Dans ce chapitre, nous présenterons un ensemble de critères de rupture et de lois de comportement à variables internes utilisés pour la modélisation des stratifiés jute/pp sous divers chargements. Ces lois de comportement permettent la modélisation du comportement des stratifiés jute/pp et sont aptes à rendre compte des différents mécanismes se produisant dans le stratifié sous chargement statique. Ces lois proposées sont implémentées dans le code de calcul éléments finis Abaqus/Explicit.

Ce chapitre comprend 3 parties :

La première partie consiste à présenter le cadre théorique de la mécanique d'endommagement continu, tel que donné par Messieurs Lemaître et Chabouche, notamment la définition de la variable scalaire d'endommagement et la contrainte effective. Cela permet de traiter le phénomène d'endommagement avec un concept général, qui s'appuie sur l'hypothèse d'isotropie. Ensuite nous présenterons les critères de rupture utilisés pour déterminer l'initiation d'endommagement.

La seconde partie est consacrée à la modélisation du comportement des stratifiés jute/pp. Deux lois de comportements à variables internes sont utilisées : une loi endommagement-rupture pour le cas de chargement de traction, qui par la suite sera étendue à une loi endommagement-flambage-rupture pour la modélisation du comportement des stratifiés sous chargement de compression. Le choix de cette approche est motivé par la simplicité de la formulation de couplage. Ce modèle permet ainsi la prédiction des effets de dégradation à échelle microscopique et macroscopique.

La troisième partie est consacrée à l'implémentation des lois de comportement dans le code de calcul éléments finis Abaqus/Explicit via une subroutine VUMAT. Une étude comparative entre les mesures obtenues expérimentalement et les résultats numériques sera présentée dans le chapitre 4 afin de valider l'approche proposée.

3.2 Mécanique d'endommagement

3.2.1 Variable d'endommagement

Considérons une section d'une éprouvette sollicitée en traction (voir figure 3-1). Soit S une section prise de l'éprouvette. Dans cette dernière, on suppose l'existence de microfissures qui la traversent, constituant le dommage. Sa section, qui est capable de transmettre des efforts, est dite section effective S_{eff} ($S_{eff} < S$). Soit S_D la différence : $S_D = S - S_{eff}$. Pour décrire l'état de cette section, la mécanique de l'endommagement propose de définir une variable interne appelée variable d'endommagement. Cette variable est notée D et est donnée par la relation

$$D = \frac{S_D}{S} \quad \dots\dots\dots (3.1)$$

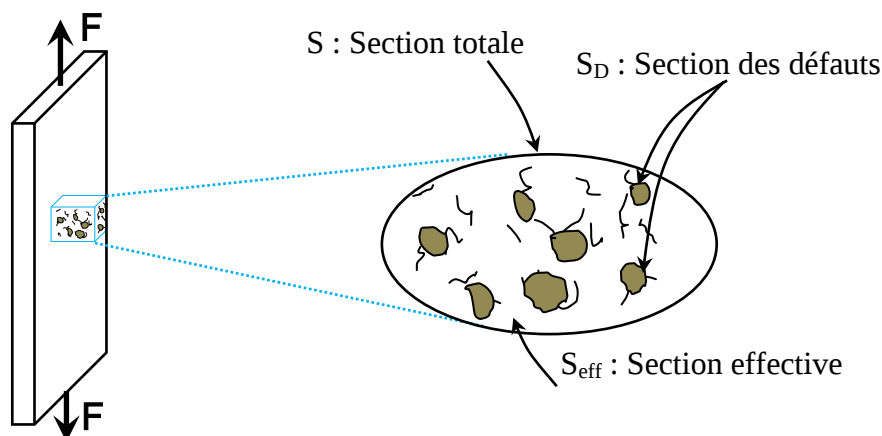


Figure 3-1- Les différentes sections dans une éprouvette endommagée

La variable interne D varie de 0 à 1, lorsque $D=0$, la section est à l'état non endommagée ou vierge, et lorsque $D=1$, l'élément est complètement endommagé. D compris entre 0 et 1, caractérise l'état d'endommagement de l'éprouvette.

En général, cette définition est adaptée pour des sollicitations multiaxiales. On peut supposer par exemple, le cas où toutes les micro-fissures sont distribuées uniformément dans toutes les directions de l'espace (endommagement isotrope). On peut retrouver également l'endommagement anisotrope, constitué de fissures d'orientation privilégiée, et c'est ainsi que la variable d'endommagement peut être représentée par une variable tensorielle de 2^{ème} et de 4^{ème} ordre.

3.2.2 Contrainte effective

La contrainte effective est utilisée pour modéliser l'état mécanique réel de l'élément de l'éprouvette sans décrire explicitement les « micro-fissures » qu'ils contiennent.

Dans le cas unidirectionnel ($1D$), nous supposons, par exemple, que l'on applique une force F sur l'éprouvette. A l'échelle de la structure, on considère que la section n'a pas changé, et on définit ainsi la contrainte apparente σ par :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad \dots\dots\dots(3.2)$$

En présence d'un endommagement isotrope de mesure interne D , la section résistance effective est défini par :

$$S_{eff} = S - S_D = (1 - D)S \quad \dots\dots\dots(3.3)$$

Cependant, à l'échelle microscopique, l'équation 3.1 ne tient pas compte de la présence des "micro-fissures". La contrainte effective σ_{eff} est donnée par :

$$\sigma_{eff} = \frac{F}{S_{eff}} \quad \dots\dots\dots(3.4)$$

En introduisant la mesure interne D dans la formulation, celle-ci permet de relier la contrainte moyenne réellement appliquée à la section et la contrainte effective. Cette dernière est donnée par :

$$\sigma_{eff} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad \dots\dots\dots(3.5)$$

La charge appliquée à l'éprouvette n'est sûrement pas homogène à cause des concentrations de contraintes autour des "micro-fissures", mais on suppose que cela n'a que peu d'influence sur son comportement.

3.2.3 Principe d'équivalence en déformation

La notion de contraintes effectives offre un moyen simple d'intégrer les effets de l'endommagement dans les modèles de comportement donnés. Elle offre éventuellement la possibilité de coupler l'endommagement à d'autres comportements comme l'élasticité, l'élasto-plastique ou l'élasto-visco-plastique. Pour plus de détails, le lecteur peut se référer à [138,139]. Pour ce faire, on suppose que le modèle de comportement "non endommagé" fournit en réalité la contrainte effective. Par exemple, dans le cas d'un comportement élastique linéaire, la contrainte effective est liée à la déformation par :

$$\sigma_{eff} = E\epsilon \quad \dots\dots\dots(3.6)$$

A partir de la relation ci-dessus, on peut retrouver le modèle de comportement élastique endommagé apparent, donné par

$$\sigma = E(1 - D)\epsilon \quad \dots\dots\dots(3.7)$$

Pour un chargement monotone, l'évolution d'endommagement traduite par $D > 0$ implique une augmentation de la contrainte effective. Dans le même temps, la quantité $E(1-D)$ est appelée module de Young endommagé de la section. On a donc défini le comportement endommagé qui s'applique pour l'éprouvette. Ce comportement "endommagé" sous l'effet de σ , donne la même déformation que le comportement "intact" sous l'effet de σ_{eff} . Cette définition est appelée le principe d'équivalence en déformations et a été proposée par Lemaitre, voir figure 3-2.

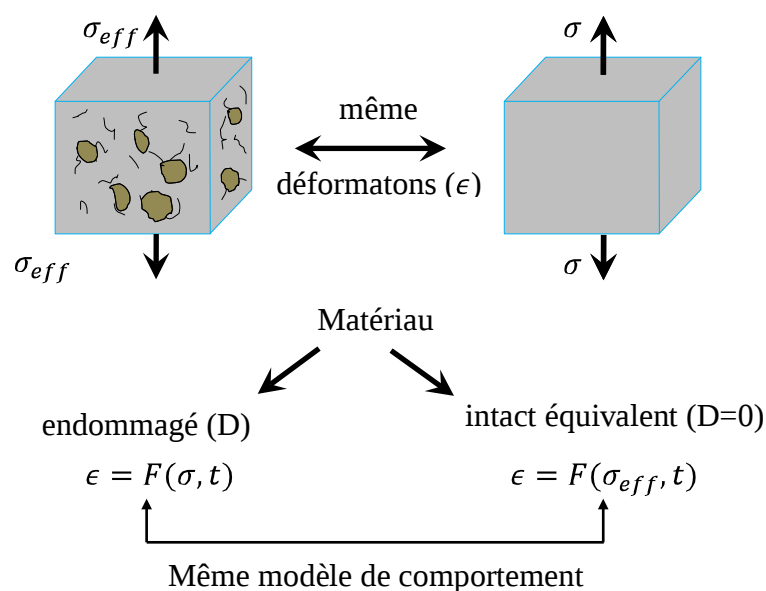


Figure 3-2 : Contrainte effective et le principe d'équivalence en déformations

Il est possible d'ajouter de la même façon l'endommagement continu aux différents comportements (viscosité, plasticité,...). Toutefois, cette approche ne permet pas de modéliser tous les comportements endommageables rencontrés dans la réalité ; on observe parfois des interactions complexes entre les phénomènes physiques demandant des modèles fortement couplés. Par contre, le principe d'équivalence en déformations conduit à des modèles faiblement couplés car l'endommagement est supposé ne pas influencer directement les autres phénomènes.

3.3 Critères de l'initiation d'endommagement

Les composites à matrice thermoplastique renforcés de tissus en jute ne présentent pas de seuil de dommage apparent. Lorsqu'une dégradation se produit, le seuil d'endommagement est associé à une perte de 5% de la rigidité du composite, il se manifeste sous forme d'un point local de la courbe représentant l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation (figure 2-12). Ce point de la courbe est souvent choisi comme seuil de l'endommagement. Ce dernier est la contrainte au dessus de laquelle apparaissent les premières déformations irréversibles. Au dessous de ce seuil, toutes les déformations générées pendant le chargement des composites peuvent être récupérées. En chargement de compression, la modélisation correcte du problème devrait prendre en considération le seuil de flambage des composites jute/pp, en particulier celui lié à la formation de kink-band induite par la grande déformation. Ce seuil n'est pas apparent sur la courbe, il a été déterminé par une série de photos correspondant en temps avec l'évolution de la déformation (DIC). L'initiation de rupture des composites jute/pp est déterminée directement au point maximale de contrainte, ce dernier est souvent choisi, par convention, comme seuil de rupture. Après identification des post-pics, il est nécessaire de définir des critères dès lors que l'on désire traiter tous les cas de chargements possibles (traction et compression). Pour résoudre le problème, on utilise généralement des fonctions mathématiques appelées «critères de rupture » ou « surfaces de charge ». Ce problème peut être formulé de la manière suivante : pour un état de déformation quelconque, il faut être capable de savoir si l'état de déformation correspond au domaine élastique, ou au domaine endommagé. Les caractéristiques de la surface de charge sont :

- si $(\varepsilon) < 0$, la déformation est élastique,
- si $(\varepsilon) = 0$, on est sur le seuil des dommages,
- si $(\varepsilon) > 0$, la déformation est irréversible.

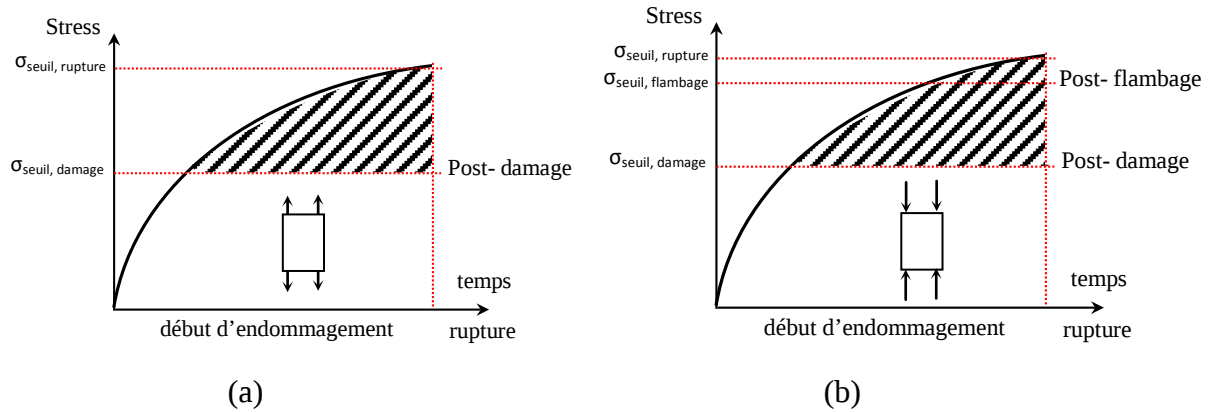


Figure 3-3 : Représentation des seuils des post-pics ; a) Matériau est sollicité en traction et b) Matériau est sollicité en compression

Ces surfaces de charge permettent de déterminer les seuils de dégradation (endommagement, flambage et rupture). La forme des surfaces f a été prise en compte dans les résultats expérimentaux. Vu le nombre important des critères qui sont proposés dans la littérature, nous présentons dans ce chapitre uniquement ceux que nous avons utilisé dans le cadre de la modélisation des composites thermoplastiques.

3.3.1 Critère de contraintes maximales

Le critère de déformation maximale est appliqué aux composites. Il est adapté directement pour prédire l'initiation du flambage dû à une sollicitation de compression. Dans notre cas, le composite passe d'un état de déformation symétrique à un état de déformation asymétrique quand la déformation du composite atteint le seuil de flambage. Soit le critère de la contrainte normale maximale et celui de la déformation principale maximale qui sont exprimés dans les directions d'orthotropie du composite [140].

Critère de la contrainte maximale est donné par :

$$\text{Max} \left\{ \frac{\sigma_{11}}{-X_p}; \frac{\sigma_{22}}{-Y_p} \right\} = 1 \quad \dots\dots\dots(3.8)$$

Critère de la déformation maximale est donné par :

$$\text{Max} \left\{ \frac{\varepsilon_{11}}{-\varepsilon_{p,1}}; \frac{\varepsilon_{22}}{-\varepsilon_{p,2}} \right\} = 1 \quad \dots\dots\dots(3.9)$$

où X_p et Y_p sont les contraintes seuils de flambage dans les directions longitudinale et transversale. $\varepsilon_{p,1}$ et $\varepsilon_{p,2}$ sont les déformations seuils de flambage dans les directions longitudinale et transversale.

Les valeurs seuils de flambage des deux critères de contrainte et de déformation ont été déterminées expérimentalement par l'essai de compression et aucune interaction entre ces composantes n'est considérée.

3.3.2 Critère de Hashin

L'initiation de rupture dans les composites à matrice thermoplastique est définie en utilisant le critère de rupture de Hashin, exprimé en fonction du tenseur de déformations (ε_{ij}) et la déformation à la rupture est mesurée expérimentalement (équations 3.10 et 3.13). Ces valeurs de déformation peuvent être obtenues à partir du produit de la composante de contraintes et du tenseur de compliance. Ce modèle est implanté dans de nombreux logiciels industriels de calcul, notamment dans Abaqus. Il est couramment utilisé chez Airbus dans les simulations de choc sur des stratifiés. Le critère Hashin permet de déterminer quatre modes d'endommagement, qui sont illustrés sur la figure 3-4. Chaque mode est représenté par sa propre variable de rupture (f_i).

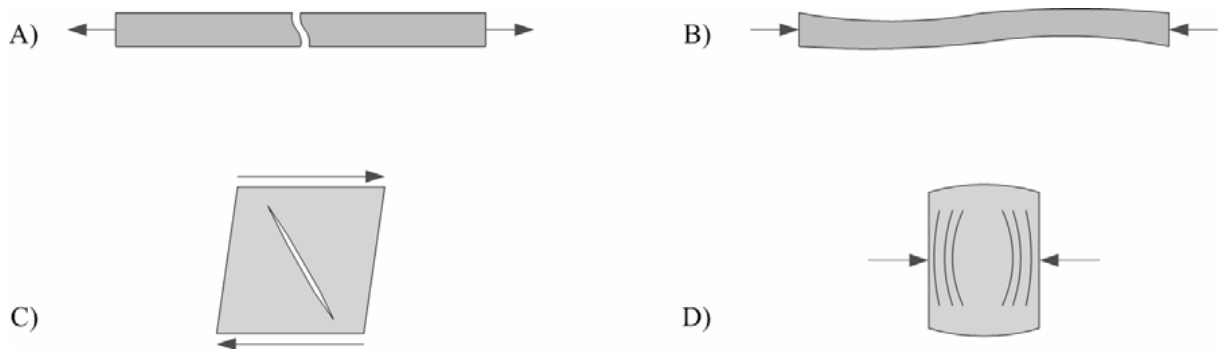


Figure 3-4 : Quatre modes de rupture du critère Hashin; (A) Traction des fibres, (B) Compression des fibres, (C) Traction/cisaillement de la matrice et (D) Compression de la matrice

- mode de rupture des fibres dans la direction longitudinale en traction ($\sigma_{11} > 0$)

$$f_{L,T} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_{f,T}} \right)^2 + \alpha \left(\frac{\tau_{12}}{S_L} \right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.10)$$

- mode de rupture des fibres dans la direction longitudinale en compression ($\sigma_{11} < 0$)

$$f_{L,C} = -\frac{\sigma_{11}}{X_{f,C}} \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.11)$$

- mode de rupture des fibres dans la direction transverse en traction ($\sigma_{22} > 0$)

$$f_{T,T} = \left(\frac{\sigma_{22}}{X_{f,T}}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\tau_{12}}{S_L}\right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.12)$$

- mode de rupture des fibres dans la direction transverse en compression ($\sigma_{22} < 0$)

$$f_{T,C} = \left(\frac{\sigma_{22}}{2S_L}\right)^2 + \left[\left(\frac{Y_{f,C}}{2S_L}\right)^2 - 1\right] \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_{f,C}}\right) + \left(\frac{\tau_{12}}{S_L}\right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.13)$$

Ce critère permet de déterminer la rupture des fibres dans les deux directions longitudinale et transversale qui apparait dans les couches du composite, et il est utilisé en tant que critère d'initiation de rupture. Les valeurs des contraintes maximales ont été déterminées expérimentalement par des essais de traction, de cisaillement et de compression. Dans notre cas, on a pris $\alpha = 1$, ce qui signifie qu'il a une interaction entre ces composantes.

3.3.3 Critère de Tsai Wu

Le critère de rupture de Tsai et Wu [141] propose une forme mathématique la mieux adaptée à la rupture des matériaux anisotropes, est une expression polynomiale en contrainte. Ce critère considère uniquement la rupture de la fibre comme mécanisme de ruine du composite. Dans notre cas, ce critère permet de déterminer le seuil d'endommagement dans les empilements des plis du composite et est appliqué au post-traitement du calcul. Il peut être couplé avec une loi d'endommagement appropriée qui correspond à l'évolution de l'endommagement cumulé. Les paramètres contrôlant ce seuil d'endommagement sont les coefficients F_1 , F_2 , F_{11} , F_{22} , F_{12} et F_{33} qui apparaissent dans la formule. Les valeurs limites sont issues d'essais simples de traction et de compression. Le critère de Tsai-Wu [141] prend une forme assez proche :

$$F_1\sigma_{11} + F_2\sigma_{22} + F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} < 1 \quad \dots\dots\dots(3.14)$$

où

$$F_1 = \frac{1}{X_{s,T}} - \frac{1}{X_{s,C}}; F_2 = \frac{1}{Y_{s,T}} - \frac{1}{Y_{s,C}}$$

$$F_{11} = \frac{1}{X_{s,T} X_{s,C}} ; F_{22} = \frac{1}{Y_{s,T} Y_{s,C}} ; F_{12} = \frac{1}{S^2} ;$$

Dans les expressions ci-dessus, les indices “T” et “C”, “s” représentent la traction, la compression et le seuil d’endommagement respectivement.

Le critère de Tsai-Wu est très utilisé dans la modélisation numérique, cela est dû à ses nombreux avantages parmi lesquels, on peut citer :

- Le critère ne change pas par rapport au changement d’axe,
- La résistance est similaire à celles des contraintes,
- Le critère prend en considération les interactions entre les contraintes.

Les différents coefficients ne sont plus fonction du signe des contraintes mais prennent directement en compte les contraintes du seuil d’endommagement de traction et de compression dans les directions (Ox) et (Oy).

3.4 Modèle interlaminaire

Le modèle d’éléments cohésifs (CZM) est utilisé pour prédire à la fois l’initiation et l’évolution du délaminage sans connaissance préalable de l’emplacement et la direction de propagation de la fissure. Il permet d’établir une relation entre la contrainte appliquée et la déformation permettant de prédire les conditions d’initiation et de la propagation des fissures. Il est largement utilisé, puisqu’il permet d’analyser la rupture dans différentes géométries et conditions aux limites comme les ruptures interlaminaire, intralaminaire et éventuellement les joints collés des composites stratifiés. Ces méthodes introduisent diverses formes simplifiées d’évolution contrainte-déformation. Cette formulation suppose la présence d’une zone cohésive endommagée qui est connectée par la loi traction-séparation à l’interface où la fissure peut se produire. Pour le composite, le comportement cohésif est défini en terme de loi de traction-séparation basée sur les hypothèses suivantes (figure 3-5):

- Dans un premier temps, l’évolution traction-séparation est linéaire : le comportement est supposé réversible (O-A),
- L’initiation de la fissure entre les couches du stratifié (au point A),
- La propagation de la fissure : le comportement est supposé irréversible (A-C).

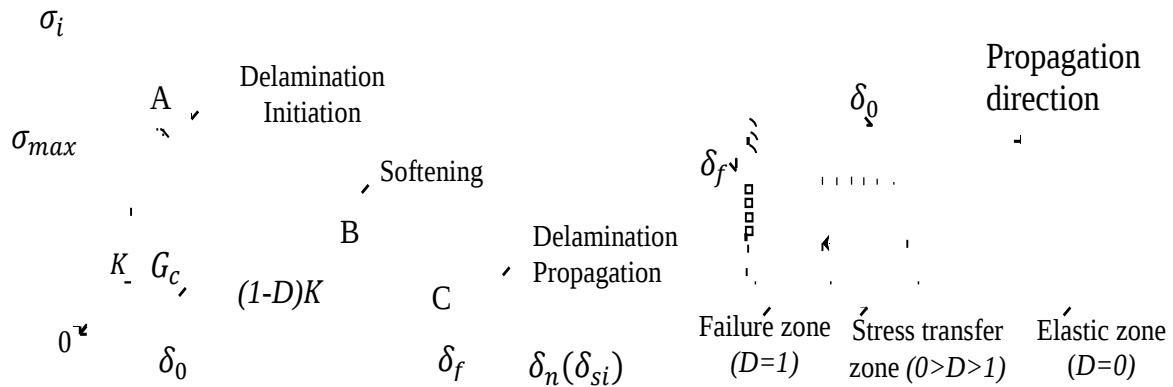


Figure 3-5 : Représentation schématique du comportement inter-laminaire, de l'initiation et de l'évolution de l'endommagement à l'interface entre couches

Lorsque l'aire totale sous la courbe de traction-séparation est égale à l'énergie de rupture, la séparation totale des nœuds permet de simuler la propagation du délaminage entre les plis du stratifiés. La zone cohésive endommagée est définie par la variable de dommage. L'initiation d'endommagement est relié à la résistance interfaciale du stratifié et la propagation d'endommagement est liée au taux critique de restitution de l'énergie.

La figure 3-6 représente le comportement du modèle cohésif en mode mixte avec les deux critères adoptés à l'initiation et à la propagation de l'endommagement. Ainsi, à partir des modes purs I, II et III, on peut générer une loi de comportement équivalente en tenant compte de la mixité du chargement.

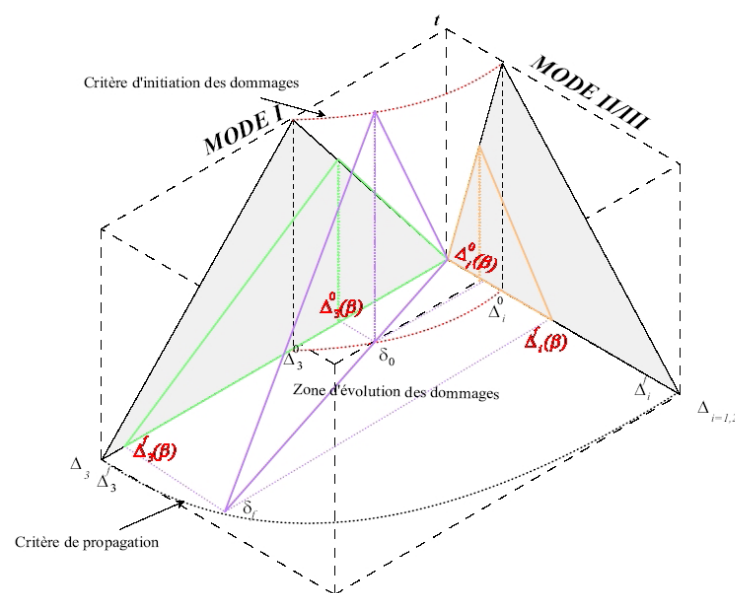


Figure 3-6 : Comportement du modèle cohésif en mode mixte [142]

3.4.a Comportement élastique linéaire

Le comportement élastique d'un élément cohésif est défini comme :

$$\sigma = \begin{Bmatrix} \sigma_n \\ \sigma_s \\ \sigma_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ K_{ns} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{nt} & K_{st} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = K \varepsilon \quad \dots\dots\dots(3.15)$$

où σ est la traction de l'élément, K est la rigidité, et ε est la déformation. Les indices n , s , et t représentent les directions normale, de cisaillement et tangentielle respectivement. Les déformations nominales sont définies comme suit :

$$\varepsilon_i = \frac{\delta_i}{T_0}, i = n, s, t \quad \dots\dots\dots(3.16)$$

où δ_i représente la séparation d'élément, et T_0 représente l'épaisseur initiale de l'élément cohésif, habituellement prise égale à 1 indépendamment de la géométrie de l'élément, de sorte que les déformations dans chaque direction soient égales aux séparations dans cette direction.

