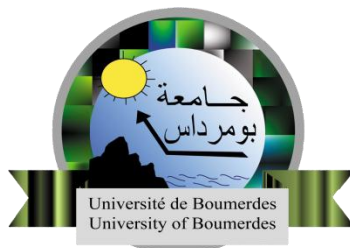


REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE M'HAMED BOUGARA-BOUMERDES



Faculté des Sciences de l'Ingénieur

Thèse de Doctorat

Présentée par :

M. MAHDAD M'HAMED

En vue de l'obtention du diplôme de DOCTORAT en :

Filière : Génie Mécanique

Option : Modélisation Et Simulation En Ingénierie Mécanique

**Modélisation du comportement à l'impact des composites
à matrice thermoplastique et fibres continues**

Devant le jury composé de :

M. MANSOURI	Kacem	Professeur	UMBB	Président
M. MAY	Abdelghani	MCA	EMP Bordj El Bahri	Examineur
M. DJEBILI	Omar	MCA	UMBB	Examineur
M. TALA IGHIL	Nacer	Professeur	Centre CRTI (Ex. CSC)	Examineur
M. BELAIDI	Idir	Professeur	UMBB	Directeur
M. BELOUCHRANI	MD/Amine	Professeur	ENST (Alger)	Examineur
Mme. AÏT SAADA	Aicha	MAA	UMBB	Invitée

Année Universitaire 2018/2019

RÉSUMÉ.

Les composites à matrice thermoplastique et à fibres continues sont largement utilisés dans diverses applications industrielles. L'intérêt croissant pour ces matériaux provient de la possibilité de construire une structure légère et solide. Cependant, ces matériaux composites sont considérés comme étant sensibles à une exposition à un choc de longue durée, même avec une énergie d'impact faible et/ou avec un contact à faible vitesse. Le degré de sensibilité pourrait être important lorsque les dommages et le délaminage des couches constituant les matériaux se produisent. Ainsi, chaque impact pourrait créer des dommages locaux avec des conséquences souvent dramatiques sur les performances mécaniques des structures, par exemple dans le domaine aéronautique.

Le présent travail traite de la modélisation expérimentale et numérique des dommages survenant lors du chargement en service ou accidentel de matériaux composites à matrice thermoplastique sous une indentation de faible énergie et à faible vitesse. Des stratifiés à base de matrice polypropylène (PP) et fibres d'acier plus fibres de verre-E (SWPP/GFPP) ont été confectionnés suivant les séquences d'empilement $[0^\circ 90^\circ]_{2S}$. La modélisation repose sur une vaste campagne expérimentale visant à évaluer le comportement non linéaire du matériau composite soumis à un test d'indentation quasi statique (QSI).

Un modèle de plasticité Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT) est utilisé pour l'étude de l'endommagement des composites stratifiés. Ce dernier est implémenté dans le code Abaqus/explicit sous des sous-routine en Fortran VUMAT. Ce modèle présente la particularité d'interpréter la non-linéarité géométrique des plaques composites indentées et dont les lois de comportements seront calibrées par des essais mécaniques (traction, compression).

Mots-clés : Composites thermoplastiques, impact, endommagement, éléments finis

ABSTRACT.

Thermoplastic matrix and continuous fiber composites are largely used in various industrial applications. The growing interest on these materials comes from the possibility to build lightweight and solid structure. However, these composites materials are considered to be sensitive to an exposure of long-time shock even with low impact energy or/and with low speed contact. The sensitivity degree could be significant when the damage and the delamination of the layers constituting the materials occur. Thereby, each impact could create local damage with often dramatic consequences on the mechanical performance of structures for instance in the aeronautical domain.

The present work deals with the modelling of the damage and cracks occurring during the in-service or accidental loading of thermoplastic matrix composites materials under low energy and low velocity impact. The modelling relies on large experimental campaign to assess the non-linear behaviour of the composite material under quasi-static indentation test. Two types of composite laminates with polypropylene (PP) matrix are tested: glass fiber laminate (GFPP) and steel fine wire mesh laminate (SWPP). The specimens are $[0^\circ 90^\circ]_2$ s stacking sequence and prepared by using a compression moulding technique.

A Matzenmiller-Lubliner-Taylor model (MLT) based on the combined use of plasticity, damage and fracture, was used and applied to simulate quasi-static indentation behaviour and predict the resulting 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.

Keywords: Thermoplastic composites, impact, damage, finite elements

ملخص.

تستخدم مصفوفة اللدائن الحرارية ومركبات الألياف المستمرة لمجموعة متنوعة من التطبيقات ، وخاصة في تصنيع الهياكل الخفيفة الوزن والصلبة ، ويستمر استخدامها الصناعي في التوسع. ومع ذلك ، فهي ، من ناحية أخرى ، حساسة للغاية للصدمة (في الوقت المناسب) عند الطاقة المنخفضة والسرعة المنخفضة ، في حالة حدوث تلف وتلطيف الطبقات المكونة للمادة. مع مثال على هيكل الطيران ، والذي يتعرض بشكل لا يمكن إنكاره لصدمات من مختلف الهيئات الأجنبية ، من حيث الحجم والشكل والصلابة المتغيرة. عادة ما تسبب هذه الصدمات تلفاً محلياً مع عواقب وخيمة في كثير من الأحيان على الأداء الميكانيكي لهياكل الطيران

مع وضع هذا في الاعتبار أننا مهتمون بدراسة سلوك لوحات مركب مصفوفة بالحرارة تحت تأثير سرعة منخفضة. يتعامل مشروع الأطروحة هذا مع نمذجة الظواهر الفيزيائية (التلف ، الكسر ، الصدمة ، إلخ) التي تحدث أثناء التحميل أو التحميل العارض لمواد مركبة مصفوفة لدن بالحرارة وبنى تحت تأثيرات منخفضة الطاقة ومنخفضة السرعة

يعتمد المنهج التجريبي الذي سيتم تطويره كجزء من هذا البحث على دراسة السلوك اللاخطي للمواد المركبة مع مصفوفة البولي بروبيلين مع الألياف المستمرة (الزجاج والصلب) ، والتوجيه [0 ° 90 °]. يهدف هذا النهج إلى فهم آليات الضرر و / أو الخراب ، ومن خلال التحديد التجريبي للظواهر الفيزيائية (وجود الكراك ، والتفريغ ، وما إلى ذلك) وتحديد أثر الضرر على الأداء الميكانيكي. هذه المواد

سيكون لهذا Fortran VUMAT في subroutine تحت abaqus المنفذة في كود MLT سيتم اقتراح نموذج اللدونة النموذج خصوصية تفسير اللاخطية الهندسية للوحات المركبة التي سيتم معايرتها قانون التكسير بواسطة الاختبارات (الميكانيكية) (الجر ، والانحناء

الكلمات المفتاحية: المركبات البلاستيكية الحرارية ، التأثير ، الضرر ، العناصر المحدودة

Remerciement

Tout d'abord, je tiens à remercier vivement le Professeur I. BELAIDI Directeur de thèse pour son aide et son soutien qu'il n'a cessé de m'apporter, sa disponibilité et ses précieux conseils ainsi, de m'avoir orienté tout en me laissant développer mes idées. Je remercie également et chaleureusement Docteur A. AIT SAADA pour son aide et ses encouragements.