3.4.b Initiation d'endommagement

L'initiation de l'endommagement se produit à un point où la traction maximum ou la séparation maximum de l'élément a été atteinte. Le critère de contrainte nominale quadratique a été appliqué exclusivement lorsque le critère d'initiation d'endommagement est satisfait, le matériau change de réponse mécanique selon la loi d'évolution d'endommagement choisie. L'endommagement s'initie lorsque le critère de contrainte quadratique (équation 3.17) atteint une valeur critique ($f = 1$). Les contraintes dans les directions normales et de cisaillement du composite sont utilisées comme données d'entrée. Le paramètre de contrainte quadratique f peut être exprimé en termes de traction σ_i et de contraintes ultimes $\sigma_{i,max}$ dans les directions normales et de cisaillement comme suit :

$$f = \left(\frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_{n,max}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_{s,max}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_{t,max}} \right)^2 \quad \dots\dots\dots(3.17)$$

$\sigma_{n,max}$, $\sigma_{s,max}$ et $\sigma_{t,max}$ représentent les contraintes maximales admissibles dans les directions normales (la déformation est purement normale à l'interface) et transversales (la déformation est purement dans les directions de cisaillement). Les indices n et t , s indiquent respectivement les directions normales et transversales. Dans ce critère de contrainte nominale quadratique, une relation quadratique relie les contraintes dans toutes les directions. Mais le critère de contrainte maximale nominale n'assume aucune relation entre les différentes

directions de contrainte. Dans cette étude, toutes les analyses ont été réalisées en utilisant le critère de contrainte nominale quadratique.

3.4.c L'évolution d'endommagement

La loi d'évolution de l'endommagement décrit le pourcentage de dégradation de la rigidité dans le composite lorsque le critère d'initiation est satisfait. Abaqus/Explicit commande ce processus d'évolution en utilisant une variable scalaire d'endommagement D , qui tient compte de plusieurs mécanismes d'endommagement et représente les dommages globaux dans ce composite. Les composantes des contraintes effectives dans un élément cohésif sont alors définies comme suit :

$$\sigma_i = (1 - D)K_i\delta_i, \quad i = n, s, t \quad \dots\dots\dots (3.18)$$

D est la variable de l'endommagement qui peut varier de 0 (en bon état) à 1 (endommagé complètement). Les tractions σ_i sont les valeurs du post-endommagement prédites par l'équation (3.18). Dans Abaqus, l'évolution de l'endommagement est défini à base de déplacement effectif, de l'énergie, ou en définissant directement la variable d'endommagement D .

Dans le cas de chargement en mode mixte, la séparation effective est utilisée pour décrire l'évolution de l'endommagement, elle est définie en terme de séparation dans les directions nominales et de cisaillement comme suit :

$$\delta_{eff} = \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2} \quad \dots\dots\dots (3.19)$$

Le symbole $\langle \rangle$ signifie seulement les valeurs positives de δ_n .

La deuxième composante de l'évolution de l'endommagement est de savoir comment la variable scalaire d'endommagement évolue de 0 à 1. Elle est basée sur l'hypothèse de l'évolution linéaire. Abaqus exige d'utiliser la quantité $\delta_m^f - \delta_m^o$, c'est-à-dire le déplacement effectif à rupture moins le déplacement effectif à l'initiation de l'endommagement. La loi d'adoucissement entre δ_{eff}^f et δ_{eff}^o peut alors être choisie linéaire, exponentielle, ou avec un dommage D qui est défini comme fonction de déplacement effectif après initiation. Cette variable est définie comme suit :

$$D = \frac{\delta_{eff}^f (\delta_{eff}^{max} - \delta_{eff}^0)}{\delta_{eff}^{max} (\delta_{eff}^f - \delta_{eff}^0)} \dots\dots\dots (3.20)$$

où δ_{eff}^{max} est la valeur maximale du déplacement effectif atteint par l'élément cohésif au cours du chargement, δ_{eff}^f est la valeur du déplacement effectif à rupture et δ_{eff}^0 est la valeur du déplacement initiale. La variable de l'endommagement évolue linéairement de 0 à 1 entre δ_{eff}^0 et δ_{eff}^f . Le déplacement effectif à rupture δ_{eff}^f peut être calculé à partir de l'énergie de rupture en mode mixte (G_c), et est donné par la relation suivante :

$$\delta_{eff}^f = \frac{2G_c}{\sigma_{eff}^{max}} \dots\dots\dots (3.21)$$

la traction effective σ_{eff}^{max} à l'initiation de l'endommagement est donnée par :

$$\sigma_{eff}^{max} = \sqrt{(\sigma_n^{max})^2 + (\sigma_s^{max})^2 + (\sigma_t^{max})^2} \dots\dots\dots (3.22)$$

Le critère de Benzeggagh-Kenane (BK) suppose que l'énergie de rupture en mode mixte G_c est une fonction d'énergie de rupture des modes purs (G_{ic}). Le taux de restitution d'énergie totale (G_T) et du rapport (G_{shear}/G_T), est donné par la relation suivante [143] :

$$G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{shear}}{G_T} \right)^\eta = G_c, \text{ avec } G_{shear} = G_{II} + G_{III} \dots\dots\dots (3.23)$$

où $G_T = G_I + G_{II} + G_{III}$ et η est un paramètre du matériau. G_{IC} , G_{IIC} et G_c sont les énergies de rupture des modes purs I, II et le mode mixte respectivement. Dans ce critère, l'énergie de rupture dans la première direction de cisaillement (mode II) et dans la seconde direction de cisaillement (mode III) sont les mêmes $G_{IIC} = G_{IIIC}$. La puissance η est déterminée en minimisant la différence entre le résultat expérimentale et numérique.

3.5 Modèle endommagement-rupture

Les critères de rupture décrits aux paragraphes précédents prédisent uniquement l'endommagement d'une seule couche du composite. La rupture d'un composite stratifié selon plusieurs critères donnés peut être obtenue par superposition des enveloppes de rupture correspondant aux couches individuelles. L'apparition de l'endommagement dans un stratifié ne signifie pas l'effondrement total du composite ; l'endommagement du composite apparaît à des niveaux de contraintes beaucoup plus faibles que la résistance du stratifié.

Cette constatation a conduit à distinguer entre l'endommagement et la rupture dans les stratifiés, ce qui donne naissance à la notion d'endommagement progressif. Plusieurs théories de dégradation ont été avancées pour poursuivre l'analyse d'un stratifié une fois l'endommagement initié. Le modèle adopté dans ce travail est basé sur une approche purement phénoménologique. Ces approches sont souvent écrites dans le cadre de la thermodynamique. Nous donnons ici les équations du modèle sans réécrire tout le formalisme lié aux principes de la thermodynamique. En effet, seules ces équations du modèle seront nécessaires lors de l'implémentation dans Abaqus/Explicit. Pour que cette modélisation soit réaliste et que le modèle de comportement contribue à la meilleure représentation des différents changements dans les trajets de chargement complexes, nous introduisons un ensemble de variables représentatives des changements internes du matériau.

De manière générale, le modèle de comportement endommagement-rupture est composé principalement de deux lois d'évolution de la dégradation, puis on ajoute une troisième loi de l'évolution de dégradation dans le cas de l'apparition du phénomène de kink-band dans le stratifié.

1. On a défini une première loi d'évolution pour les phénomènes mis en jeu lors de l'endommagement du composite stratifié. L'initiation de l'endommagement est déterminée par le critère de Tsai-Wu.
2. On a défini une deuxième loi d'évolution pour les phénomènes mis en jeu lors du flambage du composite stratifié. L'initiation du flambage est déterminée par un critère de la déformation maximale.
3. On a défini une troisième loi d'évolution pour les phénomènes mis en jeu lors de la rupture du composite stratifié. L'initiation du domaine d'instabilité est déterminée par le critère de rupture de Hashin.

Les données expérimentales présentées dans la section précédente indiquent clairement que le comportement présenté par le composite est complexe. Il a été trouvé que les niveaux de dommages ont été liés à la mesure de l'accumulation de l'endommagement et est à l'origine de la dégradation des propriétés des matériaux. La méthodologie des théories de dégradation est représentée à la figure 3-3. Elle consiste à augmenter le chargement graduellement jusqu'à la détection de la rupture d'un pli. Chaque rupture détectée engendre une réduction de la rigidité du pli rompu. La rigidité du stratifié est alors recalculée et les contraintes sont redistribuées. Le processus est ainsi répété jusqu'à la rupture finale du stratifié. L'évolution

de l'endommagement à la fois dans les directions chaîne et trame est formulée d'une manière similaire. Le composite a été supposé être non-linéaire jusqu'à la contrainte de rupture. Pour déterminer la contrainte de rupture, on a utilisé le critère proposé par Hashin [18]. On note que le comportement du composite stratifié est supposé orthotrope linéaire, et il est défini par:

$$\{\varepsilon\} = [H]^e \{\sigma\} \quad \dots\dots\dots (3.24)$$

où $\{\sigma\}$, $\{\varepsilon\}$ sont, respectivement, les composantes de déformations et de contraintes. $[H]^e$ est la matrice de compliance pour le stratifié non-endommagé [17], elle est définie par:

$$[H]^e = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & \frac{\nu_{21}}{E_{11}} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots (3.25)$$

où E_{11} , E_{22} , G_{12} sont les propriétés du stratifié en bon état.

Si la contrainte résultante dans les zones fortement sollicitées (endommagement) dépasse une certaine valeur critique, alors l'endommagement et la rupture se propageront. A ce moment, la charge appliquée correspond à la charge de poussée critique. Le comportement endommagé des stratifiés en traction et en compression peut être représenté en utilisant la relation suivante:

$$\{\varepsilon\} = [H]^d \{\sigma\} \quad \dots\dots\dots (3.26)$$

La matrice de compliance $[H]^d$ pour le matériau endommagé est définie par:

$$[H]^d = \begin{bmatrix} \frac{1}{(1-d_{11}-k)E_{11}} & \frac{\nu_{21}}{E_{11}} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{(1-d_{22}-k)E_{22}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{(1-d_{12}-k)G_{12}} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots (3.27)$$

où d_1 est associé à la rupture longitudinale (chaîne), d_2 est associé à la rupture transversale (trame) et d_3 est associée à la rupture par cisaillement (fibre-matrice). La variable de cisaillement est défini comme $d_3 = (1-d_1)(1-d_2)$. Ces variables d'endommagement sont comprises entre 0 (matériau non endommagé) et 1 (rupture totale).

3.5.1 Modélisation du post-endommagement

Le modèle MLT [25] est choisi pour décrire l'endommagement avant rupture des stratifiés jute/pp. Plus précisément, la loi de l'évolution est décrite par la variable d'endommagement $d_{i,A}$, donnée par l'équation suivante:

$$d_{i,A} = 1 - \exp \left[-\frac{1}{m} \left(\frac{E_{ii} \varepsilon_{ii}}{\sigma_{f,i}} \right)^m \right] \quad \text{with} \quad m = \frac{1}{\ln(\frac{\varepsilon}{\sigma} E)} \quad \dots\dots\dots(3.28)$$

où ε_{ii} , $i = 1,2$, sont les déformations dans les directions longitudinale et transverse correspondant à l'endommagement, E_{ii} sont les modules initiaux, et $\sigma_{f,i}$, $i = 1,2$, les contraintes à la rupture qui sont supposées être identiques dans les directions (X_c , Y_c) et dans le cas de la présence de flambage (X_p , Y_p), respectivement. m est module de Weibull, e est la base du logarithme naturel. $d_{i,A}$ est la variable d'endommagement commandée par le paramètre m qui dicte l'anisotropie induite par l'endommagement. Les paramètres m sont définis à partir de la déformation à la contrainte maximale et le module de Young E .

3.5.2 Modélisation de la rupture

Une fois que le critère de rupture de Hashin est satisfait, les fissures macroscopiques se forment et se propagent, ce qui provoque ainsi la dégradation rapide du stratifié. En général, il correspond à la rupture des fibres et de la matrice, de sorte que la capacité de charge de ce stratifié est complètement relâchée. La variable d'endommagement [144] est utilisée pour prédire le comportement d'adoucissement après la rupture des stratifiés jute/pp.

Dans cette dernière phase de dégradation, l'approche utilisée pour la modélisation de la rupture des stratifiés jute/pp a conduit à une forte dépendance du maillage d'éléments finis. Pour corriger ce problème, nous avons utilisé la théorie de bande proposée par Bažant et Oh [145], dans laquelle la rupture est modélisée comme une bande de fissuration diffuse. Dans cette théorie, la déformation ε_{ult} qui correspond à la contrainte ultime, n'est pas maintenue constante, mais elle est ajustée de telle sorte que l'énergie de rupture est conservée. La loi d'évolution de la rupture est décrite par la variable d'endommagement $d_{i,B}$ donnée par l'équation suivante :

$$d_{i,B} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}} \right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}} \right)^q - (\varepsilon_{f,i})^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i})^q}{(\varepsilon_{ii})^q} \right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots\dots\dots(3.29)$$

où h_e est la longueur caractéristique de l'élément et G_f est l'énergie de rupture. $\varepsilon_{f,i}$ est la déformation qui correspond à la contrainte maximale lorsque le stratifié est sollicité et $\frac{2G_f}{h_e\sigma_f}$ est la valeur de déformation ε_{ult} lorsque les spécimens sont totalement endommagés.

3.5.3 Modélisation du post-flambage

Dans la discussion ci-dessus, on a supposé la présence de trois étapes de dégradation qui peuvent causer la rupture des stratifiés jute/pp : (i) la première étape correspond à l'endommagement diffus (microfissures), (ii) la seconde étape correspond à l'endommagement progressif dû à la présence de flambage, et (iii) la troisième étape correspond au délaminage et à la rupture du stratifié. Les deux étapes (i) et (iii) peuvent être utilisées pour décrire la réponse des spécimens en traction et en compression (sans flambage). Cependant, le modèle d'endommagement utilisé pour décrire la réponse des spécimens en compression est considéré comme étant insuffisant en raison de la propagation progressive due au phénomène de flambage. Par conséquent, une seconde stratégie de modélisation est considérée à l'aide d'une troisième variable d'endommagement, elle est utilisée pour décrire l'état d'avancement de l'endommagement au post-flambage.

Sous chargement de compression, la déformation est symétrique dans la direction des fibres rigides. Une fois la rotation et la largeur de kink-band apparaissent comme degré de liberté, deux formes de propagation sont ainsi identifiées : l'élargissement et la propagation de la bande. Au point d'instabilité, il existe une apparition soudaine d'une kink-bande de largeur non nulle qui s'étend avec l'augmentation de la charge de compression (figure 3-8).

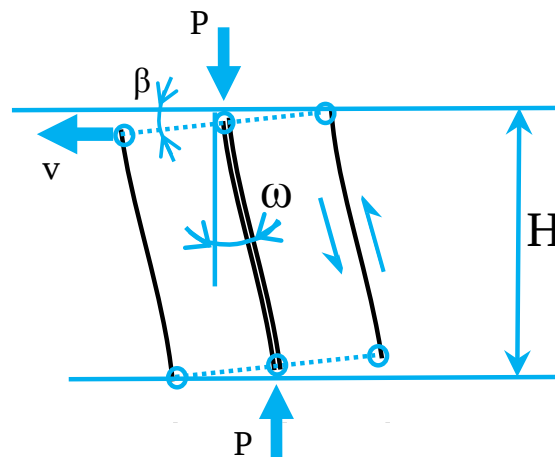


Figure 3-7 : Chemin d'équilibre de l'échantillon incliné

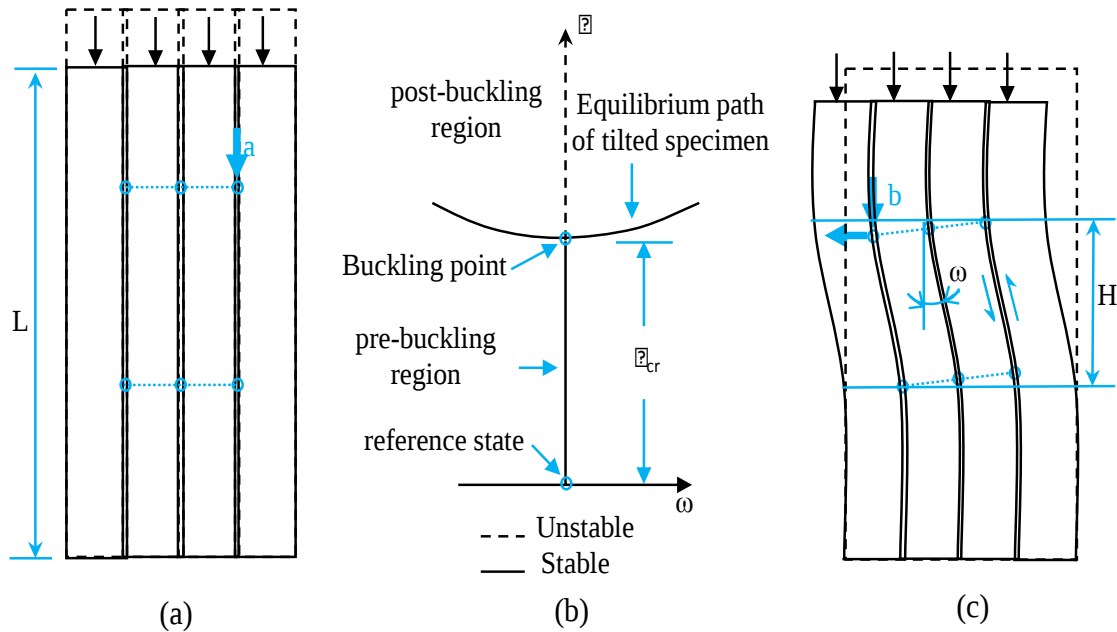


Figure 3-8: Analyse géométriquement approchée de la déformation des éprouvettes flambées (a) Déformation équilibrée; (b) Déformation inclinée avec un angle ω non nul et (c) Chemin d'équilibre qui croit au point de bifurcation

Le chemin d'équilibre de l'échantillon incliné (figure 3-7) est représenté par la variable d'endommagement $d_{i,p}$ qui décrit le comportement du matériau au post-flambage. La forme mathématique de la variable d'endommagement $d_{i,p}$ est donnée par :

$$d_{i,p} = \left(\frac{(\varepsilon_{ii})^q - (\varepsilon_{p,i})^q}{(\varepsilon_{f,i})^q - (\varepsilon_{p,i})^q} \right)^{\frac{1}{n}} \dots\dots\dots(3.30)$$

où $\varepsilon_{p,i}$, $i=1,2$, sont les déformations à l'initiation du flambement, $\varepsilon_{f,i}$ est défini ci-dessus, q et n sont les paramètres de forme, représentant une faible rigidité de la courbe au post-flambement et décrivent le développement des différents modes de rupture.

La variable d'endommagement $d_{i,p}$ est régie par les paramètres internes n et q , commandant le comportement endommageable au post-flambage des stratifiés. On a estimé ces paramètres afin de se rapprocher de la courbe contrainte-déformation mesurée expérimentalement au post-flambage. La figure 3-9 montre l'allure de la courbe de la variation d'endommagement avec les paramètres n et q . Comme on peut le voir, la variable d'endommagement proposé $d_{i,p}$ décrit correctement la propagation d'endommagement au post-flambage. Le comportement est considéré comme linéaire pour les valeurs $n=1$ et $q=1$. Dans notre travail, les valeurs des paramètres ont été prises égales à $n=2,2$ et $q=0,5$ pour se

rapprocher de la forme réelle du comportement endommageable du composite à cette zone post-flambage.

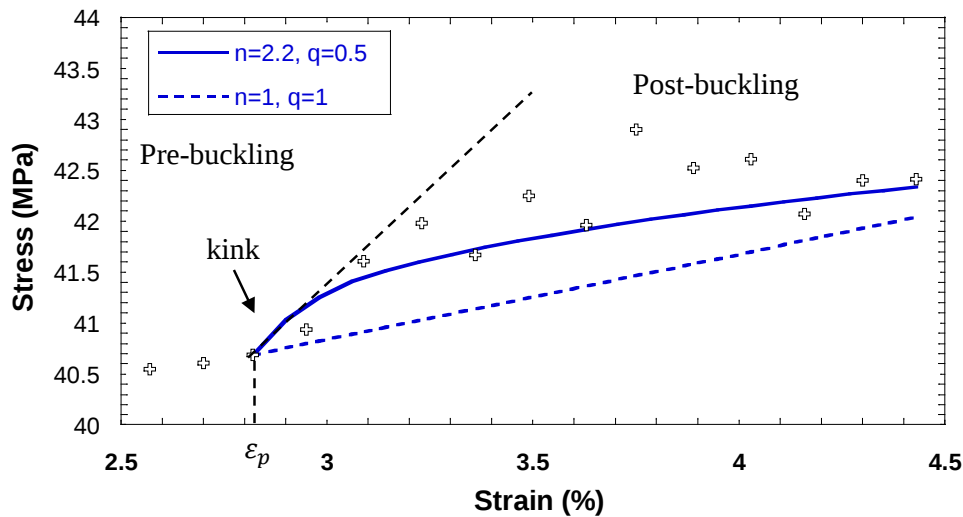


Figure 3-9 : Représentation graphique de la variable d'endommagement proposée pour l'analyse de l'endommagement progressif au post-flambage

3.6 Méthode dynamique explicite

Le choix d'un algorithme de résolution est important puisqu'il influence sur la précision de la solution et la stabilité de la simulation numérique. Il est connu que l'algorithme implicite demande plus d'itérations pour converger dans les problèmes fortement non-linéaires et il n'exige aucune information concernant les variables d'état à la fin de l'incrément. Par contre les algorithmes explicites, n'ont pas de problème de convergence mais nécessitent des incréments de temps suffisamment petits pour obtenir une solution satisfaisante. Les schémas d'intégration explicite présente l'avantage d'avoir une solution à moindre coût (le temps de simulation est relativement court), nous permet d'aborder plus facilement les problèmes de non-linéarité de la déformation et inclut le tenseur de rotation pour trouver les vraies contraintes dans le cas de déformation axisymétrique. Dans notre cas, le temps de chargement des stratifiés est de courte durée dans chaque phase de dégradation et le temps total des événements est une fraction de seconde. La méthode de solution explicite est la technique d'analyse raisonnable dans ces conditions et permet d'apparaître les différentes variations dans le composite. Pour un examen détaillé sur la méthode explicite et la théorie d'implémentation, le lecteur peut se référer au manuel (ABAQUS 2010).

Le schéma explicite implanté dans le code éléments finis Abaqus conduit à des temps de calcul plus faibles par rapport au schéma implicite nommé Abaqus/Standard. L'approche explicite assure une certaine précision, elle est plus efficace pour aboutir à un calcul complet que le schéma standard. Ce code présente une bonne résolution des équations qui présentent de fortes non-linéarités, ce qui est un avantage considérable vis-à-vis de la simulation de multiples non-linéarités mécaniques telles que les non-linéarités matérielles dues à la présence de forte anisotropie dans le matériau et les non-linéarités géométriques apparaissant lors des grands déplacements.

Abaqus/Explicit met en œuvre un schéma d'intégration par différences finies centrées donné par les équations :

$$\dot{u}^{(i+\frac{1}{2})} = u^{(i-\frac{1}{2})} + \frac{\Delta t^{(i+1)} + \Delta t^{(i)}}{2} \ddot{u}^{(i)} \quad \dots\dots\dots(3.31)$$

$$u^{(i+1)} = u^{(i)} + \Delta t^{(i+1)} \dot{u}^{(i+\frac{1}{2})} \quad \dots\dots\dots(3.32)$$

pour le calcul du vecteur de l'accélération nodale, la relation 3.31 est utilisée:

$$\{\ddot{u}\} = [M]^{-1} \{F^{ext}\} - \{F^{int}\} \quad \dots\dots\dots(3.33)$$

où $[M]$ est la matrice de masse diagonale, $\{F^{ext}\}$ est le vecteur des efforts externes et $\{F^{int}\}$ est le vecteur des efforts internes, Ainsi, l'approche explicite ne requiert ni itération ni matrice tangente de rigidité. Nous arrivons à une économie appréciable en temps de calcul comparativement à la méthode implicite.

A présent, dans la condition de stabilité d'un système dynamique explicite non-linéaire, nous considérons classiquement l'idée qu'une onde élastique se propageant dans le matériau ne doit pas parcourir plus d'une maille en un pas de temps. Si on note la longueur caractéristique de l'élément L_e , le critère de stabilité peut s'écrire sous la forme :

$$\Delta t \leq \frac{L_e}{C} \quad \dots\dots\dots(3.34)$$

ou C la vitesse de propagation d'une onde dans un milieu élastique défini par :

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad \dots\dots\dots(3.35)$$

où E et ρ sont respectivement le module d'élasticité et la masse volumique du matériau.

De plus, en pratique, nous devons avoir des petits pas de temps. Lors d'une itération, Abaqus tente de trouver une solution d'équilibre dans un incrément de temps. Si le modèle n'est pas en équilibre à la fin de l'itération, Abaqus essaye une nouvelle itération jusqu'à ce qu'une solution d'équilibre soit atteinte.

3.7 Implantation des lois de comportement dans le logiciel Abaqus/Explicit

Cette section présente plus en détail les différentes implémentations qui peuvent être appliquées aux modèles numériques des composites jute/pp dans un code éléments finis Abaqus/Explicit. Ces lois permettent au code de calcul éléments finis d'obtenir les informations sur l'état du composite à chaque pas de temps et à chaque point d'intégration. La démarche progressive adaptée ici est : (i) mentionner les sous étapes de l'implémentation de chaque loi de comportement avec les équations qui y sont rattachées, (ii) présenter des algorithmes qui mentionnent juste les grandes étapes de la subroutine VUMAT.

Les différentes lois de comportement de la non-linéarité ont été prises en compte dans la modélisation des composites jute/pp. Suivant l'application prévue, différentes configurations peuvent se présenter. Pour la simulation des essais de traction et de compression (sans flambage) sur les stratifiés $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$, le modèle endommagement-rupture est mis en œuvre. Le modèle élasto-endommagement-rupture peut être mis en œuvre, pour la simulation de l'essai de traction (cisaillement) sur les stratifiés $[45^\circ, -45^\circ]_{2S}$. Le modèle endommagement-rupture couplé au flambage est utilisé pour la prédiction de la réponse des stratifiés jute/pp avec flambage. Les figures 3-9, 3-10 et 3-11 illustrent les organigrammes du déroulement des calculs et l'interaction entre les trois principaux éléments l'endommagement, le flambage et la rupture. Dans la subroutine VUMAT, nblock est un terme utilisé dans Abaqus qui fait référence au nombre de points d'intégration qui doivent être traités en un seul appel à la subroutine.

a. Loi de comportement endommagement-rupture

Le premier algorithme intégré dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit permet de générer une loi de comportement endommagement-rupture. Les caractéristiques essentielles du couplage entre logiciel éléments finis Abaqus/Explicit et la subroutine VUMAT à chaque incrément de temps et à chaque point d'intégration peuvent être résumées comme suit :

A chaque instant t , les valeurs de la déformation élastique $\{\varepsilon\}^t$ et les valeurs de la contrainte élastique $\{\sigma\}^t$, sont connues ainsi que l'incrément de la déformation totale

$\{\Delta\varepsilon\}^{t+\Delta t}$. Il faut alors déterminer les valeurs des variables $d_{i,A}^{t+\Delta t}$ et $d_{1,B}^{t+\Delta t}$ à l'instant $t+\Delta t$. Lorsque les quantités de déformations d'endommagement et de rupture ont été déterminées, le calcul du tenseur est amorcé. Après cette étape, les paramètres du matériau et le vecteur des contraintes sont remis à jour. Finalement, le tenseur $[C]^d$ et le nouveau vecteur des contraintes $\{\sigma\}^{t+\Delta t}$ sont calculés avec les valeurs actualisées (fin de l'incrément).

Etape 1: Mise à jour du vecteur de contraintes.

$$\{\sigma\}^{t+\Delta t} = \{\sigma\}^t + \{\Delta\sigma\}^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.36)$$

Etape 2 : Mise à jour du vecteur de déformations.

$$\{\varepsilon\}^{t+\Delta t} = \{\varepsilon\}^t + \{\Delta\varepsilon\}^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.37)$$

Etape 3 : Calcul du paramètre m et de la variable $d_{i,A}^{t+\Delta t}$.

$$m = \frac{1}{\log(E_{ii}\varepsilon_{f,i}/\sigma_{f,i})} \quad \dots\dots\dots(3.38)$$

$$d_{i,A}^{t+\Delta t} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{m} \left(\frac{E_{ii}\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,i}}\right)^m\right] \quad \dots\dots\dots(3.39)$$

Etape 4 : Calcul de la fonction d'état limite $F^{t+\Delta t}$ de Hashin et de la variable $d_{i,B}^{t+\Delta t}$.

Il faut vérifier si l'état de rupture est atteint. Pour ce faire, il faut calculer les valeurs de la fonction d'état limite ($F^{t+\Delta t}(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,i}^C)$) de Hashin avec les contraintes au début de l'incrément. Si cette fonction limite est supérieur à 1, cela signifie que la rupture est atteinte et le cheminement des contraintes se suivra avec la variable $d_{i,B}^{t+\Delta t}$.

Le chargement de traction ($\sigma_{11}^{t+\Delta t} \geq 0$) et ($\sigma_{22}^{t+\Delta t} \geq 0$) :

$$F_{L+}^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{11}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L}\right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.40a)$$

$$F_{T+}^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,2}^T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L}\right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.40b)$$

$$d_{i,B}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e\sigma_{f,i}^T}\right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e\sigma_{f,i}^T}\right)^q - (\varepsilon_{f,i}^T)^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i}^T)^q}{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q}\right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots\dots\dots(3.41a)$$

Le chargement de compression ($\sigma_{11}^{t+\Delta t} < 0$) et ($\sigma_{22}^{t+\Delta t} < 0$) :

$$F_{L-}^{t+\Delta t} = -\frac{\sigma_{11}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^C} \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.40c)$$

$$F_{T-}^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{2S^T}\right)^2 + \left[\left(\frac{\sigma_{f,2}^C}{2S^T}\right)^2 - 1\right] \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,2}^C}\right) + \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L}\right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.40d)$$

$$d_{i,B}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}^C}\right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}^C}\right)^q - (\varepsilon_{f,i}^C)^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i}^C)^q}{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q}\right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots\dots\dots(3.41b)$$

Etape 5: Calcul du tenseur endommagement-rupture et du nouveau vecteur de contraintes.

$$[C]^{d1} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{21} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{12} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots(3.42)$$

$$\begin{aligned} C_{11} &= \frac{1}{E_1^{t+\Delta t}}, & C_{12} &= \frac{\nu_{12}}{E_1} \\ C_{12} &= \frac{\nu_{12}}{E_2}, & C_{22} &= \frac{1}{E_2^{t+\Delta t}} \\ C_{12} &= \frac{1}{E_{12}^{t+\Delta t}} \end{aligned}$$

où

$$E_1^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t})\right) E_1 \quad \dots\dots\dots (3.43a)$$

$$E_2^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t})\right) E_2 \quad \dots\dots\dots (3.43b)$$

$$G_{12}^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t})\right) \left(1 - d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t})\right) E_{12} \quad \dots\dots\dots (3.43c)$$

La loi de couplage endommagement-rupture a été adoptée en imposant les équations suivantes :

$$d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) = d_{1,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) \quad \dots\dots\dots(3.44a)$$

$$d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) = d_{2,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \quad \dots\dots\dots(3.44b)$$

Calculer l'incrément de contrainte avec :

$$\{\sigma\}^{t+\Delta t} = [C]^d \{\varepsilon\}^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.45)$$

où $[C]^d$ est le tenseur de rigidité endommagement-rupture et $\{\Delta\sigma\}^{t+\Delta t}$ est le nouveau vecteur de contraintes. Dans toutes les phases (endommagement et rupture), le comportement est

supposé être le même, il n'y a donc qu'un seul module d'Young E , un seul coefficient de Poisson ν , et un unique module de cisaillement S .

La figure 3-10 représente l'organigramme explicite de la démarche numérique retenue afin de déterminer l'ensemble des étapes du modèle endommagement-rupture utilisé pour effectuer des simulations sur les stratifiés jute/pp sollicités en traction et en compression sans flambage. Cette figure mentionne juste les grandes étapes de la sous-routine VUMAT.

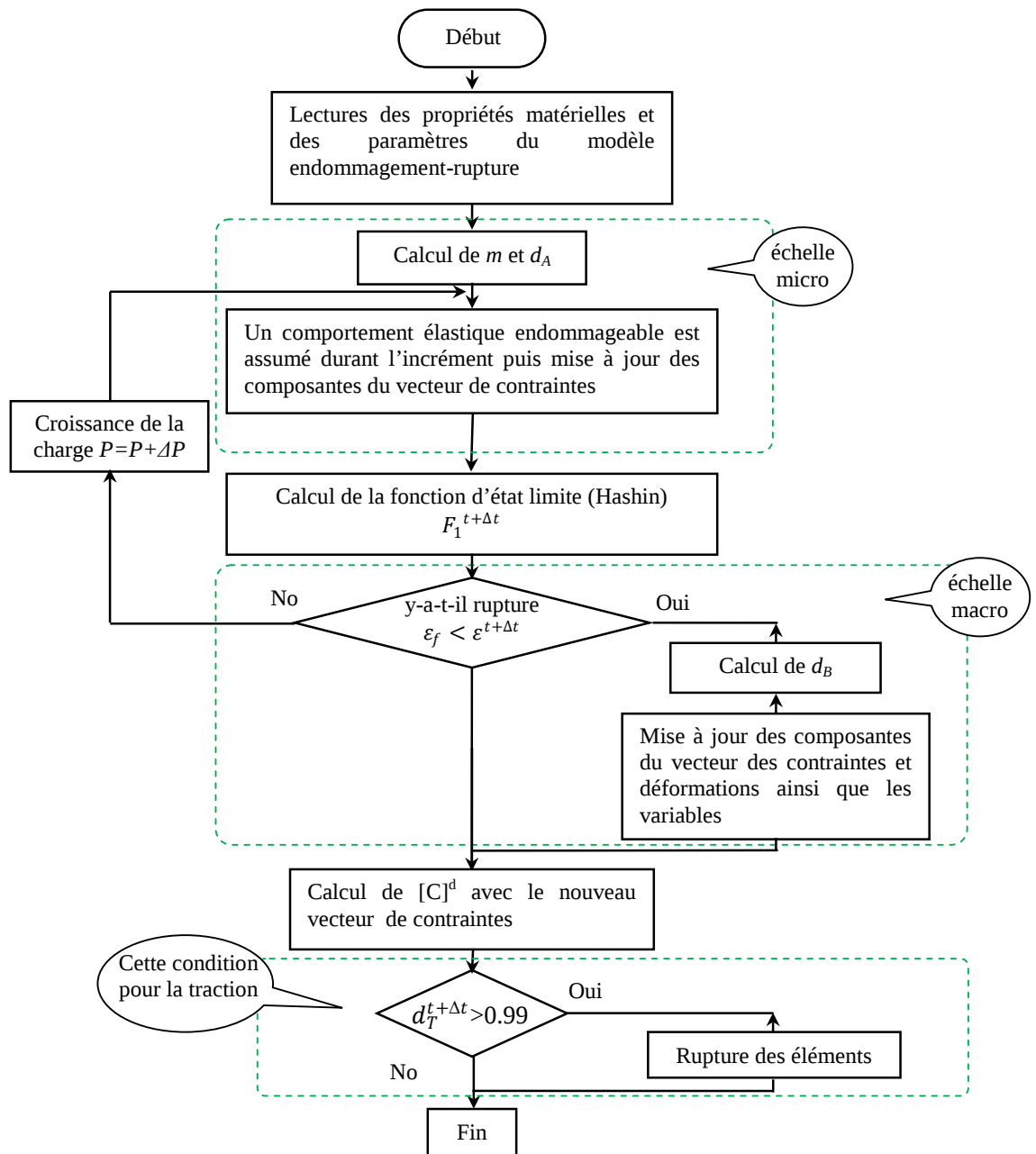


Figure 3-10 : Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement endommagement-rupture

Au début du calcul, les variables d'endommagement sont nulles en tout point d'intégration de Gauss et les propriétés mécaniques (E_1 , E_2 , ν_{12} , G_{12}) sont à l'état initial. L'avancement continu de l'incrément ajoute à l'endommagement et à la rupture une croissance bi-axiale (cas 2D). L'algorithme doit vérifier le critère de Hashin pour déterminer la fonction de l'état limite (F). Cette fonction donne une valeur égale à zéro dans un premier temps, si l'état de rupture n'est pas atteint, le composite est à l'intérieur de la courbe d'état limite et son comportement élastique endommageable. Si cette valeur est supérieure à 1, alors l'apparition automatiquement de la dégradation partielle se produira.

Dans le cas de l'essai de traction, la variation élastique n'est pas prise en considération puisque la déformation élastique est faible. La contrainte débute directement par des déformations d'endommagement. Cette partie du comportement présente phénomène appelé « durcissement ». La première variable $d_{i,A}$ prend une valeur différente de zéro et l'autre variable $d_{i,B}$ prend la valeur 0. L'évolution de la dimension de l'endommagement avec l'augmentation des déformations amène le composite à la rupture, qui va ainsi définir une enveloppe dite de rupture. Cette deuxième partie du comportement présente phénomène appelé « adoucissement ». Le point de l'état limite de la rupture est déterminé par le critère de Hashin. La seconde variable $d_{i,B}$ débute à la fin de la première variable $d_{i,A}$ et la somme des deux variables ($d_{i,T} = d_{i,A} + d_{i,B}$) varie de 0 à 1. La rupture totale des stratifiés intervient quand la variable $d_{i,T}$ égale à 1. Les modules longitudinale E_1 et transversale E_2 sont réduits en fonction des paramètres $d_{1,T}$ et $d_{2,T}$. Lorsque la quantité de déformations d'endommagement et de rupture a été déterminée, la nouvelle matrice tenseur de compliance endommagement-rupture $[C]^d$ et le vecteur des contraintes $\{\sigma\}^{t+\Delta t}$ sont remis à jour. En effet, les stratifiés ne comportant que des couches, la dégradation intervient simultanément sur toutes les couches, il n'y a donc pas de possibilités de reprise d'efforts par des couches adjacents.

b. Loi de comportement élasto-endommagement-rupture

Le deuxième algorithme intégré dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit permet de générer une loi de comportement élasto-endommagement-rupture. Les étapes essentielles de la mise en œuvre peuvent être résumées comme suit :

Etape 1 : Calcul du tenseur d'élasticité et du vecteur de contraintes élastiques

Le comportement du composite est élastique au début de l'incrément. Le vecteur des contraintes est mis à jour avec le tenseur d'élasticité $[C]^e$, qui contient les constantes de l'élasticité linéaire. Le calcul de l'incrément de contrainte se fait comme suit :

$$\{\Delta\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} = [C_{ij}]^e \{\Delta\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t}$$

$$[C]^e = \frac{1}{N} \begin{bmatrix} {}^0C_{11} & {}^0C_{12} & 0 \\ {}^0C_{21} & {}^0C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & {}^0C_{12} \end{bmatrix} \dots\dots\dots(3.46)$$

$$\begin{aligned} {}^0C_{11} &= E_{11}, & {}^0C_{12} &= \nu_{12}E_{11} \\ {}^0C_{12} &= \nu_{21}E_{11}, & {}^0C_{22} &= E_{22} \\ {}^0C_{12} &= G_{12} \end{aligned}$$

Avec $N = 1 - \nu_{12}\nu_{21}$

Ensuite, le vecteur des contraintes est mis à jour :

$$\{\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} = \{\sigma_{ij}\}^t + \{\Delta\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} \dots\dots\dots(3.47)$$

Etape 2 : Calcul du vecteur de déformations :

$$\{\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} = \{\varepsilon_{ij}\}^t + \{\Delta\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} \dots\dots\dots(3.48)$$

Etape 3 : Calcul du paramètre m et de la variable d'endommagement $d_{i,A}$ avec :

$$m = \frac{1}{\log(E_{ii}\varepsilon_{f,i}/\sigma_{f,i})} \dots\dots\dots(3.49)$$

$$d_{i,A}^{t+\Delta t} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{m} \left(\frac{E_{ii}\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,i}}\right)^m\right] \dots\dots\dots(3.50)$$

Etape 4 : Calcul de la fonction d'état limite de Tsai-Wu.

Il faut vérifier si l'état d'endommagement est atteint. Pour ce faire, il faut calculer la valeur de la fonction de l'état limite ($f(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{s,i}^T, \sigma_{s,i}^C)$) de Tsai-Wu avec les contraintes au début de l'incrément. Si cette fonction limite est supérieure à 1, cela signifie que l'endommagement est atteint et le cheminement des contraintes se suivra avec la variable d'endommagement $d_{i,A}^{t+\Delta t}$.

$$f(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{s,i}^T, \sigma_{s,i}^C) = \left(\frac{1}{\sigma_{s,1}^T} - \frac{1}{\sigma_{s,1}^C}\right) \sigma_{11}^{t+\Delta t} + \left(\frac{1}{\sigma_{s,2}^T} - \frac{1}{\sigma_{s,2}^C}\right) \sigma_{22}^{t+\Delta t} + \left(\frac{1}{\sigma_{s,1}^T \sigma_{s,1}^C}\right) (\sigma_{11}^{t+\Delta t})^2 +$$

$$\left(\frac{1}{\sigma_{s,2}^T \sigma_{s,2}^C}\right) (\sigma_{22}^{t+\Delta t})^2 + \left(\frac{1}{s^2}\right) (\sigma_{12}^{t+\Delta t})^2 < 1 \dots\dots\dots(3.51)$$

$$d_{i,A}^{t+\Delta t} = 1 - \exp \left[-\frac{1}{m} e \left(\frac{E_{ii} \varepsilon_{ii}^{t+\Delta t}}{\sigma_{s,i}} \right)^m \right] \quad \dots\dots\dots(3.52)$$

Dans les expressions ci-dessus, l'exposant "T" et "C" représentent la traction et la compression respectivement.

Etape 5 : Calcul de la fonction d'état limite de Hashin.

Il faut vérifier si l'état de rupture est atteint. Pour ce faire, il faut calculer la valeur de la fonction de l'état limite ($F^{t+\Delta t}(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,i}^C)$) de Hashin. Si cette fonction limite est supérieure à 1, cela signifie que la rupture est atteinte et le cheminement des contraintes se suivra avec la variable d'endommagement $d_{i,B}^{t+\Delta t}$.

$$F_{L-}^{t+\Delta t} = -\frac{\sigma_{11}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^C} \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.53a)$$

$$F_{T-}^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{2S^T} \right)^2 + \left[\left(\frac{\sigma_{f,2}^C}{2S^T} \right)^2 - 1 \right] \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,2}^C} \right) + \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L} \right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.53b)$$

$$d_{i,B}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{\sigma_{f,i}^C} \right)^q}{\left(\frac{2G_f}{\sigma_{f,i}^C} \right)^q - (\varepsilon_{f,i}^C)^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i}^C)^q}{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q} \right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots\dots\dots(3.54)$$

Etape 6: Calcul de la matrice élasto-endommagement-rupture et du nouveau vecteur de contraintes.

$$[C]^d = \begin{bmatrix} {}^dC_{11} & {}^dC_{12} & 0 \\ {}^dC_{21} & {}^dC_{22} & 0 \\ 0 & 0 & {}^dC_{12} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots(3.55)$$

$$\begin{aligned} {}^dC_{11} &= E_{11}^{t+\Delta t}, & {}^dC_{12} &= \nu_{12} E_{11}^{t+\Delta t} \\ {}^dC_{12} &= \nu_{21} E_{11}^{t+\Delta t}, & {}^dC_{22} &= E_{22}^{t+\Delta t} \\ {}^dC_{12} &= G_{12}^{t+\Delta t} \end{aligned}$$

où

$$E_{11}^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{1,T}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) \right) E_1 \quad \dots\dots\dots(3.56a)$$

$$E_{22}^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{2,T}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \right) E_2 \quad \dots\dots\dots(3.56b)$$

$$G_{12}^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{1,T}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) \right) \left(1 - d_{2,T}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \right) E_{12} \quad \dots\dots\dots(3.56c)$$

La loi de couplage endommagement-flambage-rupture a été adoptée en imposant les équations suivantes :

$$d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) = d_{1,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,p}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) \quad \dots\dots\dots(3.57a)$$

$$d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) = d_{2,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,p}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \quad \dots\dots\dots(3.57b)$$

Ensuite, le nouveau vecteur de contraintes est mis à jour :

$$\{\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} = [C_{ij}]^d \{\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.58)$$

La figure 3-11 représente l'organigramme explicite de la démarche numérique retenue afin de déterminer l'ensemble des étapes du modèle élasto-endommagement-rupture, utilisé pour effectuer des simulations sur les stratifiés $[45^\circ, -45^\circ]_{2s}$ sollicités en traction.

Premièrement, le programme lit les paramètres matériels (élastique, endommagement et rupture), puis calcule le vecteur des contraintes à l'aide de la matrice élastique $[C]^e$. Cette dernière contient les constantes d'élasticité du matériau. Puis le programme doit vérifier si l'endommagement est atteint au début, pendant et à la fin de l'incrément. Si l'état endommagement n'est pas atteint, le composite est à l'intérieur de la courbe d'état limite et son comportement est élastique linéaire. Par contre, si l'état endommagement est atteint ($f(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,i}^C > 1)$), il faut définir les portions de déformations d'endommagement à l'intérieur de l'incrément. Dans cette première phase de dégradation, la variable $d_{i,A}^{t+\Delta t}$ prend une valeur différente de zéro et l'autre variable $d_{i,B}^{t+\Delta t}$ prend la valeur zéro. Le programme vérifie également à la fin si la rupture est atteinte. Pour ce faire, on pose une autre surface d'état limite de rupture. Si l'état rupture est atteint ($F^{t+\Delta t}(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,i}^C > 1)$), il faut définir les portions de déformations de rupture à l'intérieur de l'incrément. Dans cette seconde phase de dégradation, la variable $d_{i,B}^{t+\Delta t}$ débute à la fin de la première variable $d_{i,A}^{t+\Delta t}$. Lorsque la quantité de déformations élastiques, d'endommagement et de rupture a été déterminée, le nouvel tenseur de rigidité élasto-endommagement-rupture $[C]^d$ et le vecteur des contraintes $\{\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t}$ sont remis à jour.

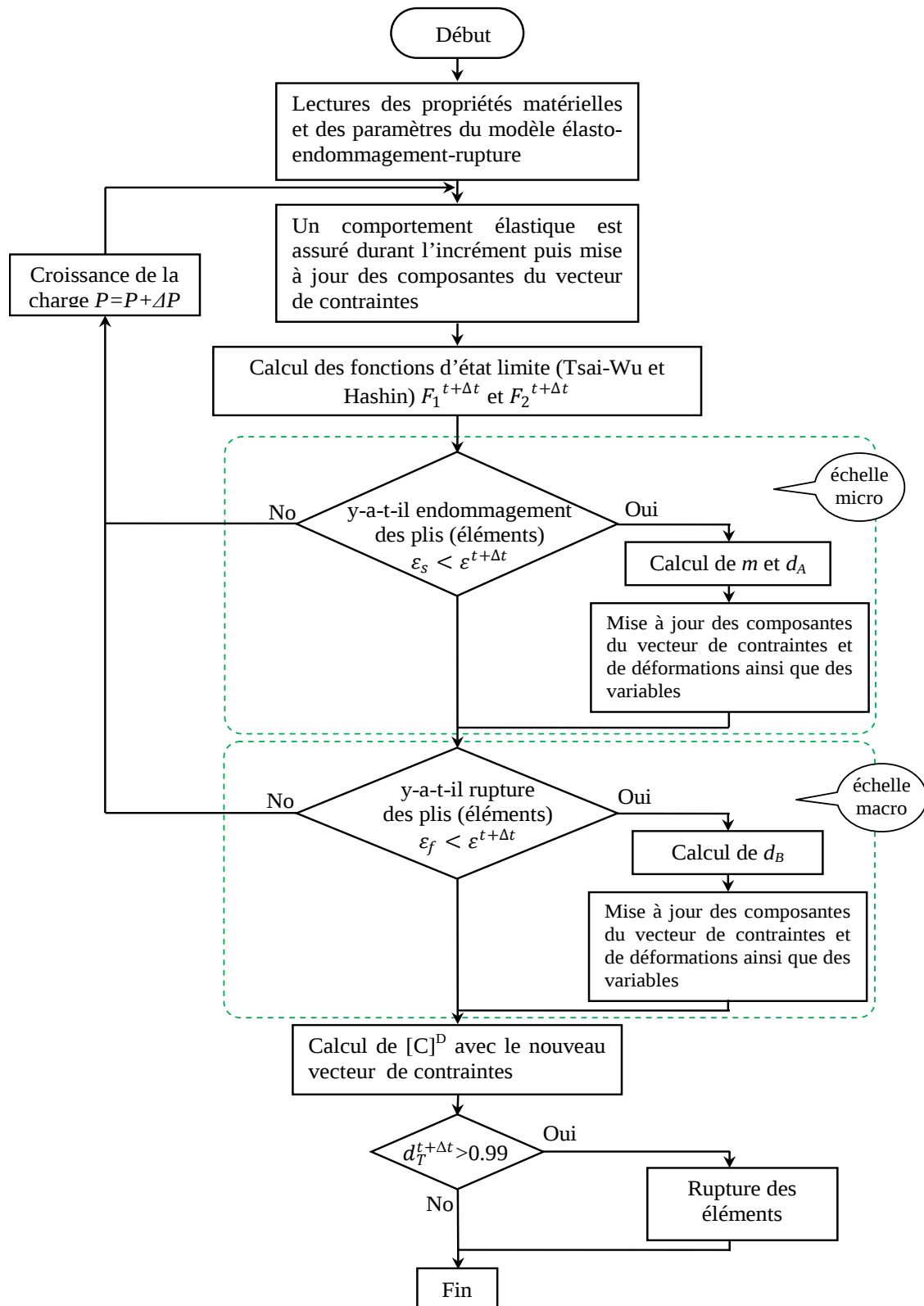


Figure 3-11 : Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement élasto-endommagement-rupture

c. Loi de comportement endommagement-flambage-rupture

Le troisième algorithme intégré dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit permet de générer une loi de comportement endommagement-flambage-rupture. Les étapes essentielles de la mise en œuvre sont résumées comme suit :

Etape 1 : Mise à jour du vecteur de contraintes avec :

$$[\sigma]^{t+\Delta t} = [\sigma]^t + [\Delta\sigma]^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.59)$$

Etape 2 : Mise à jour du vecteur de déformations avec :

$$[\varepsilon]^{t+\Delta t} = [\varepsilon]^t + [\Delta\varepsilon]^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.60)$$

Etape 3 : Calcul du paramètre m et de la variable d'endommagement $d_{i,A}^{t+\Delta t}$ avec :

$$m = \frac{1}{\log(E_{ii}\varepsilon_{f,i}/\sigma_{f,i})} \quad \dots\dots\dots(3.61)$$

$$d_{i,A}^{t+\Delta t} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{m} e \left(\frac{E_{ii}\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,i}}\right)^m\right] \quad \dots\dots\dots(3.62)$$

Etape 4 : Calcul de la fonction d'état limite de flambage et la variable $d_{i,p}^{t+\Delta t}$

Il faut vérifier si l'état de rupture est atteint. Pour ce faire, il faut calculer la valeur de la fonction de l'état limite ($F^{t+\Delta t}(\varepsilon_{ij}^{t+\Delta t}, \varepsilon_{p,i}^C)$) du critère de la déformation maximale. Si cette fonction limite est supérieure à 1, cela signifie que le flambage est atteint et le cheminement des contraintes se suivra avec la variable $d_{i,p}^{t+\Delta t}$.

$$F_{L-}^{t+\Delta t} = -\frac{\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}}{\varepsilon_{p,1}^C} \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.63a)$$

$$F_{T-}^{t+\Delta t} = -\frac{\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}}{\varepsilon_{p,2}^C} \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.63b)$$

$$d_{i,p}^{t+\Delta t} = \left[\frac{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q - (\varepsilon_{p,i}^C)^q}{(\varepsilon_{f,i}^C)^q - (\varepsilon_{p,i}^C)^q} \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots\dots\dots(3.64)$$

Dans les expressions, l'exposant "P" et "C" représentent le seuil de flambage et la compression respectivement.