Je remercie tout particulièrement le Professeur K. MANSOURI d'avoir accepté d'être président du jury de ma thèse.

J'exprime mes remerciements aussi aux membres du jury (Professeur N. TALA IGHIL, Professeur MD. BELOUCHRANI, Docteur A.MAY, Docteur O. DJEBILI) pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail ; ainsi d'avoir accepté de l'examiner. Qu'ils trouvent ici l'expression de mon profond respect.

Je voudrais également remercier Docteur A. MOKHTARI, avec qui j'ai eu au cours de ce projet de nombreux et fructueux échanges pour l'aboutissement de cette thèse et d'avoir partagé ces connaissances et ces idées pertinentes dans le domaine de la modélisation des composites stratifiés.

J'adresse également des remerciements spéciaux au Docteur A. BENIDIR, pour son aide précieuse et ses encouragements.

Un grand merci à mes collègues qui m'ont permis de travailler dans la joie et la bonne humeur : Y. BEKHTAOUI, M. MEZIAN.

Dédicaces

Je dédie ce travail en guise de reconnaissance, d'amour et d'affection à mes parents, mes frères et sœurs.

Mahdad M.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	8
CHAPITRE 1 : COMPOSITES THERMOPLASTIQUES RENFORCES DE FIBRES CONTINUES	5
1.1 Introduction	6
1.2 Structure des composites	6
1.3 Classification des composites	7
1.3.1 Composites stratifiés	8
1.3.2 Composites à fibres continues	9
1.4 Matrices thermoplastiques	12
1.4.1 Le polypropylène	13
1.5 Mécanique d'impact des composites stratifiés	14
1.6 Réponse d'impact des composites stratifiés	16
1.6.1 Impacts à faible vitesse	16
1.6.2 Chargement avec des vitesses intermédiaires	17
1.6.3 Impacts à grandes vitesses	17
1.7 Mécanismes d'endommagement des plaques composites lors d'un impact	17
1.8 Modes d'endommagement des composites stratifiés	19
1.8.1 Fissures matricielles	21
1.8.2 Délaminage	22
1.8.3 Rupture de la fibre	23
1.8.4 Pénétration et perforation de la plaque	24
1.9 Développement des dommages dans les composites en fibres continues	24
1.10 Équivalence entre le test d'indentation quasi-statique et d'impact à faible vitesse	29
1.11 Conclusion	31
CHAPITRE 2: ESSAIS D'INDENTATION ET TOLÉRANCE AUX DOMMAGES	32
2.1 Introduction	33
2.2 Matériaux et méthodes	33
2.2.1 Matériaux utilisés	33
2.2.2 Technique d'élaboration	34
2.2.3 Essais de traction	37
2.3 Résultats des essais de traction	38
2.3.1 Stratifiés en fibres de verre	38
2.3.2 Stratifiés en fils d'acier	39

2.4 Tests d'indentation quasi-statique QSI	41
2.4.1 Forme de l'indenteur et dispositif de fixation d'éprouvette	42
2.4.2 Essais QSI en charge/décharge	44
2.5 Résultats et discussions	44
2.5.1 Test d'indentation QSI direct : Historique Force/temps	49
2.5.2 Caractérisation de l'endommagement	51
2.5.2.1 Dommages externes	51
2.5.2.2 Dommage interne	55
2.6 Conclusion	56
CHAPITRE 3 : COMPORTEMENT MECANIQUE A L'ENDOMMAGEMENT DES COMPOSITES STRATIFIES	58
3.1 Introduction	59
3.2 Mode d'endommagement des plaques composites sous impacts à faible vitesse	59
3.2.1 Formulation de modèles de dommages pour les composites stratifiés	60
3.2.1.1 Critère de contraintes et de déformation maximale	61
3.2.1.2 Critère de Tsai-Hill	61
3.2.1.3 Critère de Tsai-Wu	61
3.2.1.4 Critère de Hashin-Rotem	62
3.2.1.5 Critère de Hashin	62
3.3 Continuum Damage Model	63
3.3.1 Modèle Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT)	64
3.3.2 Développement du modèle	65
3.3.3 Prédiction de l'initiation de l'endommagement-rupture	66
3.3.4 Représentation graphique de l'endommagement	67
3.3.5 Méthode dynamique explicite	69
3.3.6 Implantation des lois de comportement dans le logiciel Abaqus/Explicit	70
3.3.6.1 Loi de comportement endommagement-rupture	70
3.3.6.2 Loi de comportement élasto-endommagement-rupture	75
3.4 Conclusion	80
CHAPITRE 4 : SIMULATION NUMÉRIQUE DE L'ESSAI D'INDENTATION QSI	81
4.1 Introduction	82
4.2 Modélisation par éléments finis	82
4.2.1 Détails de conception	83
4.2.1.1 Modélisation de l'indenteur	83
4.2.1.2 Modélisation de plaques stratifiées	85
4.2.1.3 Affectation de section	86
4.2.1.4 Condition de limite et maillage	87

4.2.1.5 Interactions de contact	88
4.2.2 Interprétation des résultats	89
4.3 Utilisation du modèle d'endommagement	92
4.4 Conclusion	97
CONCLUSION GENERALE	100
Annexes	103
Références	115