Etape 5 : Calcul de la fonction d'état limite de rupture et la variable $d_{i,B}^{t+\Delta t}$

Il faut vérifier si l'état de rupture est atteint. Pour ce faire, il faut calculer la valeur de la fonction de l'état limite ($F^{t+\Delta t}(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,i}^C)$) de Hashin. Si cette fonction limite est supérieure à 1, cela signifie que la rupture est atteinte et le cheminement des contraintes se suivra avec la variable $d_{i,B}^{t+\Delta t}$.

$$F_{L-}^{t+\Delta t} = -\frac{\sigma_{11}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^C} \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.65a)$$

$$F_{T-}^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{2S^T}\right)^2 + \left[\left(\frac{\sigma_{f,2}^C}{2S^T}\right)^2 - 1\right] \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,2}^C}\right) + \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L}\right)^2 \geq 1 \quad \dots\dots\dots(3.65b)$$

$$d_{i,B}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}^C}\right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}^C}\right)^q - (\varepsilon_{f,i}^C)^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i}^C)^q}{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q}\right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad \dots\dots\dots(3.66)$$

Etape 6: Calcul des nouvelles déformations du comportement endommageable avec

$$[C]^d = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{21} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{12} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots(3.67)$$

$$\begin{aligned} C_{11} &= E_{11}^{t+\Delta t}, & C_{12} &= \nu_{12} E_{11}^{t+\Delta t} \\ C_{12} &= \nu_{21} E_{11}^{t+\Delta t}, & C_{22} &= E_{22}^{t+\Delta t} \\ C_{12} &= G_{12}^{t+\Delta t} \end{aligned}$$

où

$$E_1^{t+\Delta t} = \left(1 - d_1^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t})\right) E_1 \quad \dots\dots\dots(3.68a)$$

$$E_2^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t})\right) E_2 \quad \dots\dots\dots(3.68b)$$

$$G_{12}^{t+\Delta t} = \left(1 - d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t})\right) \left(1 - d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t})\right) E_{12} \quad \dots\dots\dots(3.68c)$$

La loi de couplage endommagement-flambage-rupture a été adoptée en imposant les équations suivantes :

$$d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) = d_{1,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,p}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) \quad \dots\dots\dots(3.69a)$$

$$d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) = d_{2,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,p}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \quad \dots\dots\dots(3.69b)$$

Calculer l'incrément de contrainte avec :

$$\{\sigma\}^{t+\Delta t} = [C]^d \{\varepsilon\}^{t+\Delta t} \quad \dots\dots\dots(3.70)$$

La figure 3-12 représente l'organigramme explicite de la démarche numérique retenue afin de déterminer l'ensemble des étapes du modèle endommagement-flambage-rupture utilisées pour effectuer des simulations sur les stratifiés sollicités en compression.

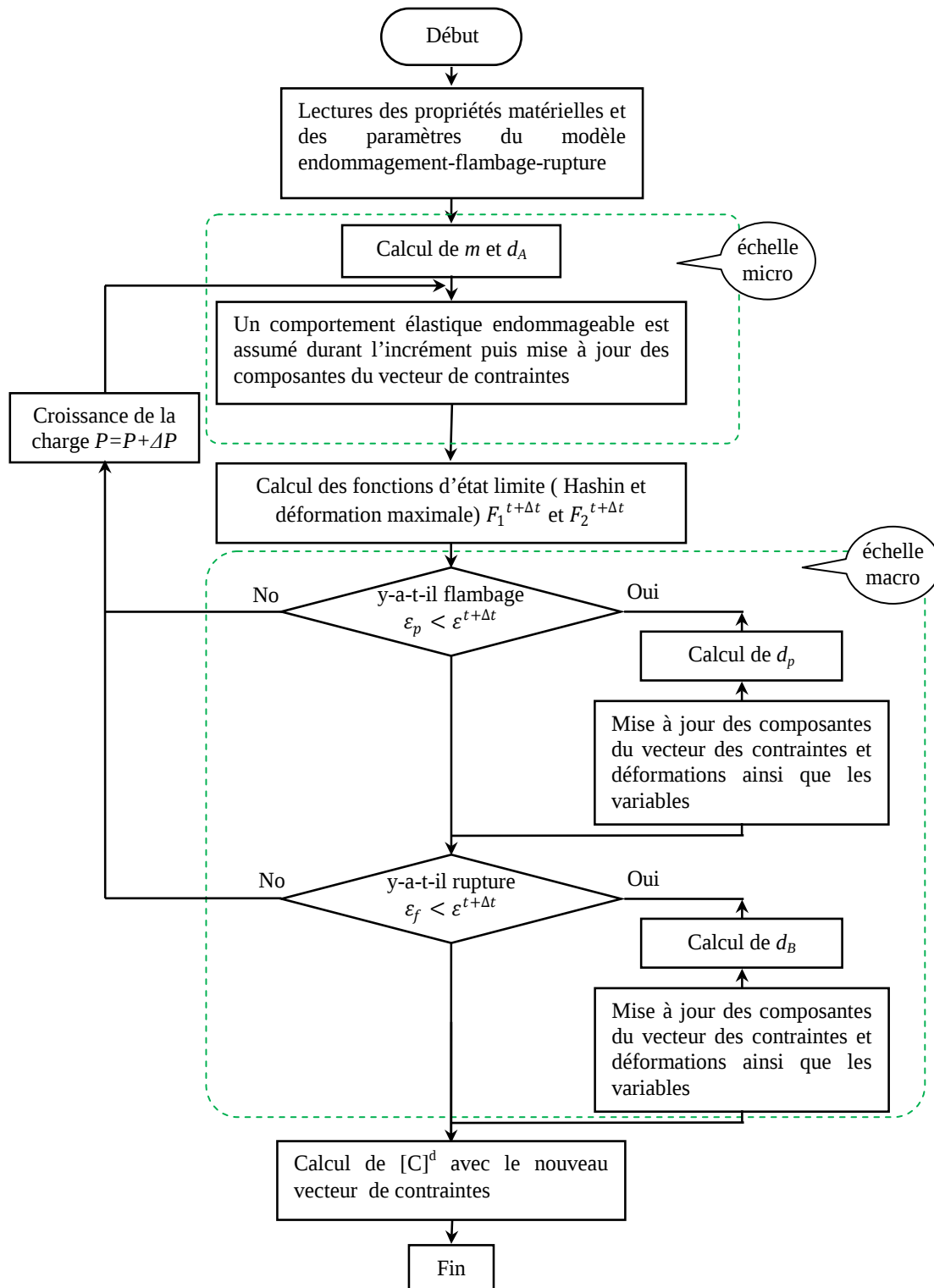


Figure 3-12 : Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement endommagement-flambage-rupture

Le programme débute directement par le calcul des contraintes et des déformations d'endommagement. Dans cette phase, la première variable $d_{i,A}$ prend une valeur différente de zéro et les autres variables $d_{i,P}$ et $d_{i,B}$ prennent la valeur zéro. Le programme, dans un premier temps, doit vérifier si le flambage est atteint pendant l'incrément. Pour ce faire, on a posé une fonction d'état limite de flambage. Elle est déterminée par le critère de déformation maximale. Si l'état flambage n'est pas atteint, le composite est à l'intérieur du comportement élastique endommageable. Dans cette seconde phase, la variable $d_{i,P}$ débute à la fin de la première variable $d_{i,A}$ et avance progressivement jusqu'au début de la variable $d_{i,B}$. En dernier lieu, le programme doit vérifier si la rupture est atteinte. Pour ce faire, on a ajouté une deuxième fonction d'état limite de rupture. Cette dernière est déterminée par le critère de Hashin. Dans cette troisième phase, la variable $d_{i,B}$ débute à la fin de la première variable $d_{i,P}$. La somme des deux variables ($d_{i,T} = d_{i,A} + d_{i,P} + d_{i,B}$) varie de 0 à 1. La rupture totale des stratifiés intervient quand la variable $d_{i,T}$ est égale à 1. Les modules longitudinale E_1 et transversale E_2 sont réduits en fonction des paramètres $d_{1,T}$ et $d_{2,T}$. Lorsque la quantité de déformations d'endommagement, de flambage et de rupture a été déterminée, la nouvelle matrice tenseur de compliance endommagement-flambage-rupture $[C]^d$ et le vecteur des contraintes $\{\sigma\}$ sont remis à jour.

3.8 Conclusion

Du point de vue numérique, la question se pose sur les moyens de réaliser ce modèle FEM. Un compromis doit être trouvé entre l'efficacité de calcul et la précision de la modélisation. Diverses techniques de modélisation de l'endommagement telles que les critères de rupture et la mécanique d'endommagement ont été examinés et les avantages et les inconvénients ont été mentionnés dans l'introduction. Cependant, il n'existe aucun critère de rupture ou un modèle d'endommagement qui peut reproduire les différentes phases d'endommagement de ces composites à matrice thermoplastique. Les seuils d'endommagement et de rupture ont été déterminés selon la notion des critères de rupture classiques. Les modèles présentés sont formulés de manière explicite. Ils décrivent les mécanismes d'endommagement à l'échelle micro et macro par le biais de grandeurs macroscopiques.

Depuis quelques décennies, des travaux considérables ont été réalisés dans la modélisation et l'analyse de l'endommagement des composites avec des approches fondées sur le modèle de Matzenmiller et le modèle de zones cohésives. Le modèle de Matzenmiller a montré un succès considérable dans la modélisation de la dégradation des composites sous l'impact. Il est utilisé pour représenter la dégradation non-linéaire liée à l'apparition de l'endommagement diffus. Le modèle de zones cohésives a été utilisé avec succès dans la modélisation du délaminage (dégradation entre les plis). Les modes d'endommagement présentés dans le chapitre 2 sont fortement interagissants en raison de l'hétérogénéité des composites. Le couplage de plusieurs modèles a le potentiel de représenter les différents modes d'endommagement inter-laminaire et intra-laminaire explicitement ainsi que leur interaction. Par conséquent, le développement d'un modèle basé sur ce couplage d'endommagement inter-laminaire et intra-laminaire ayant la capacité de prendre en compte les différents modes d'endommagement est l'objectif principal de cette recherche. Cet objectif sera atteint par la modélisation de l'endommagement progressif dans les stratifiés à matrice thermoplastique sous chargement complexes en utilisant le logiciel élément finis Abaqus/Explicit. Le flambage des composites est rarement étudié et cette nouvelle description géométrique proposée du post-flambage est facile à introduire dans les codes de calcul éléments finis pour bien représenter la déformation axisymétrique.

CHAPITRE 4

Exploitation et validation des modèles d'endommagement

4.1 Introduction

Dans ce dernier chapitre, nous présentons trois problèmes d'application sur lesquels les formulations des lois de comportement (endommagement-rupture, élasto-endommagement-rupture et endommagement-flambage-rupture) présentées dans le chapitre 3 ont été appliquées à :

- L'analyse numérique du comportement et des mécanismes d'endommagement des stratifiés (jute/pp) en traction.
- L'analyse numérique du comportement et des mécanismes d'endommagement des stratifiés (jute/pp) en cisaillement.
- L'analyse numérique du comportement et des mécanismes d'endommagement des stratifiés (jute/pp) en compression avec et sans flambage.

La première partie de ce chapitre est consacrée au calcul des stratifiés en appliquant les modèles endommagement-rupture et élasto-endommagement-rupture définis précédemment. L'analyse par le code de calcul éléments finis permet de donner quelques interprétations pertinentes sur l'interaction entre les quantités endommagement et rupture dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. Seul l'endommagement intra-laminaire (fissuration de la matrice et rupture des fibres) et les interfaces entre les plis sont considérés comme étant parfaites. La réponse globale et la forme des zones endommagées sont comparées à ceux obtenus par les essais expérimentaux.

Le second partie du chapitre est consacrée à l'analyse non-linéaire matérielle et géométrique des stratifiés avec les modèles endommagement-rupture et endommagement-flambage-rupture définis précédemment. Le modèle d'endommagement intra-laminaire (endommagement des plis) est couplé avec celui de l'endommagement inter-laminaire pour pouvoir prendre en compte les ruptures verticales. La réponse globale et la forme des zones endommagées obtenues sont comparées aux résultats des essais expérimentaux.

4.2 Simulation des essais de traction

Le schéma du modèle numérique développé (comprenant le stratifié orthotrope, les conditions limites appliquées et le maillage) est représenté sur la figure 4-1. Pour que le déplacement soit appliqué graduellement sur les éprouvettes durant la période de temps spécifiée, la commande « Amplitude » est utilisée. La simulation numérique de l'essai de traction se fait en deux

étapes : (i) l'étape ou le modèle contient quatre couches en jute/pp d'épaisseur de 3.3 mm, les fibres sont orientées ($0^\circ/90^\circ$) dans chaque couche, (ii) l'étape de cisaillement, le modèle contient quatre couches en jute/pp d'épaisseur de 3.1 mm, les fibres sont orientées ($\pm 45^\circ$) dans chaque couche. Les dimensions de l'échantillon simulé sont 150 mm de longueur et 25 mm de largeur. Il se compose de 1340 éléments, soit 67 en longueur et 20 en largeur. Le choix de ce nombre d'éléments a permis d'avoir une bonne stabilité de l'analyse et une forme de la déformation proche à celle obtenue expérimentalement. Le type d'élément utilisé est le S4R. Ce sont des éléments 2D à 04 nœuds en contrainte plane avec intégration réduite (méthode mathématique qui assure la convergence).

Le maillage est uniforme sur toute la surface de l'éprouvette. Les conditions aux limites initiales sont établies, les nœuds situés sur le bord gauche (selon la verticale) sont fixe en translation selon la direction horizontale x et en rotation autour de l'axe z , sur le côté droit est imposé un déplacement en translation dans la direction x évoluant de manière linéaire (figure 4-1).

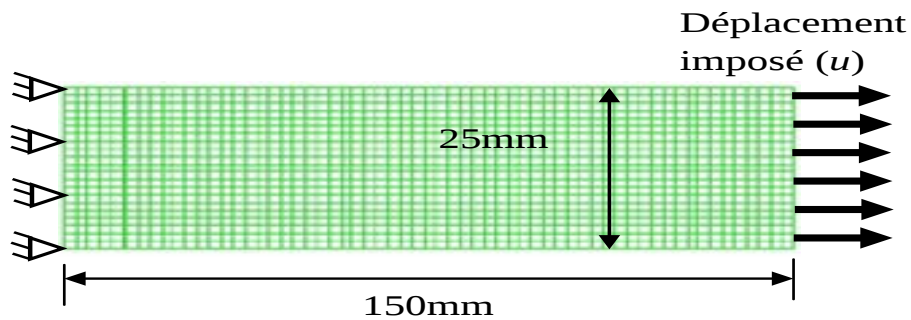


Figure 4-1 : Modèle éléments finis pour des éprouvettes de traction.

Avant de lancer l'analyse, il est primordial de spécifier les caractéristiques du matériau utilisé. Dans le cas présent, la densité, les paramètres élastiques (E_1 , E_2 et ν_{12}), les paramètres d'endommagement (σ_s , ε_s) et les paramètres de rupture (σ_f , ε_f). Les propriétés mécaniques des deux stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2s}$ sont données dans le tableau 4-1. Pour la définition de ces paramètres voir chapitre 3. Le déplacement imposé numériquement correspond au même déplacement qui a causé la rupture dans la partie expérimentale. Le calcul se termine dans tous les cas après vérification de tous les critères, c'est-à-dire jusqu'à la rupture des éprouvettes. Le calibrage du modèle est évalué au moyen des résultats expérimentaux obtenus au chapitre 2. Les simulations numériques sont réalisées en 2D selon l'hypothèse des contraintes planes, cette approximation est faite dans le but de diminuer le temps de calcul.

Tableau 4-1: Propriétés mécaniques des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Caractéristiques mécaniques	Stratifié (A) $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$	Stratifié (B) $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$
Module longitudinal (MPa)	1912	
Module transverse (MPa)	1878	
Module de cisaillement (MPa)		979.8
Coefficient de poisson	0.27	
Contrainte du seuil d'endommagement longitudinale (MPa) : σ_x^s		6.10
Contrainte de rupture longitudinale (MPa) : σ_x^f	29.72	16.6
Déformation de rupture longitudinale (%) : ε_x^f	1.89	3.30
Déformation ultime de rupture (%) : ε_x^{ult}	1.96	3.43

La difficulté de cette approche réside dans la taille de l'élément fini qui sera utilisé pour représenter les deux types d'éprouvettes. Plusieurs travaux ont montré que la taille des éléments ne doit pas dépasser une limite qui dépend des caractéristiques dimensionnelles de la rupture pour pouvoir prédire correctement les contraintes dans les zones d'endommagement.

4.2.1 Représentation graphique des variables d'endommagement

Les figures 4-2 et 4-3 représentent les courbes contrainte-déformation et les variables d'endommagement qui correspondent aux zones de dégradation des éprouvettes $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. L'interprétation des valeurs numériques de l'initiation et de l'évolution des différents mécanismes d'endommagement en termes de variables d'endommagement s'obtient de façon graphique. Dans le premier modèle, la variable d'endommagement d_1 évolue jusqu'à la contrainte maximale, la variable d'endommagement d_2 débute à la fin de la première variable d_1 et décroît jusqu'à la contrainte ultime. La courbe de la première variable (endommagement diffus) atteint les valeurs de 40% et 42.5% pour les stratifiés $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ et $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$, respectivement et La courbe de la deuxième variable (rupture) atteint les valeurs de 57.5% et 60% pour les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, respectivement. Cette analyse montre clairement la différence entre les deux modèles d'endommagement pour la traction présentés dans le chapitre 3.

La courbe débute par une partie non-linéaire qui correspond à la croissance de micro-fissures, elle est bien prédite par la variable d'endommagement d_1 , comme le montre la figure 4-2. La variable d'endommagement affecte le module d'Young à partir de l'origine, cette hypothèse a été faite pour simplifier ce problème puisque le seuil à partir duquel la variable affecte le module est relativement faible. La courbe comporte un pic qui correspond à l'apparition de macro-fissures, comme prévu. Ce dernier est prédit par le critère de Hashin à la déformation de 1.7 %. La croissance des macro-fissures est bien prédite par la variable d'endommagement d_2 dans cette deuxième phase de dégradation de l'éprouvette $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$.

Sur la figure 4-3, on remarque que le cheminement de la dégradation commence une fois qu'il a atteint la courbe d'état limite d'endommagement. L'initiation d'endommagement est prédite par le critère de Tsai-Wu à la déformation de 0.52%. L'évolution de la variable d'endommagement d_1 en fonction de la déformation indique un seuil à partir duquel la variable affecte le module d'Young. On peut constater également que la courbe comporte un deuxième pic (comme prévu) qui indique le passage de la courbe à l'autre variable d_2 de rupture. Cet état critique est prédit par le critère de Hashin à la déformation de 3.32 %.

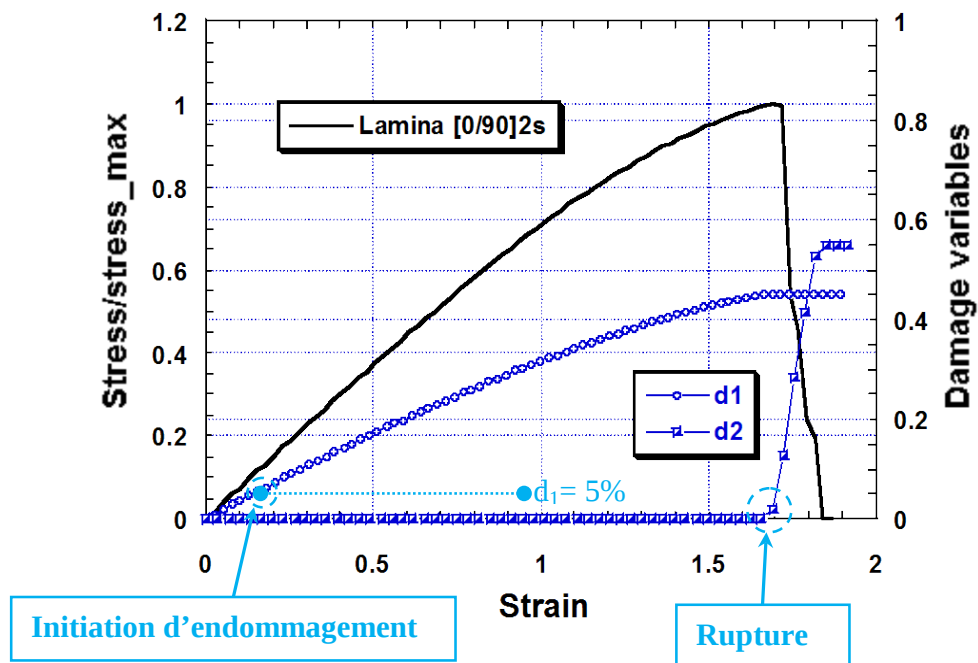


Figure 4-2 : Evolution des deux variables d'endommagement d_1 et d_2 en fonction de la déformation induite par la formation des micro-fissures et des macro-fissures dans le cas du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$.

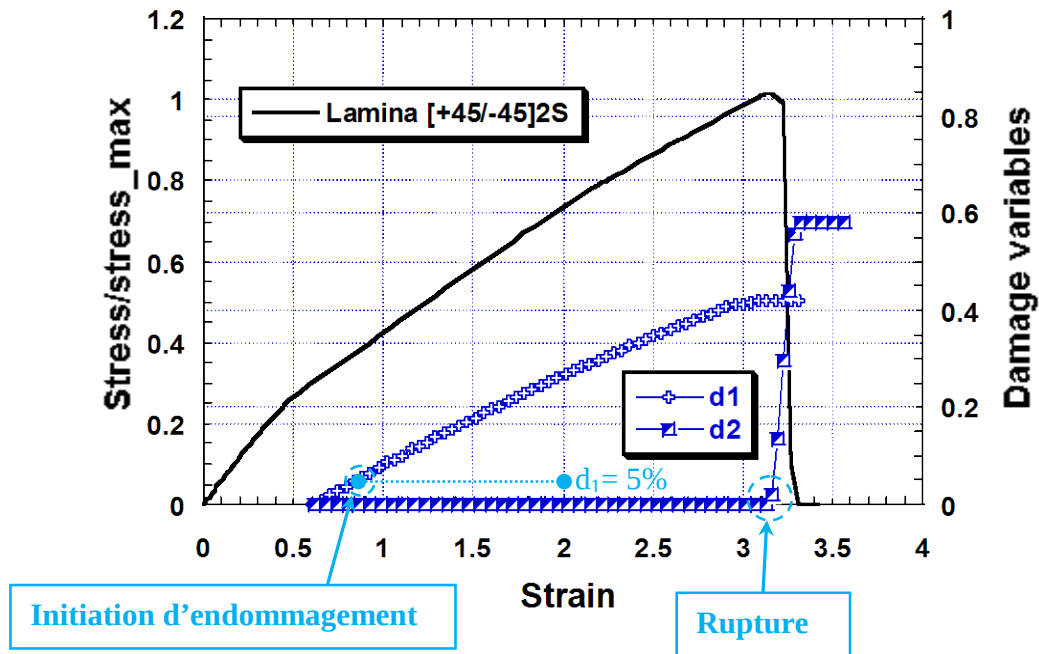


Figure 4-3 : Evolution des deux variables d'endommagement d_1 et d_2 en fonction de la déformation, induite par la formation des micro-fissures et des macro-fissures dans le cas du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

Les résultats obtenus avec l'association de plusieurs critères sont plus pertinents en termes de reproduction du comportement global et des modes d'endommagement. Ceci peut être expliqué par le fait que ces critères ont été spécialement conçus pour reproduire les niveaux de dégradation des éprouvettes (jute/pp). Dans les composites à matrice thermodurcissable, on se contente d'utiliser un seul critère de rupture pour simuler la formation des modes d'endommagement. Le comportement observé est linéaire avant la rupture et les mécanismes d'endommagement observés dans les stratifiés jute/pp sont la fissuration de la matrice et la rupture des fibres. La simulation éléments finis présente avec précision le comportement non-linéaire avant la rupture, ceci explique également que le modèle de Matzenmiller a été bien conçu pour reproduire la dégradation causée par l'endommagement. La théorie de ces modèles a été vue au chapitre 3.

4.2.2 Influence du maillage

Cette partie porte sur l'étude de l'influence du maillage sur la réponse de l'éprouvette sollicitée en traction. Trois discrétisations par éléments finis sont considérées pour le calcul. Le maillage grossier comporte 330 éléments coques (S4R) composés de 374 nœuds, le maillage moyen comporte 1340 éléments composés de 1428 nœuds et le maillage fin

comporte 2700 éléments composés de 2828 nœuds. Les maillages d'éléments finis sont présentés dans la figure 3-4.

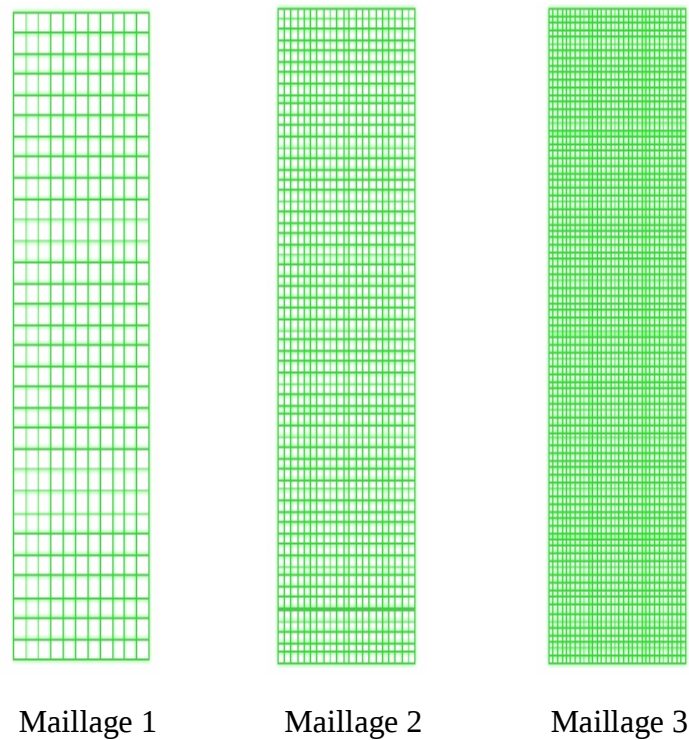


Figure 4-4 : Maillages de l'éprouvette pour l'essai de traction ; maillage 1 (330 éléments), maillage 2 (1340 éléments) et maillage 3 (2700 éléments)

Les résultats obtenus avec les trois discrétisations sont comparés avec les valeurs expérimentales (figure 4-5) pour le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$. Les contraintes à la rupture prédites sont 26,41 MPa, 26,79 MPa et 27,09 MPa avec les déformations de rupture correspondantes à 1,62%, 1,64% et 1,71%, respectivement. On constate que les résultats obtenus en utilisant la maille fine sont en général meilleurs que ceux obtenus par les autres mailles (grossière et moyenne). L'utilisation de grosses mailles pour modéliser la fissure conduit à une valeur de la contrainte qui s'écarte faiblement de la valeur expérimentale (5,23 %), alors que la valeur de la contrainte de la maille fine reste relativement précise (2,79 %) et cette dernière se rapproche de la valeur expérimentale. Avec la fissuration du stratifié (éléments fissurés), la forme de la zone fissurée du comportement anisotrope est bien localisée pour les trois discrétisations et juste une petite différence apparente dans l'étendue du champ de contrainte est observée. L'erreur commise sur le calcul des contraintes de rupture est de l'ordre de quelques pourcents pour les trois discrétisations. La maille optimale utilisée dans cette étude est la maille moyenne avec 1340 éléments car elle permet une bonne stabilité de l'analyse, elle

donne le temps de calcul et donnait également une forme de rupture très proche de l'expérimental.