Liste des figures

Figure 1-1. Paramètres influant sur la résistance des composites (a) Concentration (b) Taille (c) Forme (d) Distribution et (e) Orientation (Callister 2006) [5]	7
Figure 1-2. Classification pour divers types de composites (Callister 2006) [8]	8
Figure 1-3. Exemples de stratifiés à base de plis unidirectionnels.	9
Figure 1-4. Structure d'un stratifié composite.	9
Figure 1-5. Représentation schématique d'un pli composite unidirectionnel [11]	10
Figure 1-6. Quelques-uns des styles de tissage couramment utilisés [11]	11
Figure 1-7. Structure moléculaire schématique de thermoplastiques semi-cristallins	13
Figure 1-8. Macromolécule de polypropylène avec le motif élémentaire en caractères gras [16]	14
Figure 1-9. Différents types de conditions de chargement mécanique [24]	15
Figure 1-11. Effet des modes de dommages local et global [24]	19
Figure 1-12. Étapes des dommages internes lors d'un impact à basse vitesse. a) Impacteur-cible b) Répartition de la pression c) Répartition des contraintes d) dommage interne [48].	20
Figure 1-14. Deux types de fissures de la matrice: (a) fissures de matrice en traction, (b) fissures de matrice de cisaillement; et deux types de délamination induite: (a) fissures induites par le cisaillement, (b) fissures induites par la flexion [51]	22
Figure 1-15. Délaminage local engendré par la fissuration intralaminare après un impact [52]	22
Figure 1-17. Mode d'endommagement par indentation dans un composite stratifié [5]	24
Figure 1-18. Dommage par impact avec création de formes coniques [59]	26
Figure 1-19. Modélisation de l'endommagement sous impact à faible vitesse [63]	27
Figure 1-20. Mécanismes d'endommagements dans l'homopolymère et le copolymère [2]	27
Figure 1-21. Mode d'endommagements des composites à fibres de carbone et matrice polypropylène [64]	28
Figure 1-22. Différents modes d'endommagements des composites à matrice polypropylène [65]	29
Figure 1-23. Équivalence entre essais d'indentation et d'impact ; (a) QSI, (b) HVI [67]	30
Figure 2-1. Matériaux utilisés (a) Polypropylène (b) Tissus en fibre de verre E roving (c) et en fils d'acier.	34
Figure 2-3. Presse de compactage de capacité 20 Tonnes	36
Figure 2-4. Stratifiés composites en fibre de verre et matrice PP	36
Figure 2-5. Fabrication de stratifiés à fibres tissées	37
Figure 2-6. Presse électromécanique pour essais mécaniques	37
Figure 2-7. Éprouvettes pour essais de traction, (a) SWPP, (b) GFPP	38
Figure 2-9. Courbes contrainte-déformation des éprouvettes SWPP	40
Figure 2-10. Mode de rupture des éprouvettes (a) GFPP et (b) SWPP	41
Figure 2-11. Dispositif du test QSI et machine d'essai	42
Figure 2-12. Forme hémisphérique de l'indenteur	42
Figure 2-13. Plaques trouées de fixation	43
Figure 2-14. Dispositif du test d'indentation QSI	43
Figure 2-15. Niveaux d'enfoncements de l'indenteur sur le stratifié	44

Figure 2-16. Courbes décharge/décharge (H1, H2) (a) composite GFPP, (b) SWPP	45
Figure 2-17. Évolution de la force en fonction de déplacement du GFPP	48
Figure 2-18. Évolution de la force en fonction du déplacement SWPP	48
Figure 2-19. Évolution de la force en fonction de déplacement (GFPP)	49
Figure 2-20. Évolution de la force en fonction du temps (SWPP)	50
Figure 2-21. Processus de cheminement de l'endommagement dans la face arrière	52
Figure 2-22. Perforation de la face avant et arrière des composites GFPP	52
Figure 2-23. Résultats de l'endommagement des plaques GFPP, (a) face de contact	53
Figure 2-24. Résultats de l'endommagement de SWPP, a) face de contact, b) face opposée	54
Figure 2-25. Observation MEB de sections transversales GFPP	55
Figure 2-26. Observation microscopique de sections transversales d'échantillons indentés de composites acier/PP	56
Figure 3-1. Schéma de contraintes effectives	64
Figure 3-2. Evolution des deux variables d'endommagement d1 et d2 en fonction de la déformation induite par la formation des micro-fissures et des macro-fissures dans le cas du stratifié SWPP.	68
Figure 3-3. Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement endommagement-rupture (Abaqus, [90])	74
Figure 4-1. Description générale des processus informatiques d'indentation	83
Figure 4-2. Indenteur : éléments de délimitation et points de référence	84
Figure 4-3. Application des conditions aux limites (a) et vitesse d'indentation (b)	85
Figure 4-4. Partition des sections	86
Figure 4-5. Affectation des sections de plis	86
Figure 4-6. Orientation des plis	87
Figure 4-7. Condition aux limites imposées	87
Figure 4-8. Maillage de l'indenteur/composite	88
Figure 4-9. Algorithme de contact général	89
Figure 4-10. Contour de déplacement	90
Figure 4-11. Distribution de champ de contrainte sur la plaque GFPP	90
Figure 4-12. Distribution de champ de contrainte dans la plaque SWPP	91
Figure 4-14. Modèle de simulation pour les tests d'indentation QSI.	93
Figure 4-14. Résultats expérimentaux et numériques pour (a) un stratifié GFPP	94
Figure 4-15. Endommagement obtenu par les simulations numériques pour l'essai d'impact sur le stratifié steel/pp $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$	95
Figure 4-16. Surfaces de rupture pour plaques GFPP soumises à des charges indentées (face arrière) pour (a) un test expérimental et (b) modèle numérique.	96
Figure 4-17. Endommagement obtenu par les simulations numériques pour l'essai d'impact sur le stratifié SWPP $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$	96
Figure 4-18. Surfaces de rupture des SWPP soumis à des charges d'indentation (face arrière) pour (a) un test expérimental et (b) modèle numérique	97

Liste des tableaux

Tableau 1-1. Propriétés des résines les plus couramment utilisées [16]	12
Tableau 1.2. Influence de la tacticité sur la cristallinité, la rigidité et la résistance du polypropylène [16, 21]	14
Tableau 1-3. Régime de réponse du matériau et durée d'impulsion / réponse [24]	16
Tableau 2.1 Caractéristiques mécaniques en traction du stratifié GFPP	39
Tableau 2-2. Caractéristiques mécaniques en traction du stratifié SWPP	40

Liste des symboles et abréviations

Abréviations

QSI	Quasi-statique indentation
PP	Polypropylène
GFPP	Stratifié en fibre de verre et matrice polypropylène (Glass Fiber Polypropylene)
SWPP	Stratifié en fils d'acier et matrice polypropylène (Steel Fine Wire Mesh Polypropylene)
FEM	Méthode des éléments finis (Finite Element Method)
MLT	Matzenmiller-Lubliner-Taylor material model
CDM	Continuum damage mechanics
CZM	Cohesive zone model
C3D8	Abaqus 8 nodes, reduced integration continuum element
S4R	Abaqus 4 node reduced integration shell element
2 D	Conception en Deux (02) dimension (Two-dimensional)
3D	Conception en Trois (03) dimension (Three-dimensional)
HVI	Impact à grande vitesse (High-velocity impact)
IVI	Impact à des vitesses intermédiaires (Intermediate-velocity impact)
LVI	Impact à des faibles vitesses (Low-velocity impact)
UD	Unidirectionnel

Symboles

E	Module d'élasticité du matériau
E_c	Module d'élasticité du composite
E_f	Module d'élasticité de la fibre
E_m	Module d'élasticité de la matrice
V_f	Fraction volumique de la fibre
V_m	Fraction volumique de la matrice
E_{11}, E_{22}, E_{33}	Module d'élasticité du stratifié dans les directions principales
$\nu_{12}, \nu_{13}, \nu_{23}$	Coefficients de poisson
G_{12}, G_{23}, G_{13}	Modules de cisaillement
K	Module de compressibilité
X_{1t}, X_{2t}, X_{3t}	Résistance à la traction dans la direction des fibres (transverse)
X_{1c}, X_{2c}, X_{3c}	Résistance à la compression dans la direction des fibres (transverse)