Tableau 4-2 : Contraintes et déformations à la rupture prédites pour les trois discrétisations

Maillage	Contraintes à la rupture (expérimentale)	Déformations à la rupture (%) (expérimentale)	Contraintes à la rupture (%) (prédites)	Déformations à la rupture (%) (prédites)
Grossier	27,87	1,74	26 ,41	1,62
Moyen	27,87	1,74	26,79	1,64
Fin	27,87	1,74	27,09	1,71

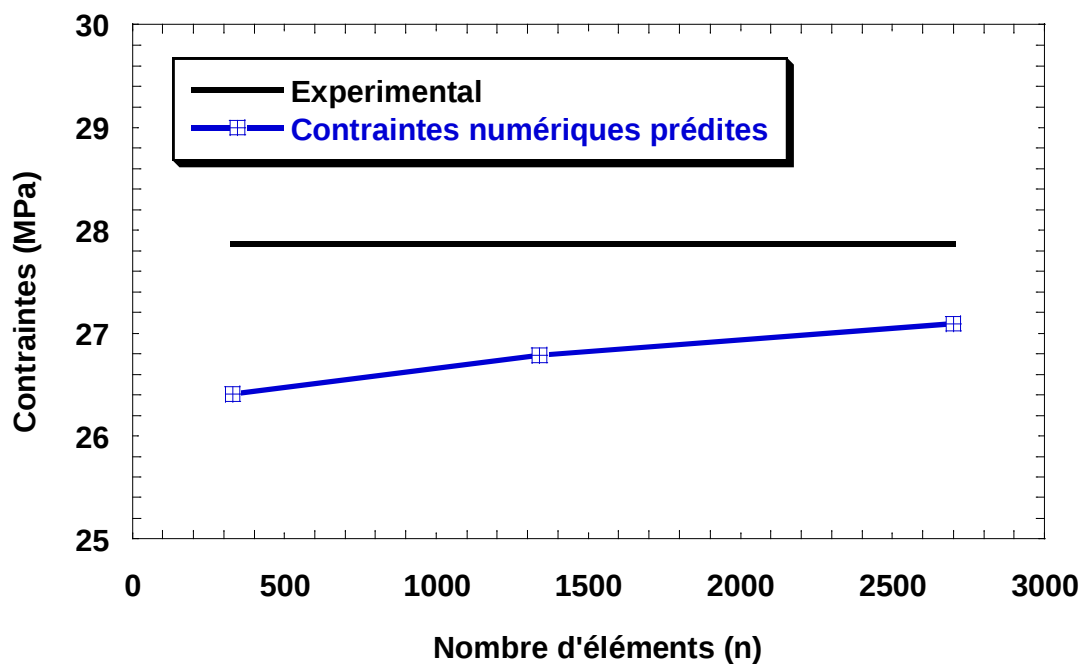


Figure 4-5 : Comparaison des contraintes maximales obtenues pour les trois discrétisations avec la contrainte de rupture donnée expérimentalement pour l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$

4.2.3 Endommagement progressif et contraintes dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45/-45]_{2S}$

4.2.3.a Spécimens $[+45/-45]_{2S}$

La figure 4-6 présente le champ d'endommagement cumulé et la distribution des contraintes de Von-Mises lors de la propagation de la dégradation dans l'éprouvette $[+45/-45]_{2S}$. L'initiation et l'évolution de l'endommagement ne peuvent pas être observés facilement pendant l'essai de traction, puisque la rupture des stratifiés jute/pp est quasi-instantanée. L'initiation de l'endommagement peut être facilement observée quand il se produit dans des régions limitées, comme par exemple dans la région qui contient déjà des défauts d'élaboration (vides, désalignement des fibres,...) suivi d'une rupture prématurée, où une composante supplémentaire de la section effective est ajoutée à la contrainte normale de traction.

Les résultats de la simulation montrent une distribution des contraintes non-uniforme et les zones de forte concentration de contraintes se présentent sous forme V et cette forme est déjà observée dans les composites à matrice thermodurcissable. Le stratifié à matrice polypropylène présente des décollements fibre-matrice et la rupture des fibres faibles au voisinage de la zone fissurée, mais une fois la fissuration de la matrice est observée. La raison principale peut s'expliquer par le fait que la matrice polypropylène est rigide, ces composites présentent également une faible adhérence entre la fibre et la matrice.

L'évolution de l'endommagement à différents temps de chargement ($t_1 < t_2 \dots < t_5$) dans les plies orientées à 45° est représentée sur la figure 4-6. On peut observer que les contraintes sont élevées aux voisinages des mors et au centre du stratifié (t_1 et t_2) qui sont les plus grandes zones de concentration de contraintes pour le chargement considéré. A t_3 , l'endommagement s'initie au centre du stratifié. Puis à t_4 , les zones de concentration de contraintes ont atteint l'état de saturation et l'endommagement se développe principalement dans les bandes de cisaillement (suit les régions de contraintes élevées), les ruptures se déplacent ensuite sur les cotés supérieur et inférieur du stratifié, ils évoluent et provoquent ainsi la rupture complète des spécimens.

Les simulations révèlent aussi que de fortes concentrations de contraintes se développent dans les zones d'intersection des bandes de cisaillement. On note que les contraintes de Von Mises dans ces zones atteignent des valeurs élevées. Cette concentration de contraintes n'est pas liée à la géométrie mais à la disposition des fibres de jute. Ces fibres n'ont pas une grande

influence comme les fibres de verre où on peut avoir des fissures droite dans les zones prédites à 45° . De plus, ces zones sont de même répartition quantitative que celle de l'expérimentale, ce qui suggère que des mécanismes importants sont bien pris en compte.

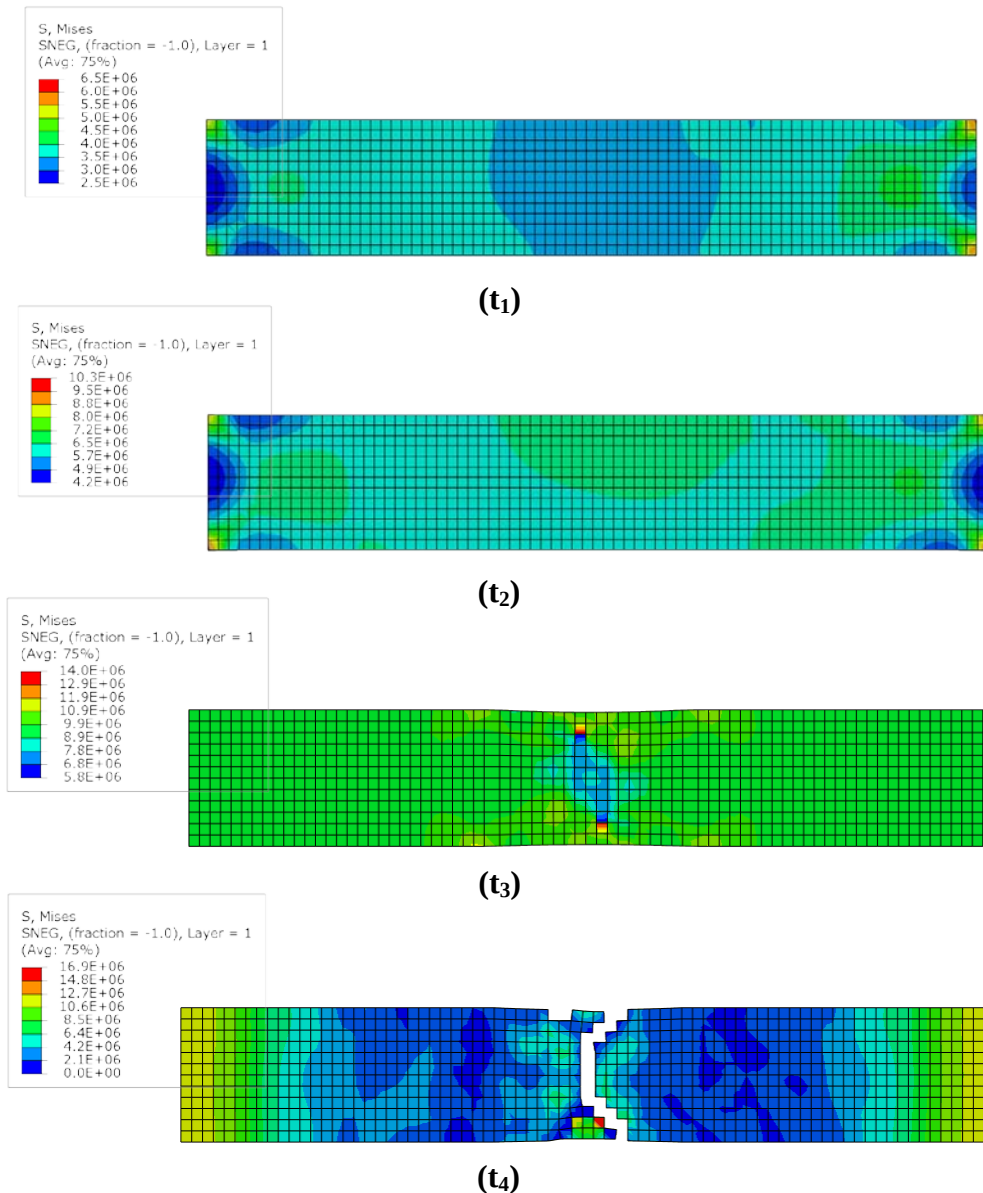
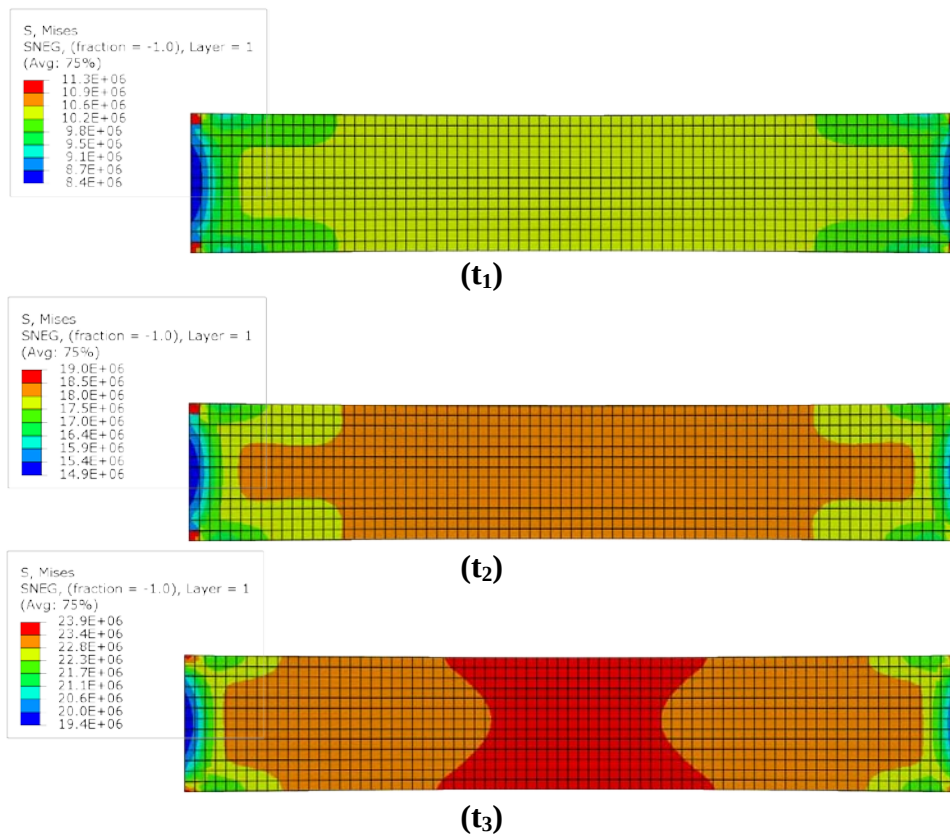


Figure 4-6 : Distribution des contraintes de Von Mises (S) et la forme de la surface de rupture prédite par le modèle élasto-endommagement-rupture, induite par le chargement de traction sur le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2s}$

4.2.3.b Spécimens $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

La figure 4-7 présente le champ d'endommagement cumulé et la distribution des contraintes de Von-Mises à différents niveaux de chargement ($t_1 < t_2 \dots < t_5$) sur l'éprouvette $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$. Les simulations révèlent une forte concentration de contraintes qui se développent au centre des éprouvettes. Ces concentrations de contraintes ne sont pas liées à la géométrie mais à la disposition des tissus de jute. L'endommagement s'initie au centre des éprouvettes, là où les contraintes sont élevées et qui sont les plus grandes zones de concentration de contraintes pour le chargement considéré. Puis, à t_5 les zones de concentration de contraintes ont atteint l'état de saturation, cela a provoqué un continuum d'endommagement sous forme de bande le long d'une zone perpendiculaire à l'effort de sollicitation. Ces zones d'endommagement donnent un contour d'endommagement réparti uniformément sur l'éprouvette. Comme la charge augmente graduellement et s'étend jusqu'au déplacement imposé, les dommages commencent à se localiser au centre et se propagent vers les côtés. De plus, la zone fissurée prédite sont de même répartition quantitative que celle de l'expérimentale, ce qui suggère que des mécanismes importants ont été bien pris en charge.



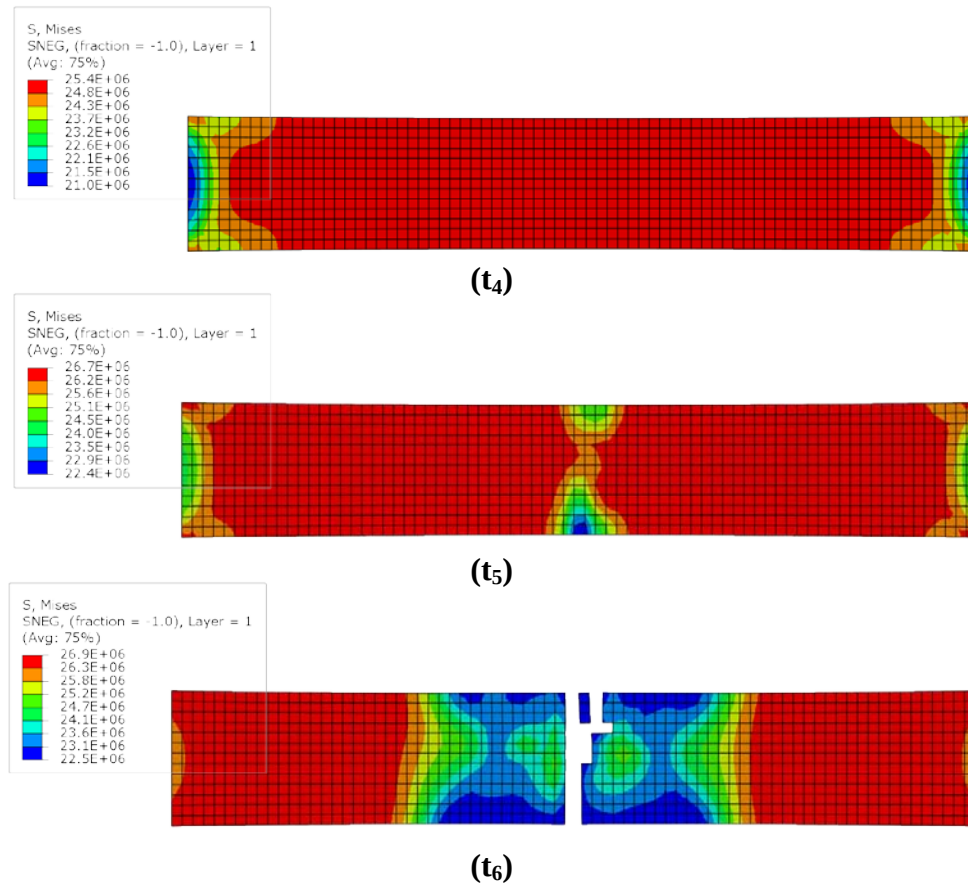


Figure 4-7 : Distribution des contraintes de Von Mises (S) et la forme de la surface de rupture prédite par le modèle endommagement-rupture, induite par le chargement de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

4.2.4 Comportement global des stratifiés en traction

Les figures 4-8 et 4-9 représentent une comparaison des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de traction sur les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. On observe une bonne corrélation entre les deux réponses en termes de charge maximale, de rigidité initiale et de déformation à la rupture. Les valeurs maximales des pics et les déformation à la rupture des courbes numériques sont légèrement inférieures à celles de l'expérimentale dans des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. Pour le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$, la différence maximale obtenue pour la charge de rupture est d'environ 3.8%, tandis que pour la déformation à la rupture, elle est d'environ 5.7%. Dans le stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, la différence maximale obtenue pour la charge de rupture est d'environ 2.1%, tandis que pour la déformation à la rupture, elle est d'environ 2.4%. Cette différence est probablement due au fait que le cisaillement transversale à travers l'épaisseur est ignoré dans la théorie des coques. Le modèle permet de reproduire la réponse non-linéaire avant la rupture obtenu par

l'expérience. Le pic de cisaillement a été bien reproduit par le modèle, ce dernier est capable de reproduire la phase post-pic d'adoucissement des stratifiés.

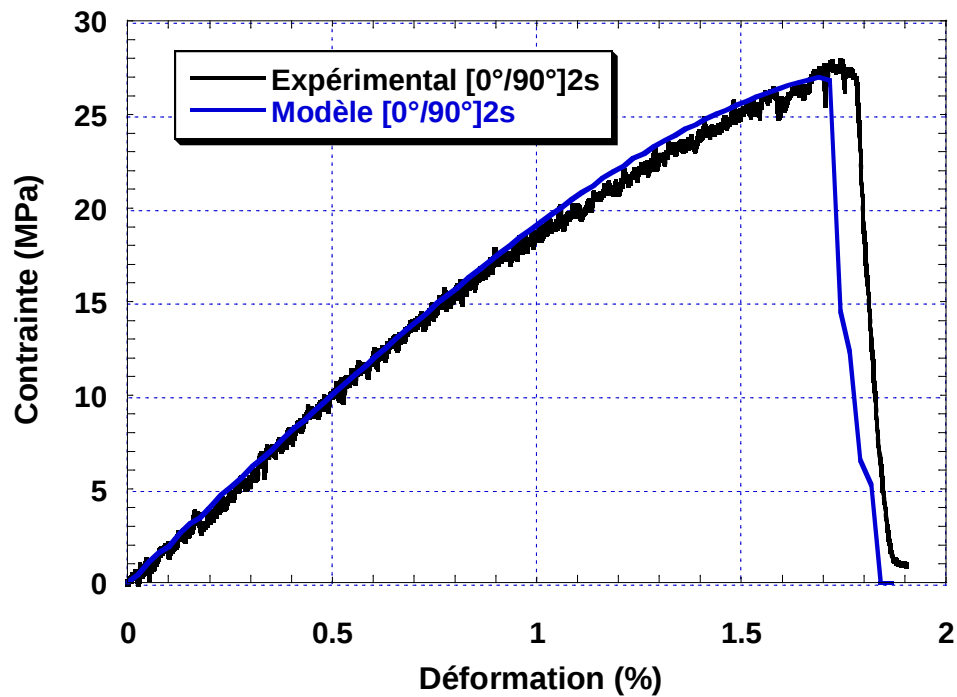


Figure 4-8 : Confrontation des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de traction sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$

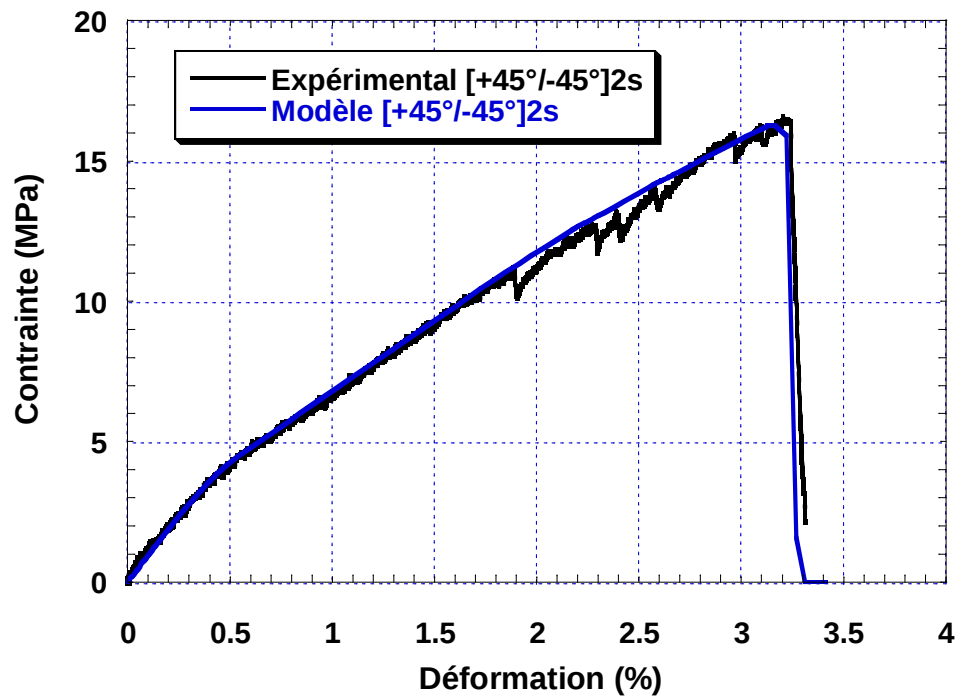


Figure 4-9 : Confrontation des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de traction sur le stratifié $[+45/-45]_{2S}$

4.2.5 Prédiction de la rupture dans les stratifiés de traction

4.2.5.a Rupture dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

La figure 4-10 représente la comparaison de la répartition de l'endommagement calculé numériquement et de la surface de rupture obtenue expérimentalement. Les résultats obtenus démontrent que la rupture est fortement influencée par l'orientation des fibres et l'endommagement intralaminaire (fissuration de la matrice présente dans les fibres à 90°), les fissures se développent dans les fibres à 0° . La forte concentration des contraintes crée des zones critiques d'endommagement à l'intérieur du stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$, à partir desquels une fissure peut apparaître dans le stratifié. Lorsque les éléments du centre présentent une contrainte supérieure à la résistance à la traction et qu'ils sont donc susceptibles de fissurer, les éléments qui lui sont adjacents présentent la même caractéristique. Il n'est pas convenable que tous ces éléments se fissurent, car si l'un devient fissuré, ses voisins déchargés par présence de la fissure. Cela est constaté expérimentalement, et ceci est confirmé par les simulations numériques. De toute évidence, la correspondance de la distribution des zones de rupture est très bonne, puisque la fissure est perpendiculaire à la direction de sollicitation et les contraintes maximales de traction sont situées sur l'axe de la fissure, ce qui suggère que les mécanismes importants sont bien captés par le présent modèle endommagement-rupture.

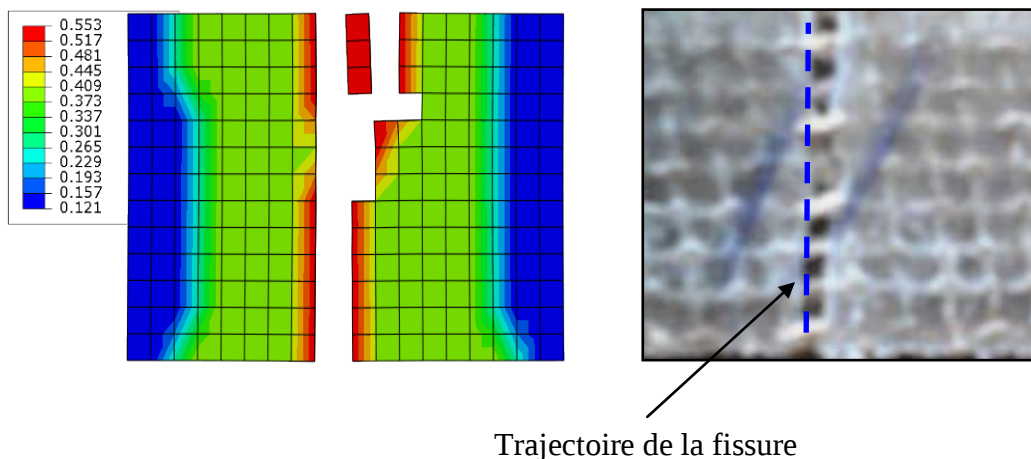


Figure 4-10 : Comparaison des résultats du contour de la variable d'endommagement d_T obtenus par le modèle (à gauche) et la surface de rupture de l'expérience (à droite), induits par l'essai de traction sur stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

4.2.5.b Rupture dans les stratifiés $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

La figure 4-11 représente la comparaison de la répartition des dommages calculés numériquement et la surface de rupture de l'expérience du stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. La zone endommagée est correctement prédite par ce modèle, puisque la fissure démarre à environ 45° du plan de symétrie en surface, comme le montre la figure 4-11. Le phénomène peut être décrit comme la division de la fissure mère en deux fissures et la propagation des deux fissures se produit rapidement. La zone dans laquelle se développent les contraintes maximales de traction se produit dans le prolongement des fissures ; les contraintes maximales sont situées sur l'axe de la fissure et forme un angle d'environ 45° avec celui-ci. La trajectoire calculée de l'endommagement réelle est courbe, la trajectoire de la fissure prédite est ramifiée en deux lignes linéaires qui sont symétrique au plan, selon la densité des mailles des éléments fissurés. Un maillage fin ne résout pas ce défaut, mais permet d'approcher plus la trajectoire réelle de la fissure. Le champ de contraintes calculé et celui obtenu expérimentalement ne correspondent pas sur toute la longueur de la fissure, alors qu'en réalité les directions calculées et expérimental sont les mêmes.