S_{12}, S_{23}, S_{13}	Contraintes de cisaillement
A	Paramètre non-linéaire de cisaillement
δ	Déflexion maximale
σ_{ij}	Tenseur de contrainte
ε_{ij}	Tenseur de déformation
C_{ijkl}	Matrice de rigidité
Σ	Contrainte effective
$[S]$	Matrice de compliance
D_{ij}, d_{ij}	Tenseur de dommage
D, d	Variable d'endommagement
m	Module de Weibull
F	Force maximale
$F_1, F_2, F_{11},$ F_{22}, F_{66}, F_{12}	Terme de force (Tsai-Wu)
f	Paramètre d'interaction (Tsai-Wu)
$G_{IC}, G_{IIC}, G_{IIIC}$	Résistance à la déchirure (fracture) en mode I et II
t, h	Épaisseur de l'échantillon
$\ddot{u}$	Accélération

Introduction Générale

Introduction Générale

Ces dernières années, les matériaux composites sont de plus en plus utilisés dans différents secteurs industriels : automobile, aéronautique, bâtiment, etc. Outre leurs très bonnes caractéristiques mécaniques, ils présentent l'avantage d'être beaucoup plus légers que les matériaux métalliques et une plus grande absorption d'énergie spécifique, c'est-à-dire, l'énergie absorbée par masse. Aujourd'hui, les composites thermoplastiques, obtenus par moulage-compression et renforcés par des fibres continues sont largement utilisés dans, notamment, la fabrication des pièces telles que les panneaux de portes, les intérieurs automobiles, les tableaux de bord et les revêtements de coffres de voitures [1, 2]. La combinaison de la résistance spécifique élevée, de la rigidité et de l'absorption d'énergie font de ces matériaux des candidats idéaux pour la conception des structures de protection notamment pour l'industrie de pointes (ailes d'avion, etc). Cependant, ces matériaux sont très sensibles aux charges transversales. Pour cela, des efforts considérables ont été engagés sur l'amélioration de la performance mécanique des composites thermoplastiques (à renforts en fibres continues) pour permettre l'extension de leur application [5, 11]. Une grande partie a été destinée à l'amélioration de la résistance aux impacts. Dans les applications industrielles, les composites en stratifié ont été destinés à résister aux différents impacts dus notamment aux chutes d'outils et aux manipulations brutales lors des opérations de maintenance, etc.

La conception des pièces mécaniques ou des produits notamment de sport nécessite généralement une bonne absorption de différents chocs (et donc de l'énergie), un niveau de rigidité contrôlé et une masse minimale similaires à ceux des structures de pointe. De plus, en raison de la microstructure hétérogène de ces matériaux, les impacts à faible vitesse sont caractérisés par de multiples modes de dommages. Même si aucun dommage visible n'est observé à la surface du point d'impact, une fissure et un délaminage de la matrice peuvent se produire. Ces dommages peuvent altérer la réponse structurelle des pièces et réduire ainsi les performances mécaniques dans le temps [5, 17].

Par ailleurs, les charges quasi-statiques des stratifiés composites entraînent des mécanismes de dommage multiples et complexes, dans lesquels la fissuration de la matrice, les délaminages, le décollement et la rupture des fibres sont prédominants [11]. Bien que les dommages causés aux stratifiés composites font l'objet d'études approfondies depuis ces dernières années, l'accent principal dans le cas de notre étude a été mis sur le cas des stratifiés à matrice thermoplastique (Polypropylène, PP) et fibre continues (verre, acier) soumis à des charges d'indentation quasi-statique (QSI) à faible vitesse. En conséquence, les recherches sur l'initiation, la progression et l'interaction de divers modes d'endommagement dans les stratifiés tissés soumis à des charges d'indentations sont limitées. Actuellement, il existe peu d'études expérimentales et numériques sur le sujet [2, 6]. Ces charges d'impacts quasi-statiques génèrent des contraintes locales élevées qui provoquent des modes de dommage complexes dus à l'hétérogénéité et à l'anisotropie de ces matériaux. L'évolution de ces mécanismes de dommages intralaminaires et interlaminaires entraîne une réduction importante des propriétés mécaniques de ces stratifiés en service et une perte de l'intégrité structurelle au fil du temps.

Ainsi, la contribution de ce travail s'inscrit dans une démarche de caractérisation du comportement mécanique sous une charge d'indentation quasi-statique à faible vitesse sur des composites à matrice thermoplastique et à renforts en fibres continues, d'empilements $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$.

L'objectif principal est d'étudier le comportement mécanique et les modes d'endommagement des composites en polymère thermoplastique (PP) renforcé en tissu de fibres continues,

soumis à des charges QSI. En effet, grâce à des essais d'indentation monotone et cyclique en charge/décharge, il serait possible d'exploiter minutieusement le comportement mécanique des composites sous différents chargements d'indentation QSI. On pourrait avoir également une idée sur les modes d'endommagement induits de ce type de chargement. En outre, les matériaux composites étudiés présentent une particularité liée aux types de renforts qui les composent et qui sont à base de fibres de verre de type E et une grille en fils d'acier. Ces derniers possèdent deux comportements mécaniques distincts (fragile et ductile).

La modélisation numérique se base sur des données tirées de la campagne expérimentale comportant les propriétés mécaniques (traction et compression) et les modes d'endommagement observés sur les composites testés. Les données ainsi obtenues serviront comme outil de base à développer des modèles de simulation qui permettront d'étudier le comportement mécanique sous des charges QSI.

Cette investigation expérimentale et numérique pourrait être un précurseur pour des éventuelles études ultérieures afin d'alimenter ou prévoir une modélisation numérique adéquate dans un code de calcul par la méthode des éléments finis. L'appréciation de ce travail se situe au niveau de la proposition d'un modèle d'endommagement. Ce dernier consiste à la formulation et l'interaction de plusieurs critères de ruptures notamment celui de Hashin (1980) [3]. Le modèle utilisé est celui de Matzenmiller, Lubliner and Taylor (MLT) [4], qui est considéré comme un outil puissant pour la prédiction du comportement global du composite. L'utilisation de ce modèle de plasticité est basée par des données issues de l'investigation expérimentale, notamment, à partir de la connaissance des variables d'endommagement. Dans ce contexte, l'originalité de ce travail est l'application d'une démarche basée sur le couplage du modèle MLT avec la plasticité qui est apparue dans le cas des plaques composites en fils d'acier (SWPP). Il concerne un couplage de la plasticité (variables d'endommagements) dans un modèle intra-laminaire, qui est utilisé pour prédire le comportement mécanique et l'endommagement des composites. Ce modèle est implémenté dans le logiciel d'éléments finis ABAQUS/Explicit en utilisant la sous-routine VUMAT écrite en langage FORTRAN.

L'organisation des différents chapitres est donnée comme suit :

Le **premier chapitre** repose sur une étude bibliographique qui traite d'une façon particulière les composites stratifiés à renforts continus et matrices thermoplastiques. Il débute par une présentation générale des matériaux composites et leurs différents constituants. Ensuite, il expose, le comportement mécanique des composites stratifiés sous sollicitations d'impacts puis illustre les principaux mécanismes d'endommagement des composites thermoplastiques. L'accent est mis ensuite sur le comportement mécanique et les principaux dommages qui les régissent, tels que les fissures de la matrice et le délaminage. Le chapitre présente également quelques travaux de recherche évoquant l'influence de l'endommagement sur le comportement d'impacts des composites stratifiés. Enfin, ce chapitre se clôture par une conclusion et la position du problème à traiter.

Le **deuxième chapitre**, grande partie de la thèse, est une étude de caractérisation expérimentale du comportement mécanique des composites stratifiés à base d'une matrice thermoplastique composée de Polypropylène (PP) renforcé avec des fibres de verre (GFPP) et une maille en fils d'acier (SWPP). Cette investigation expérimentale est basée essentiellement sur deux grandes parties. La première partie traite les études de caractérisations mécaniques basées sur des essais de traction dans le but de tirer les différentes propriétés mécaniques intrinsèques (modules d'élasticité et coefficient de Poisson). La deuxième partie concerne l'étude du comportement des stratifiés sous un chargement QSI à faible vitesse. Cette étude

sera également corrélée par des observations au MEB, afin de déterminer les mécanismes d'endommagement locaux qui régissent les plaques composites après indentation QSI.

Le troisième chapitre aborde les critères de rupture utilisés dans l'étude du comportement mécanique des composites stratifiés, limités dans le cadre de notre étude aux critères de Hashin, Tsai-Hi et Tsai-Wu. Parmi les principaux modèles de prédiction du comportement mécanique des composites, l'accent est porté sur le modèle de plasticité Matzenmiller, Lubliner and Taylor dit sous forme abrégée « MLT ». Pour l'exécution du modèle, il a été utilisé les données issues de l'investigation expérimentale (variables d'endommagements et propriétés mécaniques intrinsèques des stratifiés).

Le quatrième chapitre comporte deux parties ; la première partie est consacrée à l'étude du comportement statique sous une charge QSI des stratifiés non- endommagés. Un modèle numérique basé sur la méthode des éléments finis en utilisant le code Abaqus/Explicite a été utilisé. Ce modèle est limité au comportement mécanique élastique. La deuxième partie est consacrée à la validation du modèle de plasticité étudié. Une analyse non-linéaire du comportement endommagement-rupture des composites à matrice PP sous chargement QSI est présentée. Les simulations basées sur le modèle MLT vont contribuer à acquérir une meilleure compréhension des dommages survenus sous indentations QSI à faible vitesse ainsi que l'évolution de l'endommagement. Les résultats obtenus seront évalués et comparés aux résultats expérimentaux. Dans ce document, il est ajouté des annexes relatives aux comportements mécaniques des stratifiés et le code de calcul utilisé.

Enfin la dernière partie décrite dans ce manuscrit sera consacrée à un certain nombre de conclusions et des perspectives envisagées.

Chapitre 1 : Composites thermoplastiques renforcés de fibres continues

1.1 Introduction

Les matériaux composites sont utilisés dans de nombreux secteurs industriels depuis maintenant plusieurs années et leurs utilisations ne font que croître. Parmi les matériaux composites modernes, l'histoire des stratifiés renforcés par des fibres n'a que quatre décennies. L'évolution de la technologie de cette nouvelle classe de matériaux a énormément progressé [2, 5]. Les polymères thermoplastiques renforcés par des fibres continues sont actuellement utilisés dans des applications allant de l'aérospatial, l'aéronautique, la défense, le sport, le secteur du bâtiment ou encore l'industrie automobile. Ils ont des atouts permettant d'allier résistance, rigidité et légèreté. Ils offrent également une facilité de mise en œuvre.

L'objectif de cette étude vise à étudier le comportement mécanique et les modes d'endommagement des composites thermoplastiques renforcés de fibres continues, soumis à des efforts d'impacts statiques et dynamiques. Avant d'aborder ce problème, il est nécessaire de fournir une introduction aux matériaux composites stratifiés et à leur classification. Suite à un examen du comportement mécanique des composites stratifiés dans des scénarios de chargement quasi-statiques et dynamiques, une recherche détaillée des divers mécanismes de dommages résultant de chargements statiques et dynamiques est présentée dans ce premier chapitre.

Cependant, leur comportement sous les charges d'impacts est l'une des préoccupations majeures, car des impacts se produisent pendant la fabrication, les opérations de maintenance, etc. Les charges d'impact peuvent induire des dommages internes importants entraînant une réduction de la résistance mécanique et de la stabilité du composite.

1.2 Structure des composites

Un matériau composite est une combinaison de deux ou plus matériaux, à l'échelle macroscopique, avec des propriétés très différentes de ses constituants qui restent séparées et distinctes au sein du matériau composite. Dans de nombreux cas, on entend généralement par composites une combinaison de fibres très résistantes et rigides et d'une matrice plus faible mais ductile. La phase continue (matrice) est présente pour lier les éléments de renforcement ensemble et ainsi effectuer le transfert de charge.

Les fibres sont plus résistantes et plus rigides que la matrice, définissant par conséquent les caractéristiques mécaniques du composite, telles que sa résistance et sa rigidité [6, 7]. La forme et les constituants d'un matériau composite déterminent ses propriétés mécaniques. De ce fait, il est donc important de comprendre l'interaction de la matrice et de la phase fibreuse, car les propriétés du composite dépendent de ces deux phases et des divers paramètres qui y sont associés.

Les matériaux composites ayant la même matrice et les mêmes fibres se comporteront différemment lorsque les autres paramètres seront modifiés, tels que la forme, la taille et la répartition des fibres dans la phase matricielle, également appelée phase dispersée (voir figure 1-1). L'adhérence est nécessaire pour atteindre un niveau élevé de propriétés mécaniques du composite. Ainsi, les propriétés mécaniques des composites dépendent de ces paramètres et d'une bonne adhérence entre les phases pour assurer le transfert de charge [5]. Le renforcement peut être de n'importe quelle géométrie, mais la portée de cette recherche se limitera aux géométries de fibres continues.