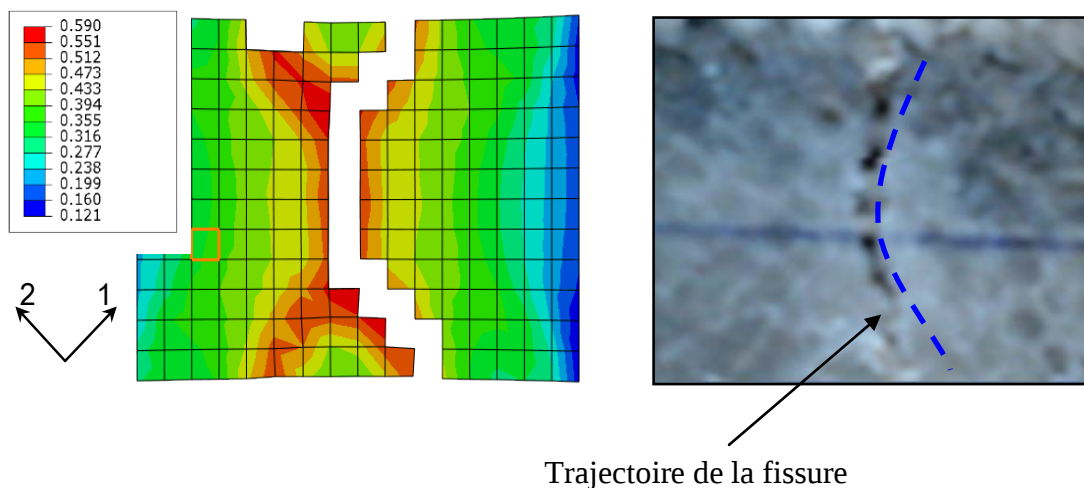


Figure 4-11 : Comparaison des résultats du contour de la variable d'endommagement d_T obtenus par le modèle (gauche) et la surface de rupture de l'expérience (à droite), induits par l'essai de traction sur stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$

4.3 Simulation des essais de compression

La deuxième étape consiste à comprimer les stratifiés jute/pp selon une vitesse de déformation spécifique. Les calculs éléments finis ont été réalisés en utilisant les techniques les plus avancées actuellement disponibles dans le code FE Abaqus/Explicit. L'utilisation du schéma explicite est le moyen le plus pratique de prédire la rupture totale des ces composites [34]. Les principaux mécanismes d'endommagement de l'essai de compression sur les stratifiés sont ; (i) l'endommagement intra-laminaire (c'est-à-dire fissuration de la matrice et rupture des fibres) et (ii) l'endommagement inter-laminaire (c'est-à-dire le décollement entre les plis). Il est important que le modèle éléments finis présente avec précision les zones endommagées et prend en compte ces deux dégradations. Pour simplifier ces deux mécanismes d'endommagement, l'endommagement des plis a été modélisé par un modèle d'endommagement de Matzenmiller couplé à la rupture et l'interface entre les plis (la zone riche de matrice polypropylène) a été remplacée par le modèle de zones cohésives. Selon les résultats expérimentaux, ce choix est parfaitement justifié après apparition des macro-fissures longitudinales à l'interface des stratifiés comprimés. Un schéma du modèle numérique développé (lamina orthotrope, les conditions limites appliquées et les éléments d'interface) est représenté sur la figure 4-12. Le modèle numérique spécifié est constitué de quatre couches (jute/pp) d'épaisseur 3.3mm pour les stratifiés SS et 3.1mm pour les stratifiés MS. Le type d'élément utilisé pour modéliser les plis ($0^\circ/90^\circ$) et ($\pm 45^\circ$) est l'élément CPS4R. Ce sont des éléments 2D à 04 nœuds bilinéaires quadrilatère en contrainte plane avec intégration réduite (méthode mathématique qui assure la convergence).

L'endommagement des plis des stratifiés est représenté par deux modèles endommagement-rupture (sans flambage) et endommagement-flambage-rupture (avec flambage) qui ont été présentés dans chapitre 3. Ces modèles ont été implémentés dans le code FE Abaqus/Explicit via le sous-programme (VUMAT). Les propriétés d'élasticité introduites sont ceux des plis mesurés expérimentalement dans notre laboratoire et sont présentées dans les tableaux 4-2 et 4-3.

Tableau 4-2: Propriétés mécaniques des stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS et MS

Caractéristiques mécaniques	Stratifié SS	Stratifié MS
Module de compression (MPa)	3165	2863

Contrainte du seuil de kink-band		52.76
longitudinale (MPa) : σ_{xx}^p		
Contrainte de rupture longitudinale	66.10	54.30
(MPa) : σ_{xx}^f		
Déformation du seuil de kink-band		2.91
(%) : ε_{xx}^p		
Déformation de rupture longitudinale	3.47	3.57
(%) : ε_{xx}^f		
Déformation de rupture longitudinale	4.27	4.01
(%) : ε_{xx}^{ult}		

Tableau 4-3: Propriétés mécaniques des stratifiés $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$ SS et MS

Caractéristiques mécaniques	Stratifié SS	Stratifié MS
Module de cisaillement (MPa)	2481	2291
Contrainte du seuil d'endommagement	17.90	13.20
longitudinale (MPa) : σ_{xx}^{seuil}		
Contrainte du seuil de kink-band		41.89
longitudinale (MPa) : σ_{xx}^p		
Contrainte de rupture longitudinale	54.90	43.40
(MPa) : σ_{xx}^f		
Déformation du seuil de kink-band		3.37
(%) : ε_{xx}^p		
Déformation de rupture longitudinale	3.43	3.77
(%) : ε_{xx}^f		
Déformation de rupture longitudinale	4.97	5.85
(%) : ε_{xx}^{ult}		

Les conditions aux limites imposées sur les échantillons MS et SS ont été fixées de telle sorte que les modèles ressemblaient aux conditions réelles d'essai. Dans les spécimens SS, il faut tenir compte de la présence du guide anti-flambage, ce qui conduit à imposer la nullité des déplacements U_y et les rotations aux nœuds situés entre les 02 faces du guide supérieur et inférieur. Par contre dans les spécimens MS, le déplacement est imposé directement aux nœuds des deux faces supérieure et inférieure. Dans un premier temps la déformation de l'éprouvette est symétrique jusqu'au point flambage, puis en ajoute une faible vitesse V_y , pour que le phénomène de kink-band apparait et se développe dans les stratifiés (c'est-à-dire le stratifié va se déformer asymétrique).

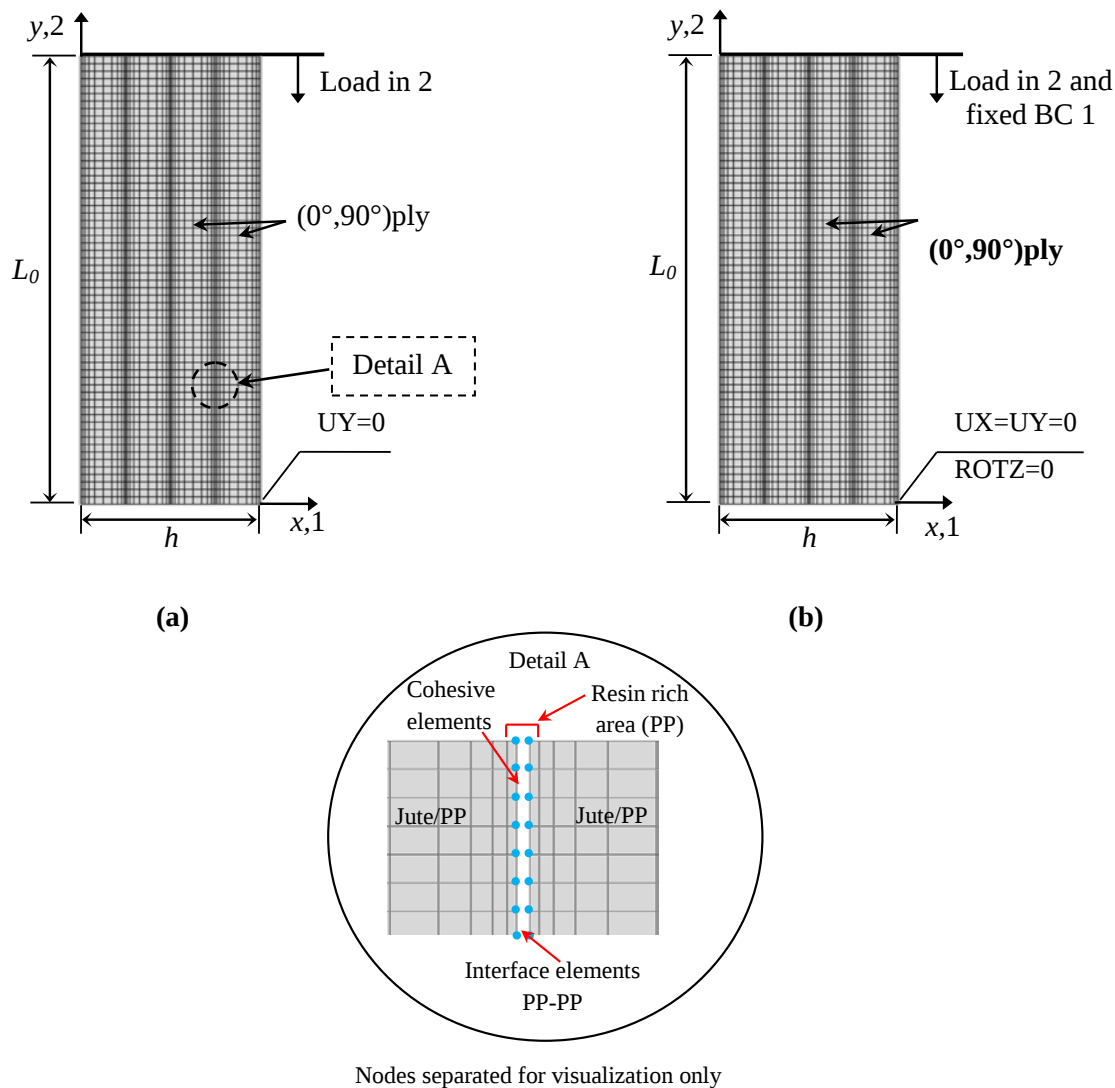


Figure 4-12: Maillage éléments finis et les conditions aux limites typique utilisés pour les simulations (a) éprouvette MS (b) éprouvette SS

Le décollement à l'interface est représenté par des éléments cohésives disponible dans Abaqus et sont placés entre les couches pour capturer les décollements à l'interface, cette dernière est représentée uniquement avec 72 éléments. Les paramètres du stratifié qui définissent le modèle à l'interface sont les raideurs K_n et K_t , les contraintes maximales de traction σ_n et σ_t ainsi que l'énergie de rupture G_C . L'énergie de rupture n'est pas estimée directement, mais considérée comme similaire à la résine de polypropylène (tableau 4-4) [35]. On a spécifié une seule énergie de rupture G_C qui caractérise le mode mixte. Le modèle cohésive (CZM) utilisé prédit la dégradation dans les zones riche en résine lorsque les stratifiés commencent à se flambés sous chargement de compression.

Tableau 4-4: Propriétés de l'interface

Propriétés	Valeurs
K_n	1.2GPa/mm ²
K_t	1.1GPa/mm ²
σ_n	41MPa
σ_t	24MPa
G_C	68.6 J/m ²

4.3.1 Influence du maillage

L'influence du maillage sur les résultats numériques est une limitation connue sur tous les modèles d'endommagement. L'approche adoptée dans cette étude permet de surmonter ce problème, un certain nombre d'éléments ont été adoptés sans perte de la précision de la solution. La figure 4-13 montre trois raffinements de maillage différents: maillage grossier avec 1600 éléments, maillage moyen avec 2880 éléments et maillage fin avec 5040 éléments.

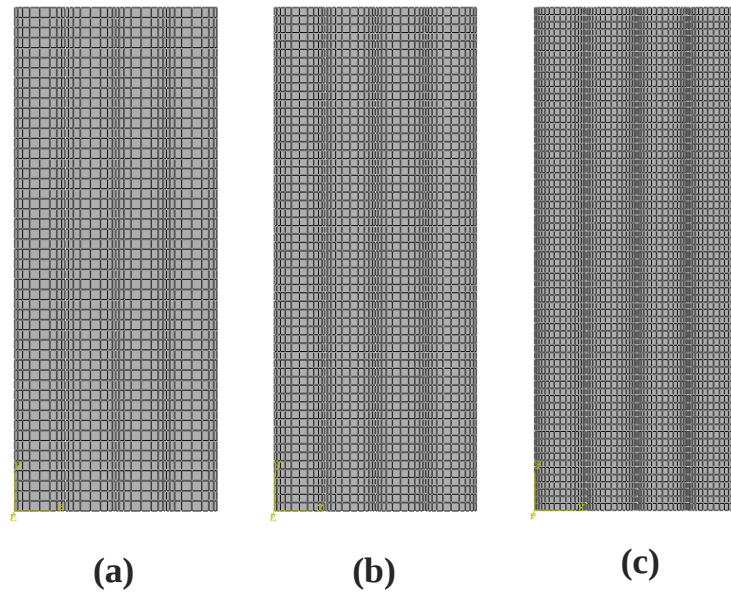


Figure 4-13: Maillages utilisés pour l'essai de compression sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ SS a) maillage grossier avec 1600 éléments; b) maillage moyen avec 2880 éléments and c) maillage fin avec 5040 éléments.

La figure 4-14 montre les courbes contrainte-déformation obtenues avec trois différentes tailles des mailles. La maille optimale utilisée dans cette étude est la configuration (b) avec 2880 éléments.

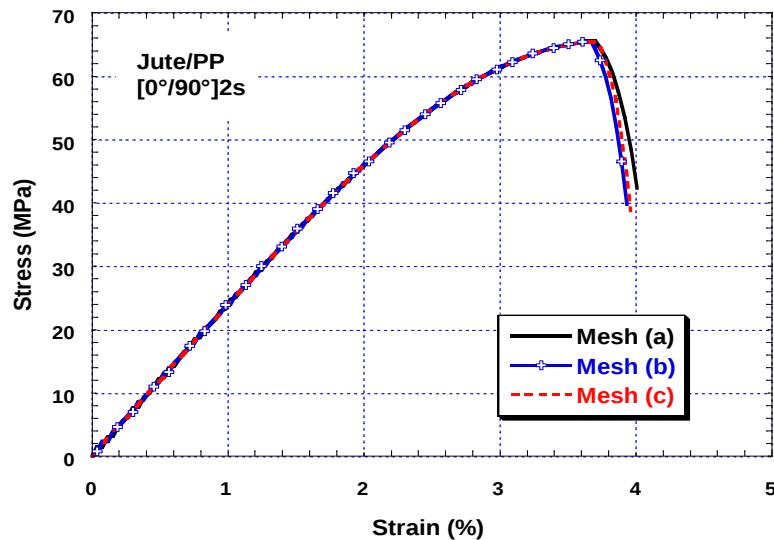
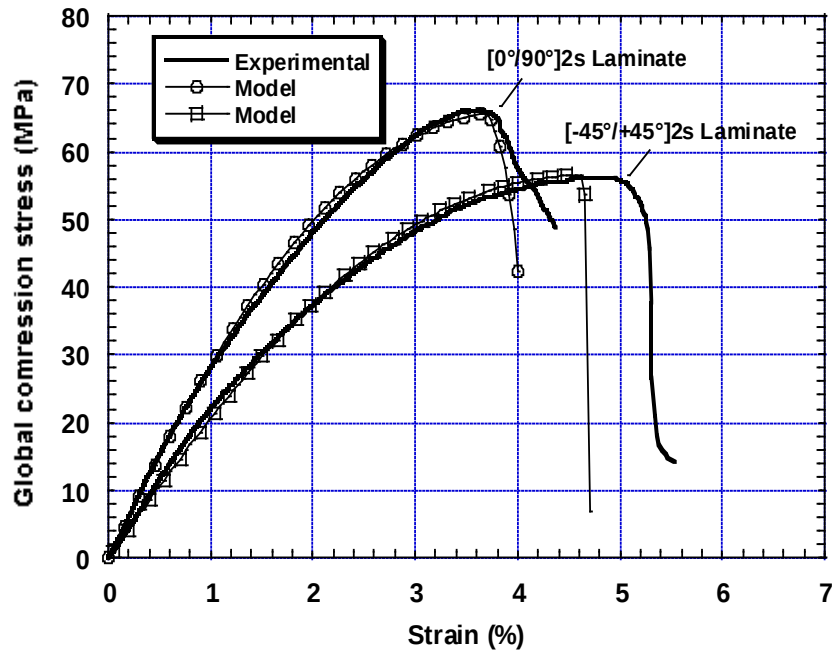


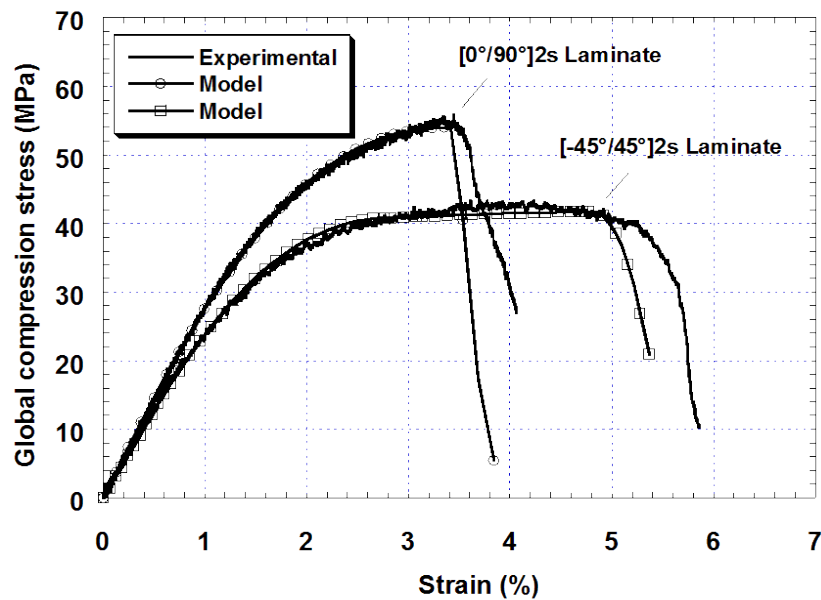
Figure 4-14: Sensibilité au maillage des courbes contrainte-déformation pour le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ SS.

4.3.2 Comportement global des stratifiés de compression

Les courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour chaque configuration sont comparées (figure 4-15). La comparaison montre que le modèle est capable de représenter la réponse mécanique des composites jute/pp sous chargement de compression selon l'axe longitudinal. De plus, le modèle peut représenter la réponse composite en fonction de l'orientation des fibres. On remarque que les résultats de la simulation numériques et les résultats expérimentaux sont en assez bon accord. Les courbes numériques et expérimentales se chevauchent sur la partie linéaire de la courbe, dans cette zone, la déformation est fortement dépendante des propriétés élastiques du stratifié. Les valeurs maximales des pics des courbes expérimentales et numériques correspondant aux limites de la résistance à la traction sont similaires dans les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$, tandis que dans les stratifié $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$, les valeurs obtenues numériquement sont légèrement inférieures à celles de l'expérimentale. Cependant, dans les zones de transition, le comportement est différent. Nous constatons que l'endommagement progressif au post-endommagement (figure 4-15b) est pratiquement identique mais il existe une différence dans la déformation à la rupture. La différence maximale entre les déformations à la rupture est d'environ 10,80% dans les spécimens SS et 9,14% dans les spécimens MS. Les courbes numériques diminues plus rapidement que la courbe expérimentale, ceci peut être expliqué par la variable d'endommagement (indice n et m) qui ne représente pas complètement l'anisotropie des stratifiés.



(a)



(b)

Figure 4-15: Confrontation des courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales pour l'essai de compression sur les stratifiés SS et MS ; (a) stratifiés SS $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2s}$ et (b) stratifiés MS $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2s}$

4.3.3 Distribution des contraintes dans les couches des stratifiés

La forme des plis décollés dépend des dimensions (conditions limites) et de la séquence d'empilement des stratifiés, elle peut être obtenue directement à partir de la simulation par la détermination de la distribution des contraintes normales sur chaque pli (figures 4-16). La distribution des contraintes dans les mi-plans des plis suit la forme de la géométrie du décollement. Cette approche peut donner une vue complète du décollement entre les plis lors de la propagation.

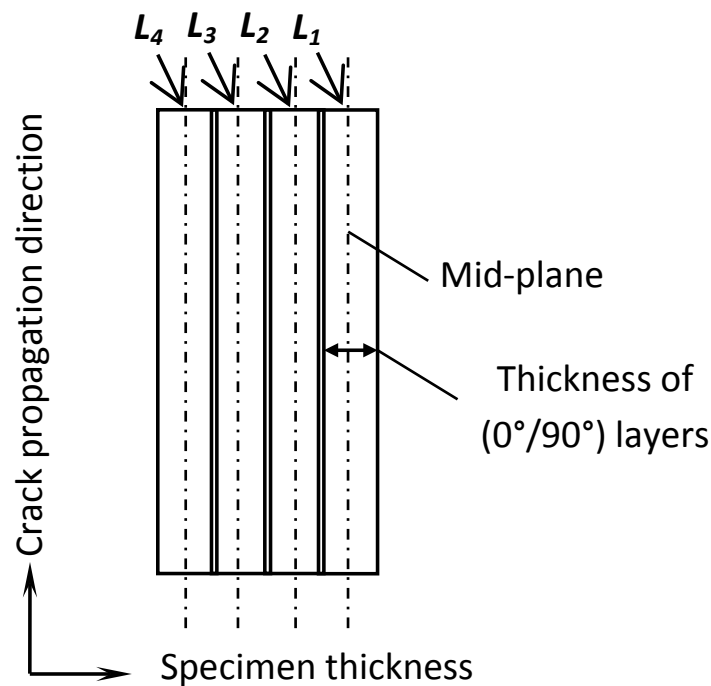
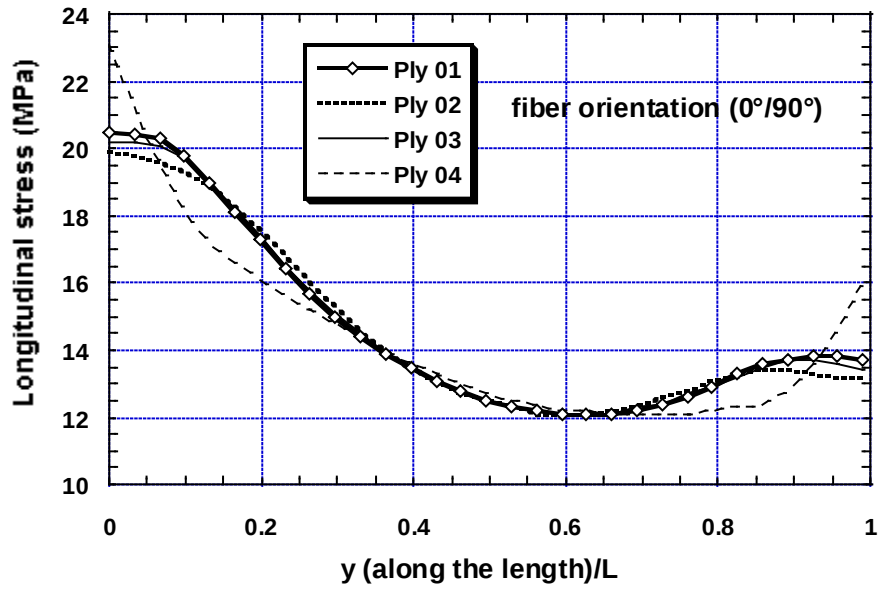
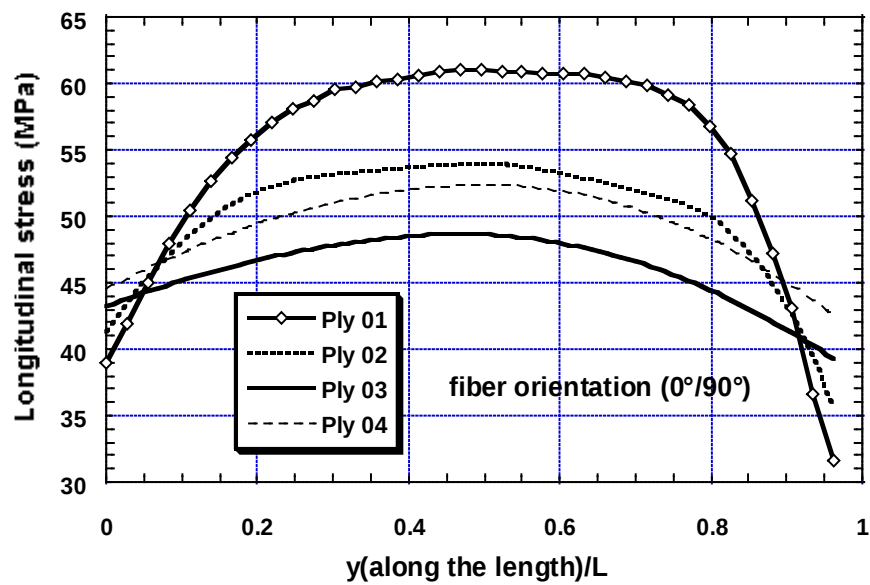


Figure 4-16: Disposition des plis ($0^\circ/90^\circ$) et la direction de propagation des fissures.

Les courbes correspondent à la distribution des contraintes normales prises dans les quatre plis sont montrées dans les figures 4-17 et 4-18. Ces résultats de la simulation fournissent un aperçu détaillé de la répartition et des emplacements des valeurs les plus élevées des contraintes. Les courbes ont des différences distinctes partiellement due au chargement induit par l'anisotropie. Sous chargement de compression, nous constatons que les contraintes dans les plis 1 et 3 atteignent un pic et puis commencent à s'adoucir, tandis que les contraintes dans les plis 2 et 3 sont encore en croissance.

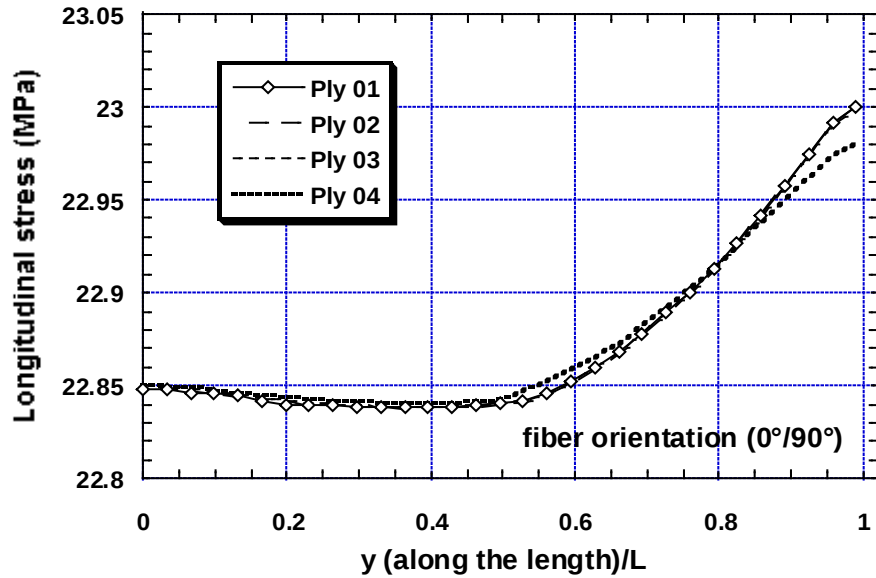


(a)

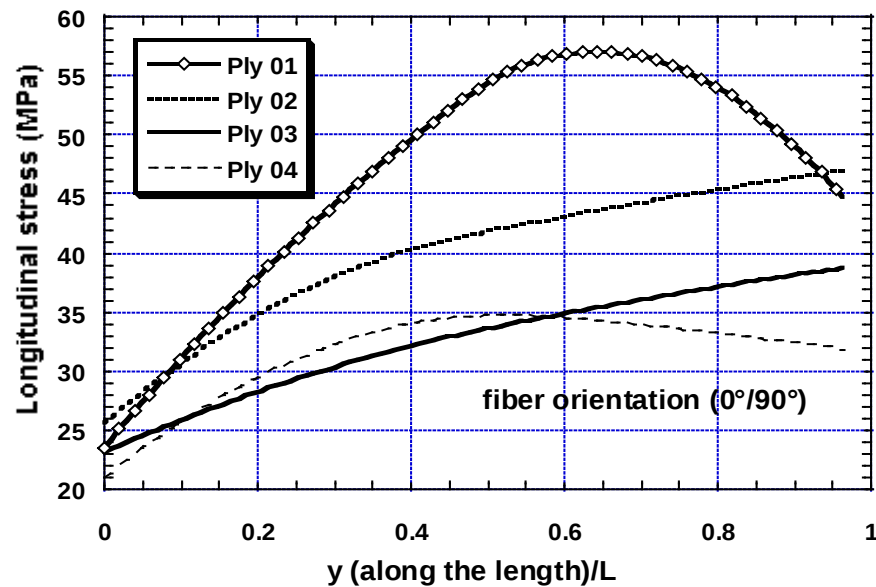


(b)

Figure 4-17: Distribution des contraintes normales le long des axes de symétries des quatre plis pour l'essai de compression sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ SS ; (a) comportement élastique et (b) après délaminage



(a)



(b)

Figure 4-18: Distribution des contraintes normales le long des axes de symétries des quatre plis pour l'essai de compression sur le stratifié $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ MS ; (a) comportement élastique et (b) après délaminage

Il est également intéressant de comparer la répartition des contraintes pour les spécimens SS et MS au mi-plan de chaque pli, avec et sans décollement. La distribution des contraintes axiales sur la longueur au plan médian des couches ($0^\circ/90^\circ$) des spécimens SS et MS représentée sur les figures 4-17 et 4-18, la répartition des contraintes est obtenue pour une

déformation globale appliquée égale à 1% (figures 4-17a et 4-18a) et à 3,5% (figures 4-17b et 4-18b).

Les figures 4-17a et 4-18a correspondent à la répartition des contraintes sans décollement des couches (1% de l'ensemble déformation globale), on constate que les courbes des 04 couches sont pratiquement superposées et le maximum sur chaque courbe indique la concentration de contraintes. Pour les échantillons SS, les contraintes sont concentrées sur les parties supérieure et inférieure, tandis que pour le stratifié MS, ils se concentrent uniquement sur la partie inférieure. A 3,5% de la déformation totale, on constate que la présence du décollement affecte les contraintes et l'évolution de l'endommagement dans des couches ($0^\circ/90^\circ$). Plus précisément, nous pouvons voir que le délaminage séparera les couches ($0^\circ/90^\circ$) d'un côté externe (plis 1 et 4) et en obligeant les autres couches (plis 2 et 3) à supporter plus de contraintes, ce qui provoque l'évolution rapide de l'endommagement et la rupture finale des spécimens.

4.3.4 Prédiction de la rupture dans les stratifiés de compression

L'outil d'analyse par éléments finis permet de prédire le comportement des spécimens dans des conditions de chargement complexe, et l'état réel de l'endommagement des stratifiés thermoplastiques renforcés par des fibres de jute dans un petit intervalle de temps. L'analyse numérique permet d'identifier les modes d'endommagement des spécimens en détail. La figure 4-19 montre les déformées typiques obtenues pour les deux spécimens (SS et MS) à partir de la simulation. Dans les deux cas, les formes déformées obtenus par le FEM sont en bon accord avec les observations expérimentales, surtout compte tenu des hypothèses simplificatrices qui ont été faites dans la modélisation du stratifié. Comme le montre la figure 4-19a, le modèle prédit avec précision la forme courbée causée par la présence du flambage des spécimens MS. Les spécimens commence à se déformer à l'extrémité inférieure vers un côté au départ, et privilégie un mode non-linéaire de l'endommagement qui conduit à un certain niveau de déformation (pré-flambage) et les spécimens passent d'un mode symétrique à un mode non-symétrique (post-flambage).

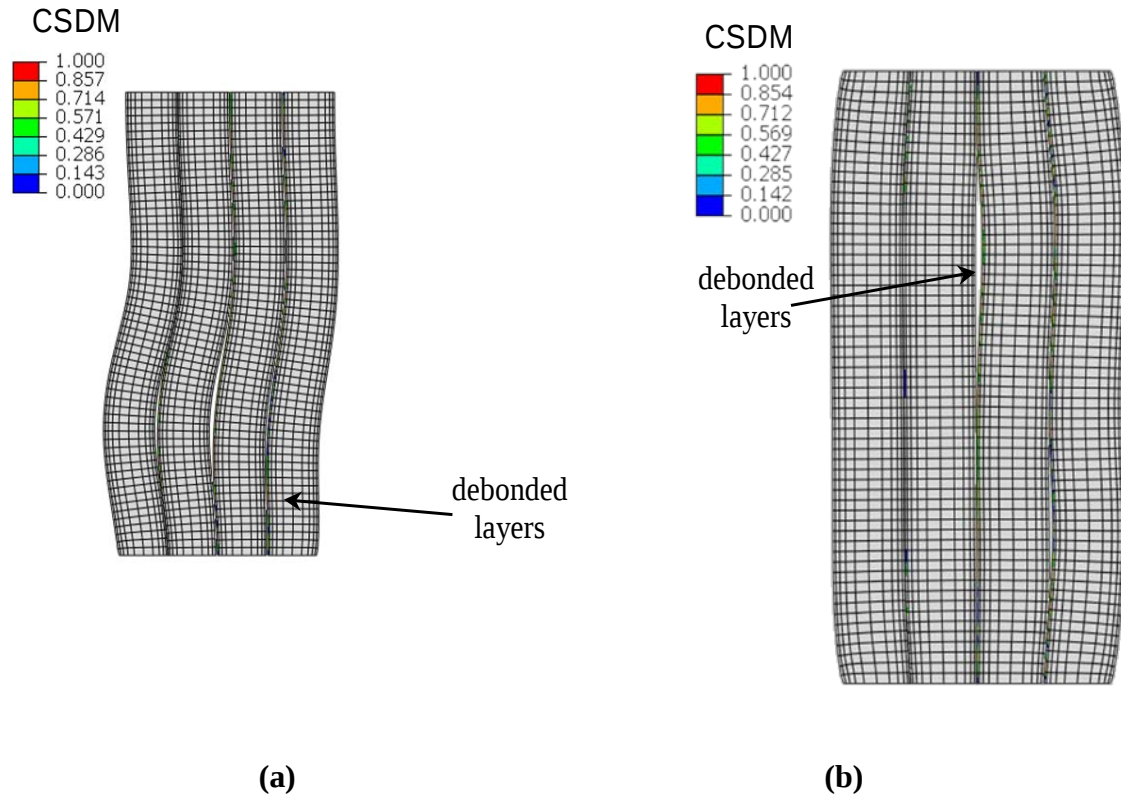


Figure 4-19: Endommagement obtenu par les simulations numériques pour l'essai de compression sur les stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$; (a) stratifié MS et (b) stratifié SS

Le délaminage du stratifié s'initie dans les surfaces inférieures et dans les zones très déformées, la propagation du délaminage se propage suivant le sens vertical. Le mode non-symétrique conduit à la propagation rapide des fissures, et suivi par une rupture brusque des spécimens.

Dans la seconde configuration (figure 4-19b), l'échantillon SS commence à se déformer aux extrémités supérieure et inférieure de l'axe de chargement au départ, l'endommagement et la rupture se font en mode symétrique. Le décollement observé expérimentalement, commence à partir de l'interface au centre des stratifiés, alors que dans la simulation numérique, les décollements produisent principalement sur les côtés et se propagent vers le centre.

Ainsi, la forme déformée et le phénomène de marco-fissuration longitudinale sans et avec le flambage des stratifiés sont quantitativement prévus par le calcul éléments finis, malgré les approximations de la modélisation numérique qui font que la comparaison quantitative satisfaisante.

4.4 Conclusion

Ce chapitre présente les résultats du modèle éléments finis développé pour analyser les dommages progressifs dans les stratifiés jute/pp sous chargement de traction et de compression. Les modèles éléments finis 2D ont été implémentés dans le code de calcul commercial Abaqus en utilisant le solveur explicite. Une série de simulation a été réalisée pour apporter plus de détail sur la façon dont les éprouvettes de traction, cisaillement et de compression sont endommagées. Dans les modèles EF développés, des zones cohésives ont été définies dans les multiples zones décollées.

Dans la première partie de la simulation de l'endommagement, les modèles ont été développés pour simuler l'endommagement et la rupture dans les spécimens sollicités en traction. Les résultats numériques obtenus sont proches de ceux de l'expérimental et le modèle peut reproduire les ruptures et les différents modes d'endommagement observés dans les deux stratifiés $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{2S}$. La taille et les zones endommagées sont presque similaires aux observations expérimentales. Les modèles ont donné une bonne prédiction des niveaux de chargement qui ont causé la rupture des stratifiés. L'analyse numérique a montré l'effet de l'orientation des fibres qui était significatif lors de la propagation de la fissure dans stratifiés. Les modèles fournissent une meilleure compréhension de l'initiation et de l'évolution de l'endommagement que les tests expérimentaux.

Dans la deuxième partie de la simulation, les modèles méso-échelles ont été développés pour simuler l'endommagement inter-laminaire et intra-laminaire et leur interaction observée dans les stratifiés. Les résultats numériques obtenus sont proches de ceux de l'expérimental et le modèle peut reproduire les formes déformées asymétrique et axisymétrique et les différents modes d'endommagement. Le modèle de zones cohésives a démontré leur capacité à reproduire les dommages complexes observés à l'interface des spécimens compressés. Le type, l'emplacement des zones d'initiation des décollements et l'étendue des dommages par rapport au niveau de chargement ont été également identifiés par le modèle. Les simulations ont aidé à acquérir une meilleure compréhension des dommages complexes survenus à chaque instant, par exemple, l'interaction des décollements et la rupture des plis qui ne peut pas être évaluée dans les essais réels et par appareillage de contrôle a été capturé par le modèle présenté dans cette étude. De même, la division des mécanismes conduit à la compréhension claire du rôle de chaque mécanisme dans la dégradation des stratifiés. Un certain nombre de zones de propagation se fait simultanément au seuil correspondant à la première chute de la

charge. Sur la base des résultats des simulations avec des couches cohésives longitudinales, il est conclu que les modèles présentent raisonnablement l'apparition et la propagation des décollements ainsi que le couplage entre les fissures des plis. L'approche numérique proposée peut intégrer le post-flambage dans la modélisation de l'endommagement d'une façon simple et pour les conditions complexes de chargement. Les simulations numériques fournissent des informations importantes telles que la distribution des contraintes dans les plis, la variation de la taille des fissures, les niveaux d'endommagement avec la charge appliquée et l'interaction des différents modes d'endommagement dans les spécimens composites. Toutes ses données sont difficilement mesurable dans les essais de traction et de compression, surtout lorsque la déformation est axisymétrique.

Conclusion générale et perspectives

L'objectif global de cette thèse est l'étude du comportement et l'endommagement des composites à matrice polypropylène renforcés de tissus en jute sous chargement de traction, de cisaillement et de compression. La recherche est motivée par la nécessité de développer une meilleure compréhension du comportement mécanique de ces composites. Cela est nécessaire pour faire avancer leur utilisation dans des applications structurelles, où ils sont soumis à de grandes déformations. L'objectif est atteint par une revue critique des modèles existants suivi par l'étude expérimentale et numérique. Plusieurs tests ont été effectués afin de quantifier les propriétés mécaniques des stratifiés sous différentes conditions de chargement et pour différentes orientations de fibres. Ces essais ont été réalisés pour deux raisons : la première pour caractériser les composites jute/pp et le second pour développer un modèle éléments finis capable de simuler la déformation (symétrique, axisymétrique) et l'endommagement sous des conditions complexes de chargement. Basé sur les résultats expérimentaux, un certain nombre de modèles éléments finis ont été choisis et couplés afin d'analyser les grandes déformations de ces composites. Parmi ces modèles (i) le modèle de Matzenmiller est utilisé pour simuler l'endommagement diffus, (ii) le modèle de Lannucci est utilisé pour modéliser la rupture sous chargement de traction et de compression et (iii) le modèle de zones cohésives qui est utilisé pour simuler les multi-décollements. Ce couplage a permis de fournir une meilleure compréhension des dommages dans les stratifiés. Après un bref résumé des objectifs de cette thèse, nous présentons les principaux résultats obtenus :

Le comportement mécanique des stratifiés dans des conditions de chargement statique a été caractérisé par des essais de traction, de cisaillement et de compression. Les essais ont été effectués sur différentes variantes pour déterminer les constantes élastiques ainsi que leurs résistances dans chaque cas. Les essais ont abouti aux conclusions suivantes :

- Les propriétés mécaniques des spécimens sont presque similaires dans les deux directions chaîne et trame. Le comportement dans ces deux directions est non-linéaire avant la rupture finale dans les essais de traction et de compression.
- La résistance à la compression des spécimens est supérieure à la résistance à la traction. Par conséquent, il n'est pas recommandé d'utiliser les propriétés des spécimens de traction pour étudier le comportement en compression des composites à matrice thermoplastique.

- Les spécimens $[+45^\circ, -45^\circ]_{2S}$ ont montrés un comportement fortement non-linéaire en raison de la fissuration de la matrice et des décollements fibre-matrice. Les essais charge-décharge sont très utiles pour acquérir les données de réduction de la rigidité causée par l'endommagement diffus en plein essai.
- La compression direction sur des spécimens développe un phénomène de kink-band. ce chargement complexe combine compression-cisaillement et affecte la résistance de manière significative. Les contraintes de cisaillement qui agissent augmentent la rotation des plis et abaisse la résistance de compression. D'autre part, une charge de compression qui agit contre de cisaillement évite la rotation des plis et augmente la résistance à la compression.
- Certaines caractéristiques principales de la formation de kink-band ont été identifiées, comme d'apparition et l'élargissement de la band. Ces déformations s'accompagnent d'une déformation plastique des spécimens dans un système matriciels très ductile (tels que les stratifiés à base de PP), entraînant un flambage plastique. Une telle déformation plastique retarde la rupture finale des spécimens sous chargement de compression. Les mécanismes d'endommagement ont présentés une croissance continue lors de la formation de la band (ondulation des plis).
- L'analyse des spécimens fissurés sous chargement de compression ont affirmé que les régions à faible concentration de contraintes ont montré des fissures longitudinales, alors que les régions à forte concentration de contraintes ont subi des décollements entre les plis.

Le modèle implémenté dans le logiciel éléments finis a été développé à base d'analyse des résultats expérimentaux. Une série de simulations a été réalisée sur des stratifiés soumis à une charge de traction, de cisaillement et de compression. Le modèle présenté a pris en compte l'effet du couplage endommagement-rupture. Deux variables d'endommagement ont été utilisées pour quantifier à la fois la réponse non linéaire et la rupture des composites. Au moyen d'une variable d'endommagement appropriée et numériquement calibrée. Le modèle utilisé pour la traction a été étendue à l'analyse de la déformation des stratifiés sous chargement de compression. La variable d'endommagement ajoutée, basé sur l'aspect phénoménologique de l'endommagement, permet de simuler simplement et de façon réaliste le post-flambement en compression et en cisaillement. Comme le souligne les validations numériques proposées, la formulation phénoménologique présentée fournit des résultats

réalistes, permettant en même temps de prendre en compte de l'endommagement progressif et de la durée de chargement durant la déformation axisymétrique des stratifiés. Les résultats des simulations ont amenées aux conclusions suivantes :

- Ces simulations donnent des informations importantes sur la façon dont les propriétés de ces composites sont dégradées sous l'influence de différents paramètres tels que l'orientation des fibres et les leurs défauts d'alignement des fibres dans les stratifiés.
- Le modèle d'endommagement utilisé fournit des résistances à la rupture beaucoup plus précise dans les spécimens simulés. En outre, il peut également prendre la réduction significative de la force de compression des échantillons dû à la présence des dommages sur les plis et du délaminage.
- La modélisation prévoit une répartition détaillée des contraintes non uniformes sur les plis des spécimens qui sont responsables de la forte baisse de la résistance de compression; ceci a été confirmé par les mesures d'endommagement obtenues par l'expérimentale.
- Les résultats de la simulation ont fait preuve d'un bon accord avec les valeurs expérimentales et les modèles ont la capacité de reproduire les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés jute/pp.
- Les modèles éléments finis ont aidé à acquérir une meilleure compréhension de l'initiation et de l'évolution de l'endommagement dans les stratifiés jute/pp. Les simulations ont montré que l'initiation et l'évolution de l'endommagement était sensible à la taille des éléments de zones cohésives.
- Les simulations numériques effectuées les spécimens sollicités en compression ont permis de constater que le modèle 2D présente des problèmes de convergence. Les deux modèles de Matzenmiller et de zones cohésives n'ont pas la même convergence. Le problème est résolu en réalisant la théorie de bande de fissuration diffuse de Bažant. De cette façon, l'interaction entre les mécanismes d'endommagement (endommagement des plis et les décollements entre les couches) est vérifiée, la forme déformée et les zones de décollement sont satisfaisantes.
- Les résultats numériques révèlent que l'apparition du flambage dans les stratifiés affaiblit les performances des composites. Cependant, le flambage n'entraîne pas directement une rupture immédiate, les stratifiés à matrice polypropylène peuvent supportés des charges au-delà du post-flambage, ce qui développe des déformations

plastiques. Ces déformations plastiques peuvent retarder la rupture finale du composite. L'utilisation de la variable d'endommagement dans la simulation post-flambement permet une bonne prédiction de la résistance à la compression.

Le système de modélisation proposé peut servir de référence pour la modélisation explicite du couplage de divers modes d'endommagement dans les stratifiés. Le modèle présentée dans cette thèse à la flexibilité et le potentiel d'être appliqué à l'analyse de l'interaction complexe des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice thermoplastique dans différentes conditions de chargement.

Perspectives

Cette thèse a porté sur l'étude du comportement de l'endommagement des composites à matrice thermoplastique. Le comportement de ces composites sous de multiples impacts devrait être étudié par le développement d'un schéma de force et de l'endommagement en fonction du nombre d'impact. Le travail expérimental devrait être mené pour la caractérisation de la ténacité de ces composites. La technique ultrason pourrait être utilisée pour obtenir des images d'endommagement et pour pouvoir les comparer avec les simulations. Une approche de modélisation multi-échelle en 3D devrait être élaborée pour simuler les différents modes d'endommagement et leur interaction. Bien que le développement d'un modèle à grande échelle peut être difficile en raison de la limitation de la puissance des calculateurs actuellement disponible. La modélisation à l'échelle réduite sera possible à la position du pénétrateur de l'impact et la rupture induite.

Développer une stratégie de modélisation pour inclure l'effet de la température et de l'humidité dans ce modèle. Le modèle pour le comportement non-linéaire devrait être capable de coupler l'humidité, la température et l'endommagement observés dans les composites.

Il est également intéressant de voir l'effet de l'épaisseur des stratifiés sur un axe variable sous chargement d'impact. Ces essais seront utile pour comprendre l'effet de l'épaisseur sur le comportement des stratifiés à matrice thermoplastique

R --- *éférences*

REFERENCE

- [1]. A. Benatar, TG. Gutowski, *Methods for fusion bonding thermoplastic composites*, SAMPE Quart 1986 (18) 35-42.
- [2]. SM. Todd, *Joining thermoplastic composites*, In: 22nd Int SAMPE technical conference, 1990, 383-392.
- [3]. VK. Stokes, *Joining methods for plastics and plastic composites: an overview*, Polym. Eng. Sci. 1989 (29) 1310-1324.
- [4]. R. Wedgewood, PE. Hardy, *Induction welding of thermoset composite adherents using thermoplastic interlayer and susceptors*, In: 28th Int SAMPE technical conference, 1996 850-861.
- [5]. J. Summerscales, NPJ. Dissanayake, AS. Virk, W. Hall, *A review of bast fibres and their composites, Part 1 - Fibres as reinforcements*, Compos Part A 2010 (41) 1329-1335.
- [6]. J. Summerscales, NPJ. Dissanayake, AS. Virk, W. Hall, *A review of bast fibres and their composites, Part 2*, Compos Part A, 2010 (41) 1336–1344.
- [7]. A. Mokhtari, M. Ould Ouali, *Experimental and Numerical Study of Polypropylene Composite Reinforced with Jute Fibers*, Design and Modeling of Mechanical Systems, Lecture Notes in Mechanical Engineering (Springer) 2013 509-516.
- [8]. AC. Karmaker, JA. Youngquist, *Injection molding of polypropylene reinforced with short jute fibres*, J Appl. Polym. Sci. 1996 (62) 1147-1151.
- [9]. J. Gassan, AK. Bledzki, *The influence of fibre-surface treatment on the mechanical properties of jute–polypropylene composites*, Composites: Part A, 1997 (28) 1001-1005.
- [10]. P.I. Gonzalez-Chi, E.A. Flores-Johnson, J.G. Carrillo-Baeza, R.J. Young, *Micromechanical analysis of the kink-band performance at the interface of a thermoplastic composite under tensile deformation*, Polymer Composites 2010, (31) 1817-1821.
- [11]. P.M. Jelf, N.A. Fleck, J. Composite Materials, 1992 (18) 2706-2721.
- [12]. P. Maimi, P.P. Camanho, J.A. Mayugo and C.G. Davila, *A continuum damage model for composite laminates: Part I - constitutive model*, Mechanics of Materials, 2007 (39) 897-908.
- [13]. D.S. Dugdale, J. Yielding, *In steel sheets containing slits. Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1960 (8) 100-104.
- [14]. G.I. Barenblatt, *The mathematical theory of equilibrium of cracks in brittle fracture*, Advances in Applied Mechanics, 1962 (7) 55-129.
- [15]. R. DeBorst, *Some recent issues in computational failure mechanics*, International Journal for Numerical Methods in Engineering, 2001 (52) 63-95.
- [16]. R. DeBorst, *Numerical aspects of cohesive zone models*, Engineering Fracture Mechanics, 2003.
- [17]. S.W. Tsai, E.M. Wu, *A general theory of strength for anisotropic materials*. J Compos Mater, 1971, (5) 58-80.