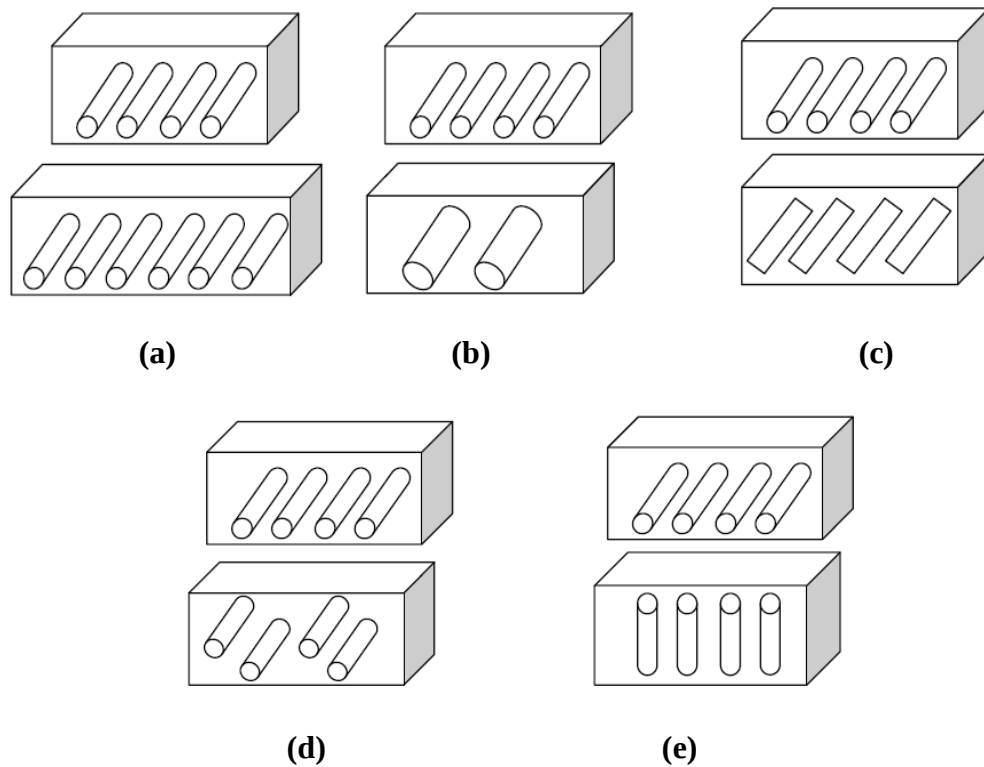


Figure 1-1. Paramètres influant sur la résistance des composites (a) Concentration (b) Taille (c) Forme (d) Distribution et (e) Orientation (Callister 2006) [5]

1.3 Classification des composites

En fonction du type de résistance et du poids requis, les composites sont classés en différentes catégories telles que composites renforcés par des particules, renforcés par des fibres et les composites structurels, voir figure 1-2.

Dans le cas de notre étude, on s'est limité aux composites renforcées par des fibres continues. La charge mécanique appliquée sur ces matériaux est transmise et distribuée au renfort via la phase de matrice. La maîtrise de la forme et de la répartition des armatures est considérée comme des paramètres importants pour atteindre un niveau de résistance et une rigidité élevée [5, 8].

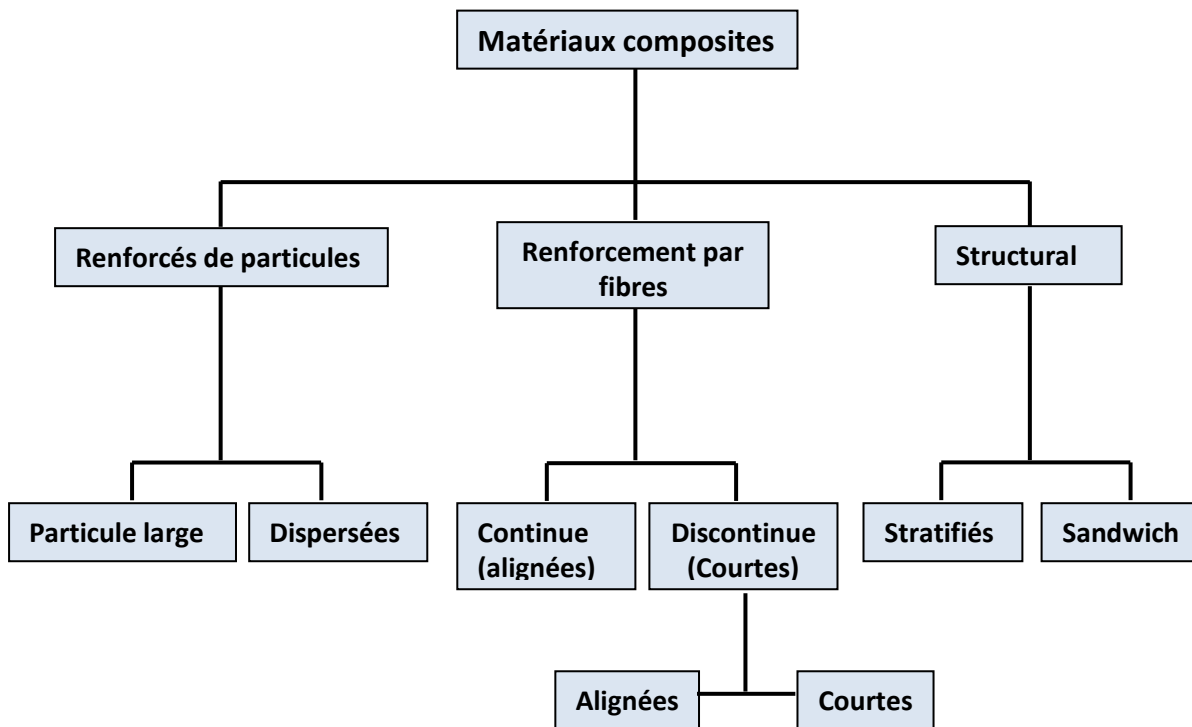


Figure 1-2. Classification pour divers types de composites (Callister 2006) [8]

1.3.1 Composites stratifiés

La stratification est une structure couramment rencontrée dans les structures composites. Le renforcement du matériau composite joue un rôle important dans l'amélioration des propriétés mécaniques du système matriciel. Ce renfort est généralement de nature fibreuse, ce qui confère au matériau un caractère directionnel. Outre sa forme (particules ou fibres longues ou courtes), le renforcement est également défini par sa nature (organique ou minérale) et son architecture/orientation [7, 17].

Dans un stratifié, les fibres sont agencées en couches fines (quelques dixièmes de millimètre) nommées plis, qui sont empilées les unes sur les autres après la mise en forme. Ces couches sont liées entre elles par l'intermédiaire de la matrice. Au sein d'un pli, les renforts peuvent avoir n'importe quel type de disposition, pourvu qu'elle soit plane :

- Soit l'un des tissus plans, ce qui donne un comportement plus ou moins anisotrope selon la proportion de fils dans les deux directions ;
- Soit un mat : les fibres sont disposées « en vrac » sans orientation privilégiée sur quelques couches, ce qui donne un comportement quasi-isotrope dans le plan ;
- Soit un tissu unidirectionnel : les fibres sont disposées parallèlement les unes aux autres sur quelques couches et uniquement maintenues dans cette disposition par quelques fils de trame, ce qui donne un comportement fortement anisotrope.