- [18]. Z. Hashin, *Failure criteria for unidirectional fiber composites*. J Appl. Mech, 1980, (47) 329–334.
- [19]. O. Hoffman, *The brittle strength of orthotropic materials*, J Compos Mater, 1967, (1) 200-206.
- [20]. S.E. Yamada, C.T. Sun, *Analysis of laminated strength and its distribution*. J Compos Mater, 1978 (12) 275-84.
- [21]. V.D. Aziz, S.W. Tsai, *Anisotropic strength of components*, ExperMech, 1965 (5) 286-298.
- [22]. A. Boutaous, B. Peseux, L. Gornet, A. Belaidi, *A new modeling of plasticity coupled with the damage and identification for carbon fibre composite laminates*, Compos Struct, 2006 (74) 1-9.
- [23]. P. Maimi, P.P. Camanho, J.A. Mayugo and C.G. Davila, *A continuum damage model for composite laminates: Part II -computational implementation and validation*, Mechanics of Materials, 2007, 39 (10) 909-919.
- [24]. RA. Talreja, *Continuum Mechanics Characterization of Damage in Composite Materials*, Proc. Royal Soc. London A399, 1985 195-216.
- [25]. A. Matzenmiller, J. Lubliner and R.L. Taylor, *A constitutive model for anisotropic damage in fibre-composites*, Mechanics of Materials, 1995, (20) 125-152.
- [26]. R. Bohm, M. Gude, W. Hufenbach, *A phenomenologically based damage model for 2D and 3D-textile composites with non-crimp reinforcement*, Mater Des, 2011 (32) 2532-2544.
- [27]. D. Nandlal, K. Williams and R. Vaziri, *Numerical Simulation of the Ballistic Response GRP-Plates*, Composites Science and Technology, 1998 (58) 1463-1469.
- [28]. K.V. Williams, R. Vaziri, *Application of a damage mechanics model for predicting the impact response composite materials*, Computers & Structures, 2001 (79) 997-1011.
- [29]. David Sedan, *Etude des interactions physico-chimiques aux interfaces fibres de chanvre/ciment. Influence sur les propriétés mécaniques du composite*, Thèse de doctorat, Faculté des Sciences et Techniques, Université de Limoges, 2007.
- [30]. M. Abdelmouleh, S. Boufi, M.N. Belgacem, A. Dufresne, *Short natural-fibre reinforced polyethylene and natural rubber composites: Effect of silane coupling agents and fibres loading*, Composites Science and Technology, 2007 (67) 1627-1639.
- [31]. Arbelaiz, B. Fernandez, J.A. Ramos, I. Mondragon, *Thermal and crystallization studies of short flax fibre reinforced polypropylene matrix composites: Effect of treatments*; Thermochimica Acta, 2006 (440) 111-121.
- [32]. W.D. Callister Jr., *Science et Génie des matériaux*, Edition Dunod, Mont-Royal, Quebec, 2001, p. 463.
- [33]. I. Van de Weyenberg, T. Chi Truong, B. Vangrimde et I. Verpoest, *Improving the properties of UD flax fibre reinforced composites by applying an alkaline treatment*, Composites Part A, 2006, pp. 1368-1376.
- [34]. P.J. Herrera-Franco et A. Valadez-Gonzalez, *A study of the mechanical properties of short natural-fiber reinforced composites*, Composites Part B, 2005, pp. 597-608.
- [35]. A. De Albuquerque, K. Joseph, L. Hecker de Carvalho et J. Morais d'Almeida, *Effect of wettability and ageing conditions on the physical and mechanical properties of*

- uniaxially oriented jute-roving-reinforced polyester composites*, Composites Science and Technology, 1999, pp. 833-844.
- [36]. L. Devi, S. Bhagawan et S. Thomas, *Mechanical properties of pineapple leaf fibre reinforced polyester composites*, Journal of Applied Polymer Science, 1997, pp. 1379-1748.
- [37]. L. Mwaikambo et E. Bisanda, *The performance of cotton/kapok fabric-polyester composites*, Polymer Testing, 1999, pp. 181-198.
- [38]. P.K. Pal, *Jute reinforced plastics : a low cost composite material*, Plastics and rubber processing and applications, 1984, pp. 215-219.
- [39]. M. Cazaurang-Martinez, P. Herrera-Franco, I. Gonzales-Chi et M. Aguilar-Vega, *Physically and mechanical properties of henequen fibers*, Journal of Applied Polymer Science, 1991, pp. 749-756.
- [40]. K. Joseph, S. Thomas, C. Pavithran et M. Brahmakumar, *Tensile properties of short-sisal fiber-reinforced polyethylene composites*, Journal of Applied Polymer Science, 1993, pp. 1731-1739.
- [41]. P. Herrera-Franco, A. Valadez-Gonzalez et M. Cervantes-Uc, *Development and characterization of a HDPE-sand-natural fiber composite*, Composites Part B, 1997, pp. 331-343.
- [42]. G. Maeder, *De la difficulté d'introduire des polymères et composites dans l'industrie automobile*, 2003.
- [43]. M. Vedrines, *Contribution à l'étude des propriétés mécaniques des structures en polymère injecté : application aux propriétés élastiques locales et à la modélisation viscoélastique*, Thèse de doctorat, Université Louis Pasteur, Strasbourg, 2003.
- [44]. C. Oudet, *Polymères : structure et propriétés*, Masson, 1994, pp. 124-129.
- [45]. K. Van de Velde, P. Kiekens, *Thermoplastic polymers: overview of several properties and their consequences in flax fibre reinforced composites*, Polymer Testing, 2001 (20) , pp. 885–893.
- [46]. M.V. Titow, *PVC Technology*, London: Elsevier Applied Science Publishers, 1984.
- [47]. S. Bouzouita, *Optimisation des interfaces fibre-matrice de composites à renfort naturel*, Ecole Centrale de Lyon; Ecole Nationale d'Ingénieurs de Monastir, French. <NNT: 2011ECDL0052>.<tel-00769959>, 2011.
- [48]. Mohammad Dalour Hossen Beg, *The Improvement of Interfacial Bonding, Weathering and Recycling of Wood Fibre Reinforced Polypropylene Composites*, Thèse de doctorat, University of Waikato, Hamilton, New Zealand, 2007.
- [49]. Boulechfar Chérifa, Magister, Université mentouri constantine, Faculté des sciences exactes, Département de chimie Magister, 2007.
- [50]. Maier, C., Calafut, T., 1998. Polypropylene-The Definitive User's Guide and Databook. William Andrew Publishing/Plastics Design Library.
- [51]. Hans-Henning Kausch, Nicole Heymans, Christopher John Plummer et Pierre Decroly, *Matériaux polymères : Propriétés mécaniques et physiques. Principe de mise en œuvre*, Vol. 14, Lausanne 2001.
- [52]. Ph. Tordjeman, C. Robert, G. Marin, and P. Gerard, 2001; The effect of α , β crystalline structure on the mechanical properties of polypropylene; Eur. Phys. J. E 4, 459-465.

- [53]. Wulin Qiu, Takashi Endo, Takahiro Hirotsu, 2006; Structure and properties of composites of highly crystalline cellulose with polypropylene: Effects of polypropylene molecular weight; *European Polymer Journal* 42, 1059-1068.
- [54]. Wulin Qiu, Farao Zhang, Takashi Endo, Takahiro Hirotsu, 2003; Preparation and Characteristics of Composites of High-Crystalline Cellulose with Polypropylene: Effects of Maleated Polypropylene and Cellulose Content; *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 87, 337-345.
- [55]. Thanatiwat Naraprateep; Effect of compatibilizer and silane coupling agents on physical properties of natural fiber-polypropylene composites; Thèse de doctorat , Polymer Engineering Suranaree University of Technology, 2007.
- [56]. N. Chevalier. Projet Toupie : cahier des charges matériau et sélection matériau, rapport n°DITT-08-0248, 2008.
- [57]. G.W. Ehrenstein et F. Montagne. Matériaux polymères: structure, propriétés et applications, Hermès science publications, 2000.
- [58]. Kausch H.H, Heymans N., Plummer C.J., Decroly P., Matériaux polymères : propriétés mécaniques et physiques, *Traité des matériaux*, vol. 14. Presses polytechniques et universitaires romandes, [pp. 195-199], 2001.
- [59]. J. Lemaitre et J. L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunot 1985.
- [60]. Argon A.S., Andrews R.D., Godrick J.A., Whitney W.W., 1968 "Plastic deformation bands in glassy PS" *Journal of Applied Polymer Science*, 39, (1968), 1899-1906
- [61]. Kramer E.J., Berger L.L., 1990 "Craze Growth and Fracture" In Springer-Verlag, Kausch H.H., Berlin-Heidelberg, 1-68, (1990) *Advances in Polymer Science, Crazing in Polymers*
- [62]. Friedrich K., 1983 "Crazes and Shear Bands in Semi-Crystalline Thermoplastic" In Springer-Verlag, Kausch H.H., Berlin-Heidelberg, 225-274, (1983).
- [63]. K. G. Satyanarayana, K. Sukumaran, and R. S. Mukherjee, 1990. "Natural Fibre-Polymer Composites," *Cément & Concrète Composites*, vol. 12, pp. 117-136.
- [64]. Lewington A. *Plants for people*. Eden project books. London: Trans world Publisher; 2003. ISBN: 1-903-91908-8.
- [65]. Sarkar S, Adhikari B. Jute felt composites from lignin modified phenolic resin. *Polymer Composites* 2001;22:518–27.
- [66]. Sampath A, Martin GC. Enhancement of natural fiber–epoxy interaction using bi functional surface modifiers. In: SPE conference. ANTEC 2000: plastics the magical solution. Boca Raton, FL: CRC Press; 2000. p. 2274–8.
- [67]. Singh B, Gupta M, Verma A. The durability of jute fibre reinforced phenolic composites. *Composites Science and Technology* 2000;60:581–9.
- [68]. Alves C, Ferrão PMC, Silva AJ, Reis LG, Freitas M, Rodrigues LB, Alves DE. Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites. *Journal of Cleaner Production* 2009;1:1–15.
- [69]. Mir A, Zitoune R, Collombet F, Bezzazi B. Study of mechanical and thermomechanical properties of jute/epoxy composite laminate. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 2010;29:1669–80.
- [70]. Doan TTL, Gao SL, Mäder E. Jute/polypropylene composites: I. Effect of matrix modification. *Composites Science and Technology* 2006; 66:952–63.

- [71]. Haydaruzzaman, Khan RA, Khan MA, Khan AH, Hossain MA. Effect of gamma radiation on the performance of jute fabrics-reinforced polypropylene composites. *Radiation Physics and Chemistry* 2009;78:986–93.
- [72]. Acha BA, Reboredo MM, Marcovich NE. Creep and dynamic mechanical behavior of PP–jute composites: effect of the interfacial adhesion. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2007;38:1507–16.
- [73]. Wang X, Cui Y, Xu Q, Xie B, Li W. Effects of alkali and silane treatment on the mechanical properties of jute-fiber-reinforced recycled polypropylene composites. *Journal of Vinyl and Additive Technology* 2010; 16:183–8.
- [74]. Hong CK, Hwang I, Kim N, Park DH, Hwang BS, Nah C. Mechanical properties of silanized jute–polypropylene composites. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry* 2008; 14:71–6.
- [75]. Ray D, Sarkar BK, Das S, Rana AK. Dynamic mechanical and thermal analysis of vinylester–resin–matrix composites reinforced with untreated and alkali-treated jute fibres. *Composites Science and Technology* 2002; 62:911–7.
- [76]. Ray D, Sarkar BK, Bose NR. Impact fatigue behaviour of vinylester resin matrix composites reinforced with alkali treated jute fibres. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2002; 33:233–41.
- [77]. Sarkar BK, Ray D. Effect of the defect concentration on the impact fatigue endurance of untreated and alkali treated jute–vinylester composites under normal and liquid nitrogen atmosphere. *Composites Science and Technology* 2004; 64:2213–9.
- [78]. Pracella M, Chionna D, Anguillesi I, Kulinski Z, Piorkowska E. Functionalization, compatibilization and properties of polypropylene composites with hemp fibres. *Composites Science and Technology* 2006; 66:2218–30.
- [79]. Bourmaud A, Baley C. Rigidity analysis of polypropylene/vegetal fibre composites after recycling. *Polymer Degradation and Stability* 2009; 94:297–305.
- [80]. Santulli C, Caruso AP. Effect of fibre architecture on the falling weight impact properties of hemp/epoxy composite. *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 2009; 3:291–7.
- [81]. Eichhorn SJ, Young RJ. Composite micromechanics of hemp fibres and epoxy resin microdroplets. *Composites Science and Technology* 2004; 64:767–72.
- [82]. Haq M, Burgueno R, Mohanty AK, Misra M. Hybrid bio-based composites from blends of unsaturated polyester and soybean oil reinforced with nanoclay and natural fibers. *Composites Science and Technology* 2008; 68:3344–51.
- [83]. Hepworth DG, Hobson RN, Bruce DM, Farrent JW. The use of unretted hemp fibre in composite manufacture. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2000; 31:1279–83.
- [84]. Anonymous. Auto body made of plastics resists denting under hard blows. *Pop Mech* 1941;76(6).
- [85]. A.K. Bledzki, J. Gassan, Composites reinforced with cellulose based fibres, *Prog Polym Sci*, 24 (2) (1999), pp. 221–274
- [86]. S. ben Brahim, R. ben Cheikh, Influence of fibre orientation and volume fraction on the tensile properties of unidirectional alfa-polyester composite, *Compos Sci Technol*, 67 (1) (2007), pp. 140–147.

- [87]. Charlet K, Baley C, Morvan C, Jernot JP, Gomina M, Bréard J. Characteristics of Herme's flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2007; 38:1912–21.
- [88]. Oksman K. Mechanical properties of natural fibre mat reinforced thermoplastic. *Applied Composite Materials* 2000; 7:403–14.
- [89]. Liu Q, Hughes M. The fracture behaviour and toughness of woven flax fibre reinforced epoxy composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2008;39: 1644–52.
- [90]. Arbelaiz A, Fernandez B, Cantero G, Llano-Ponte R, Valea A, Mondragon I. Mechanical properties of flax fibre/polypropylene composites. Influence of fibre/matrix modification and glass fibre hybridization. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2005; 36:1637–44.
- [91]. Arbelaiz A, Fernandez B, Ramos JA, Mondragon I. Thermal and crystallization studies of short flax fibre reinforced polypropylene matrix composites: effect of treatments. *Thermochimica Acta* 2006; 440:111–21.
- [92]. Di Landro L, Lorenzi W. Static and dynamic properties of thermoplastic matrix/natural fiber composites – PLA/flax/hemp/kenaf. *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 2009; 3:238–44.
- [93]. Buttlar HB. Natural fibre reinforced construction materials for SMC applications. In: Conference RIKO-2005. 2005. p. 1–24. <http://www.riko.net/download/kwst2005/vonbuttlar.pdf>.
- [94]. Mirbagheri J, Tajvidi M, Hermanson JC, Ghasemi I. Tensile properties of wood flour/kenaf fiber polypropylene hybrid composites. *Journal of Applied Polymer Science* 2007; 105:3054–9.
- [95]. Wongsorat W, Suppakarn N, Jarukumjorn K. Mechanical properties, morphological properties, and cure characteristics of sisal fiber/natural rubber composites: effects of fiber and compatibilizer content. *Advances in Materials Research* 2010;123–125:1171–4.
- [96]. Jacob M, Thomas S, Varughese KT. Biodegradability and aging studies of hybrid biofiber reinforced natural rubber biocomposites sisal/oil palm. *Journal of Biobased Materials and Bioenergy* 2007;1:118–26.
- [97]. Zhong JB, Lv J, Wei C. Mechanical properties of sisal fibre reinforced urea formaldehyde resin composites. *Express Polymer Letters* 2007;1:681–7.
- [98]. Peres de Paula M, Lacerda TM, Frollini E. Sisal cellulose acetates obtained from heterogeneous reactions. *Express Polymer Letters* 2008;2:423–8.
- [99]. Bakare IO, Okieimen FE, Pavithran C, Abdul Khalil HPS, Brahmaku-mar M. Mechanical and thermal properties of sisal fiber-reinforced rubber seed oil-based polyurethane composites. *Materials and Design* 2010;31:4274–80.
- [100]. Favaro SL, Ganzerli TA, de Carvalho Neto AGV, da Silva ORRF, Radovanovic E. Chemical, morphological and mechanical analysis of sisal fiber-reinforced recycled high-density polyethylene composites. *Express Polymer Letters* 2010;4:465–73.

- [101]. Joseph PV, Rabello MS, Mattoso LHC, Joseph K, Thomas S. Environmental effects on the degradation behaviour of sisal fibre reinforced polypropylene composites. *Composites Science and Technology* 2002; 62:1357–72.
- [102]. Dwivedi UK, Chand N. Influence of MA-g-PP on abrasive wear behaviour of chopped sisal fibre reinforced polypropylene composites. *Journal of Materials Processing Technology* 2009; 209: 5371–5.
- [103]. Pinácio WP, Lopes FPD. N. Charpy toughness behavior of continuous sisal fiber reinforced polyester matrix composites. In: TMS annual meeting. 2010. p. 151–8.
- [104]. Athijayamani A, Thiruchitrabalam M, Natarajan U, Pazhanivel B. Effect of moisture absorption on the mechanical properties of randomly oriented natural fibers/polyester hybrid composite. *Materials Science and Engineering A* 2009; 517:344–53.
- [105]. Sangthong S, Pongprayoon T, Yanumet N. Mechanical property improvement of unsaturated polyester composite reinforced with admicellar-treated sisal fibers. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 2009; 40:687–94.
- [106]. Megiatto JrJD, Silva CG, Rosa DS, Frollini E. Sisal chemically modified with lignins: correlation between fibers and phenolic composites properties. *Polymer Degradation and Stability* 2008; 93:1109–21.
- [107]. Lei W, Lei WG, Ren C. Effect of volume fraction of ramie cloth on physical and mechanical properties of ramie cloth/UP resin composite. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 2006;16:474–7.
- [108]. Paiva Júnior CZ, de Carvalho LH, Fonseca VM, Monteiro SN, d’Almeida JRM. Analysis of the tensile strength of polyester/hybrid ramie–cotton fabric composites. *Polymer Testing* 2004;23:131–5.
- [109]. Müssig J. Cotton fibre-reinforced thermosets versus ramie composites: a comparative study using petrochemical- and agro-based resins. *Journal of Polymers and the Environment* 2008;16:94–102.
- [110]. Long CG, He LP, Zhong ZH, Chen SG. Studies on the polypropylene composites reinforced by ramie fiber and $K_2Ti_6O_{13}$ whisker. *Research Letters in Materials Science* 2007; 2007:1–4.
- [111]. P. O. Olesen and D. V. Plackett, 1999. "Perspectives on the performance of natural plant fibres," in NATURAL FIBRES PERFORMANCE FORUM, Copenhagen 27th - 28th May.
- [112]. S. ROY and L. B. LUTFAR (2012), *Bast fibres: jute*. Dhaka, Bangladesh: International Jute Study Group (IJSJG).
- [113]. J. F. Siau, 1995. Wood: Influence of moisture on physical properties: Department of Wood Science and Forest Products, Virginia Polytechnic Institute and State University, USA.
- [114]. A. K. Bledzki and J. Gassan, 1999. "Composites reinforced with cellulose based fibres," *Progress in Polymer science*, vol. 24, pp. 221-274.
- [115]. O. W. R. Melvin and J. Tomas, 1998. "Natural fibre composites - The potential for the Asian markets," *Progress in Rubber and Plastics Technology*, vol. 14.
- [116]. Thi-Thu-Loan Doan, Shang-Lin Gao, Edith Mäde, 2006; Jute/polypropylene composites I. Effect of matrix modification; *Composites Science and Technology* 66, 952-963.

- [117]. J. Crank, 1975. The mathematics of diffusion: Oxford University Press.
- [118]. Y. Weitsman, 1990."A continuum diffusion model for viscoelastic materials," The Journal of Physical Chemistry, vol. 94, pp. 961-968.
- [119]. Muzzy J.D., (2000), Thermoplastics Properties in Comprehensive Composite Materials, Kelly A. and Zweben C. Editors, Elsevier Science Ltd: Oxford.
- [120]. N. D. Carvalho, S. Pinho, et P. Robinson, " An experimental study of failure initiation and propagation in 2d woven composites under compression". Composites Science and Technology, 71(10):1316–1325, 2011.
- [121]. W. Hufenbach, M. Gude, R. Böhm, M. Zscheyge, The effect of temperature on mechanical properties and failure behaviour of hybrid yarn textile-reinforced thermoplastics Original Research Article, Materials & Design, Volume 32, Issues 8–9, P 4278-4288, 2011.
- [122]. H.M.M.A. Rashed, M. A. Islam and F. B. Rizvi, Effects of process parameters on tensile strength of jute fiber reinforced thermoplastic composites, Journal of Naval Architecture and Marine Engineering, Vol 3, pp 1-6 (2006).
- [123]. Nuoping Zhao, Hartmut Rödel, Claudia Herzberg, Shang-Lin Gao, Sybille Krzywinski, Stitched glass/PP composite. Part I: Tensile and impact properties, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 40, Issue 5, May, P 635-643,(2009).
- [124]. Onur Çoban, Mustafa Özgür Bora, Tamer Sinmazçelik, İsmail Cürgül, Volkan Günay, Fracture morphology and deformation characteristics of repeatedly impacted thermoplastic matrix composites, Materials & Design, Volume 30, Issue 3, , Pages 628-634, (2009).
- [125]. P. M. Jelf and N. A Fleck,J. Composite Materials, 18 (1992) 2706-2721.
- [126]. Budiansky, B., Fleck, N.A., 1993. Compressive failure of fiber composites.J. Mech. Phys. Solids 41, 183-211.
- [127]. Sutcliffe, W.S., Fleck, N.A., 1993. Effect of geometry upon compressive failure of notched composites. Int. J. Fract. 59, 115±132.
- [128]. Kyriakides, S., Arseculeratne, R., Perry, E.J., Liechti, K.M., 1995. On the compressive failure of fiber reinforced composites. Int. J. Solids Struct.32, 689-738.
- [129]. Drzal, L. T. and Madhukar, M.: "Fibre-matrix adhesion and its relationship to composite mechanical properties," Journal of Materials Science, Volume 28, 1993, pp. 569-610.
- [130]. Hahn, H. T. and Williams, G.: " Compression failure mechanisms in unidirectional composites," Composite Materials: Testing and Design, ASTM STP 893, J. M. hitney, Ed., 1986, pp. 115-139.
- [131]. Nakanishi, Y., Hana, K. and Hamada, H.: "Fractography of failure in CFRP under compressive load," Composites Science and Technology, Volume 57, 1997, pp. 1139-1147.
- [132]. Neff, J. F., Schulte, K., and Schwarzer, P., "Mechanical Degradation of Continuous Glass Fibre-Reinforced Thermoplastics under Static and Cyclic Loading: A Prepreg Laminate - Technical Textile Comparison," Composite Materials: Testing, Design, and Acceptance (Criteria, ASTM STP 1416, A. Zureick and A. T. Nettles, Eds.,

- American Society for Testing and Materials International, West Conshohocken, PA, 2002.
- [133]. Essai des plastiques renforcés, Caractérisation et propriétés d'usage des composites, Patricia Krawczak, Techniques de l'ingénieur, Vol. AM 5405, 2012.
- [134]. ISO 547 - 1 :2009 Plastics - Determination of tensile properties - Part 1. 2009.
- [135]. B. Budiansky, N.A. Fleck, Compressive failure of fiber composites, J. Mech. Phys. Solids 1993 (41) 183-211.
- [136]. W.S. Sutcliffe, N.A. Fleck, Effect of geometry upon compressive failure of notched composites, Int. J. Fract, 1993 (59) 115-132.
- [137]. S. Kyriakides, R. Arseculeratne, E.J. Perry, K.M. Liechti, On the compressive failure of fiber reinforced composites, Int. J. Solids Struct. 1995 (32) 689-738.
- [138]. J. Lemaitre and J.-L. Chaboche. Mécanique des matériaux solides, chapter 7, pages 343–444. Dunod, 2^{ème} édition, 1988.
- [139]. J. A Lemaitre. A course on damage mechanics. Springer-Verlag, 1992.
- [140]. Berthelot J. M. Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures, Edition Technique & documentation, 1999.
- [141]. TSAI, S. et WU, E. (1971). A general theory of strength for anisotropic materials. Journal of Composite Materials, 5:58–80.
- [142]. Camanho P. P.; Davila C. G. Mixed-mode decohesion finite elements for the simulation of delamination in composite materials. NASA, 2002, 1-37.
- [143]. W.S. Sutcliffe, N.A. Fleck, Effect of geometry upon compressive failure of notched composites, Int. J. Fract, 1993 (59) 115-132.
- [144]. L. Iannucci, and M. Willows, An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials—part I: Numerical models. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 2006 37(11) 2041-2056.
- [145]. Z.P. Bažant, B.H. Oh, Crack band theory for fracture of concrete, Material Structure, 1983 (16) 155-177.
- [146]. SIMULIA/ABAQUS 6.10. User Manual, Abaqus Inc., Providence, RI, USA (2010).

Modélisation du comportement et de l'endommagement des composites à matrice thermoplastique

Résumé

Ce travail est dédié à l'étude d'une approche avancée basée sur la modélisation du comportement et de l'endommagement des composites à matrice thermoplastique sous chargement de traction, de cisaillement et de compression. En particulier, nous nous sommes intéressés à l'étude de l'endommagement couplé à la rupture des composites à matrice polypropylène renforcés de tissus en jute. L'augmentation de l'utilisation de ces composites dans l'industrie automobile et de sports requiert le développement de modèles constitutifs fiables pour prédire leurs réponses sous des conditions de chargement complexes. Actuellement, les modèles disponibles n'incluent pas le comportement non-linéarité et les instabilités des structures. Ce travail focalise sur le développement d'un modèle d'endommagement tenant en compte des non-linéarités matérielle et géométrique des ces composites. Ce modèle considère tous les dommages dans le plan : endommagement provoqué par la fissuration de la matrice ainsi que ceux dus à la rupture des tissus en jute dans les directions longitudinale et transversale. L'analyse de la propagation de l'endommagement, basée sur un vaste ensemble des résultats expérimentaux, combine différents modèles de la mécanique de l'endommagement afin de développer un modèle pour ces composites à matrice thermoplastique, dont la réponse des composites est gouvernée par un couplage entre l'endommagement et la rupture. Le modèle développé dépend des seuils d'endommagement, de flambage et de rupture des composites tissés provoqués par l'évolution de l'endommagement. Ce modèle est implémenté dans un logiciel d'élément fini (ABAQUS/Explicit) en utilisant la sous-routine VUMAT. Les résultats des simulations présentés dans ce travail démontrent que le modèle développé peut prédire correctement la réponse statique obtenue par les mesures expérimentales. Les résultats des simulations, pour les post-flambages et les grandes déformations sont également bien prédits.

Mots-clés : Composite à matrice thermoplastique, modélisation, comportement, endommagement.

Modeling of behavior and damage in thermoplastic matrix composites

Abstract

This work is devoted to the study of an advanced approach based on the behavior and damage of thermoplastic matrix composites under tensile load, shear and compression. In particular, we are interested in studying the damage coupled at failure polypropylene matrix composites reinforced with jute fabrics. The increase in the use of these composites in the automotive industry and of sports requires the development of reliable constitutive models for predicting responses under complex loading conditions. Currently, the available models do not include the nonlinear behavior, the instabilities (Nonequilibrium Structures). This work focuses on the development of a damage model taking into account of material and geometric nonlinearities of the composites. This model considers all the damage in the plan: damage caused by cracking matrix as well as those due to the rupture of jute fabrics in the longitudinal and transverse directions. The analysis of the spread of damage, based on a large body of experimental results, combined with the different models of damage mechanics to develop a model for these composites with a thermoplastic matrix, the composite response is governed by a coupling between the damage and breakage. The model developed depending on damage thresholds, buckling and failure woven composites caused by the evolution of the damage. This model is implemented in finite element software ABAQUS/Explicit using the subroutine VUMAT. The simulation results presented in this work show that the developed model can accurately predict the static response obtained by experimental measurements. The simulation results for post-buckling in large deformation and are also well predicted.

Keywords: Thermoplastic matrix composite, modeling, behavior, damage.