En jouant sur l'ordre et l'orientation des plis, il est possible d'adapter finement les propriétés mécaniques du stratifié aux sollicitations extérieures, et donc d'atteindre un haut niveau d'optimisation en mettant la matière là où elle est le plus utile. A l'échelle de la structure, les comportements mécaniques ainsi obtenus peuvent être très complexes, et vont du quasi-isotrope à une anisotropie marquée lorsque l'application le nécessite (annexe A).

On désigne les stratifiés par l'orientation des fibres de chaque pli par rapport à un repère global arbitraire(x,y,z), l'axe x correspondant le plus souvent à la direction du chargement. Un pli orienté à 0° et 90° présente respectivement des fibres dirigées selon l'axe x et y. Un

stratifié quelconque de N plis est ainsi désigné par le N-uplet des orientations de ses plis dans le sens des z croissants. Pour condenser l'écriture, on note sous forme d'indice le nombre de plis adjacents de même orientation ainsi que le nombre de répétitions d'une même séquence de plis. L'indice "s" correspond à un stratifié symétrique pour lequel on ne renseigne que la moitié de l'empilement, de la surface au plan de symétrie miroir. La figure 1-3 présente l'exemple d'un empilement d'un stratifié [6, 7]. Les nombres entre crochets désignent l'angle de chaque pli (en degrés) par rapport à une direction de référence.

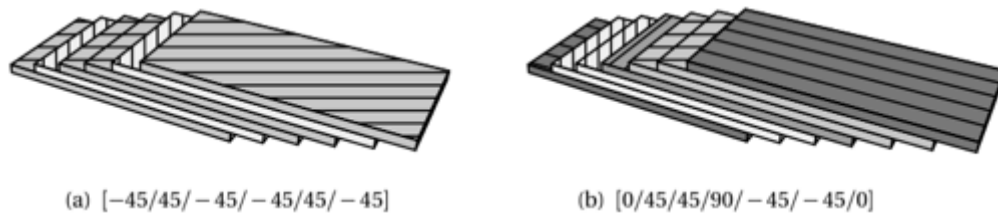


Figure 1-3. Exemples de stratifiés à base de plis unidirectionnels.

1.3.2 Composites à fibres continues

De nombreuses pièces composites sont réalisées à l'aide de tissus ou composites tissés. Dans ces structures, les fibres sont tressées ou alignées en « câbles » nommés torons ou simplement fils, comptant chacun quelques centaines ou milliers de fibres. Ces fils sont ensuite tissés selon des motifs plus ou moins sophistiqués. Une fois la mise en forme terminée, la matrice est présente à deux niveaux : au sein des fils (i.e. entre les fibres), et au sein du tissu (i.e. entre les fils), comme le montre la figure 1-4.

Les composites tissés sont construits à partir de couches orthotropes contenant des fibres unidirectionnelles ou des fibres tissés [9]. On les appelle orthotropes lorsque les propriétés du matériau sont différentes dans trois directions mutuellement perpendiculaires en un point du matériau. L'anisotropie inhérente aux matériaux composites conduit à des caractéristiques mécaniques assez différentes de celles des matériaux isotropes classiques (annexe A).

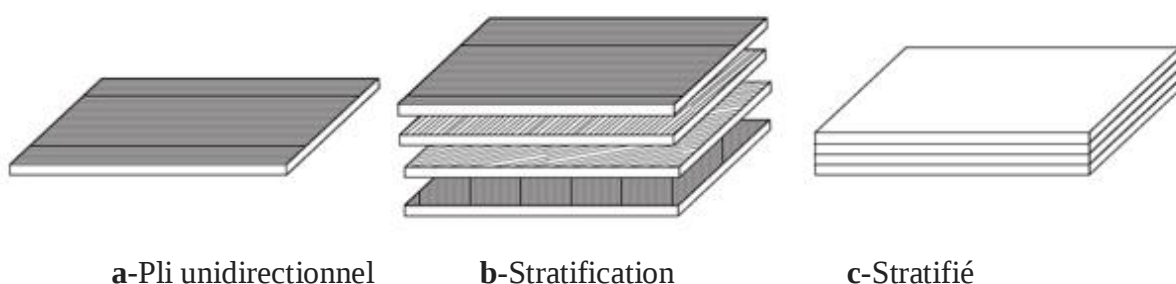


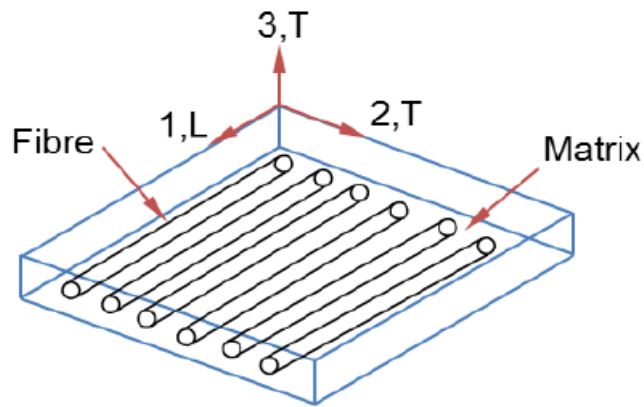
Figure 1-4. Structure d'un stratifié composite.

Les composites constitués de couches (de bandes) unidirectionnelles sont populaires et font l'objet de nombreuses recherches. Cependant, dans de nombreuses applications structurales, les composites en fibres tissés ont été reconnus comme plus compétitifs que les composites unidirectionnels [10]. Ces derniers offrent une meilleure stabilité dimensionnelle sur une large plage de températures et un coût de fabrication réduit. Les différentes caractéristiques relatives à ces deux familles de fibres sont explicitées ci-après.

a) Fibres unidirectionnelles

Un composite unidirectionnel est représenté schématiquement à la figure 1-5. Plusieurs couches unidirectionnelles peuvent être empilées selon une séquence d'orientation (θ) spécifiée pour fabriquer un stratifié qui satisfera aux exigences de résistance et de rigidité de conception. Chaque couche de composite unidirectionnel peut être appelée couche, pli ou lamina. La direction parallèle aux fibres s'appelle la direction longitudinale (axe 1). La direction perpendiculaire à la fibre (dans le plan et hors du plan d'une lame) est appelée la direction transversale (dans ce cas les axes 2 et 3). Ces axes sont également appelés axes matériels d'un pli.

La figure 1-5 montre l'exemple d'un pli, illustré sous forme d'une seule fibre à travers l'épaisseur. En pratique, une couche peut avoir plusieurs fibres dans son épaisseur. Ces fibres sont réparties de manière aléatoire sur toute la section et peuvent être en contact les unes avec les autres à certains endroits. Les plis sont généralement construits à partir de stratification de fils qui sont imprégnés dans la matrice polymère [7, 11].



Axe (1, L) Direction longitudinale

Axe (2, T) Direction transversale (dans le plan lamina)

Axe (3, T) Direction transversale (hors plan)

Figure 1-5. Représentation schématique d'un pli composite unidirectionnel [11]

En raison de sa structure, le composite à fibre unidirectionnelle présente des propriétés mécaniques différentes dans les directions longitudinales et transversales. Les propriétés mécaniques de ce dernier dépendent de la proportion relative de la matrice et des matériaux de renforcement. Ces proportions relatives sont exprimées en fractions pondérales ou fractions volumiques pour lesquelles les propriétés mécaniques d'un stratifié composite sont calculées en utilisant la loi des mélanges basée sur les hypothèses suivantes :

- Les fibres sont uniformes, parallèles et continues
- Une liaison parfaite entre fibre et matrice
- La charge appliquée dans le sens de la fibre produit une contrainte égale dans la fibre et dans la matrice.
- La charge appliquée dans le sens de la fibre est partagée entre la fibre et la matrice.

b) Fibres tissées

Une sélection de fibres représente la première étape de la fabrication de composites tissés à fibres continues. Les fibres sont regroupées selon un motif spécifique et imprégnées de résine pour former des fils. La taille des fils est généralement exprimée en nombre de filaments, qui correspond au nombre de fibres (généralement en milliers) d'un fil. Les fils sont ensuite

imbriqués dans des motifs spécifiques pour former des tissus. Les tissus sont classés comme tissés, non tissé, tricoté, tressé, 2D ainsi que 3D [11, 12].

La structure tissée est caractérisée par l'entrelacement de deux ensembles de fils appelés fils de chaîne (0°) et de trame (90°) selon un modèle ou un style de tissage régulier. L'intégrité du tissu est maintenue par l'enchevêtrement mécanique des fils. Dans le cas de notre étude, seuls les renforts tissés sont étudiés.

Un tissu équilibré est un tissu où le nombre et le poids des fibres des fils le long des directions de la chaîne et de la trame sont les mêmes [11, 13]. Le matériau est donc identique dans ces deux directions.

Les motifs du tissu peuvent être extrêmement variés. Les styles de tissage les plus couramment utilisés sont illustrés à la figure 1-6.

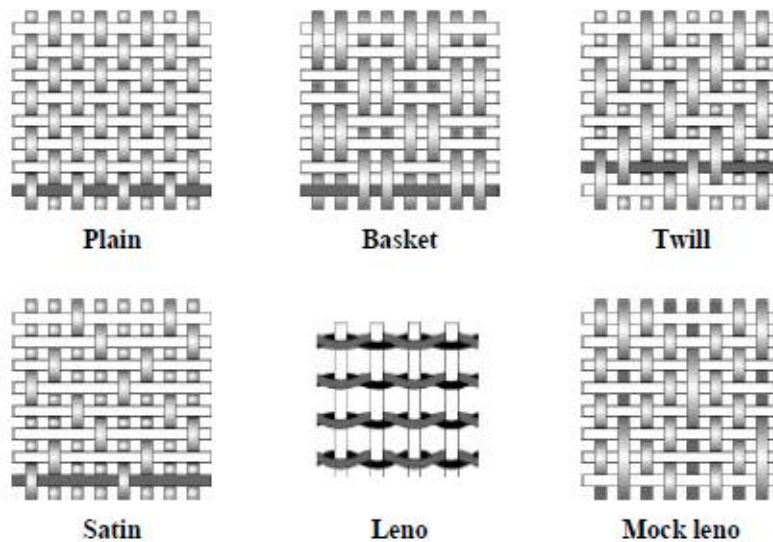


Figure 1-6. Quelques-uns des styles de tissage couramment utilisés [11]

La première caractéristique des tissus est la nature de la fibre. Chacune de ces fibres a des caractéristiques (mécaniques) différentes telles que la masse volumique, l'élongation à la rupture, la résistance en traction et la rigidité. Ces fibres sont mises sous forme de filament et de fils et ont aussi plusieurs caractéristiques variables telles que le diamètre des filaments, le nombre de filaments par fils et la grosseur des fils. Ces propriétés des fibres influencent grandement les propriétés du tissu [13].

Dans le tissage simple (plain), les fils sont entrelacés alternativement sur et sous tous les autres fils. Cela confère aux tissus les plus fins et les plus légers une stabilité et une fermeté maximales ainsi qu'un glissement minimal du fil. Le tissage de paniers (Basket) est fondamentalement identique au tissage normal sauf que deux fibres de chaîne ou plus s'entrelacent alternativement avec deux fibres de trame ou plus. L'armure du panier est plus plate et, plus forte qu'une armure simple, mais moins stable.

En armure croisée (Twill), une ou plusieurs fibres de chaîne tissent alternativement au-dessus et en dessous de deux ou plusieurs fibres de remplissage de manière régulière et répétée. Ce tissage permet un plus grand nombre de fils par unité de surface qu'un tissage simple, tout en préservant une bonne stabilité du tissu. Avec un pincement réduit, le tissu a également une surface plus lisse et des propriétés mécaniques légèrement supérieures.

Les tissus "Sarin" sont fondamentalement des tissus croisés modifiés pour produire moins d'intersections de chaîne et de remplissage. Les tissus satinés sont très plats et ont une texture élevée. Ce genre de tissage est idéal pour le secteur des plastiques renforcés, en particulier les préimprégnés pour les avions et les applications de pointe.

Le tissage "Leno" améliore la stabilité des tissus «ouverts» à faible nombre de fibres. Une forme de toile dans laquelle les fibres de chaîne adjacentes sont torsadées autour de fibres de remplissage consécutives pour former un couple en spirale. Le tissage "Mock Leno" est une version du tissage simple dans laquelle des fibres de chaîne occasionnelles, à intervalles réguliers mais généralement séparées de plusieurs fibres, s'écartent des entrelacs alternés de sous-recouvrement.

1.4 Matrices thermoplastiques

Les thermoplastiques sont constitués de macromolécules de taille limitée, linéaire ou ramifiée. Il existe environs 40 familles de thermoplastiques classées selon leurs structures chimiques [14, 15]. L'avantage des thermoplastiques est de pouvoir les ramollir par chauffage et les 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 propriétés liées à la matrice, telles que les propriétés thermiques, physiques et chimiques, dépendent fortement du choix de la matrice. Les propriétés de certains polymères matriciels couramment utilisés sont énumérées dans le tableau 1.1.

Tableau 1-1. Propriétés des résines les plus couramment utilisées [16]

	Module de Young (GPa)	Résistance à la traction (MPa)	Déformation max (%)	Température max (°C)
Polyester insaturé	3,5-4,7	50-70	2-5	100
Epoxy	2,8-3,7	70-90	2-10	200
Phenol	3,7-5,9	15-20	1-2	250
Polypropylène (PP)	1,0-2,0	25-40	100-600	80
Polyamide (PA)	3,0-3,2	80-90	70-300	100
Polyéthylèneimine (PEI)	3,0-3,3	80-100	60-80	200
Polyether ether ketone (PEEK)	3,6-3,8	100-120	80-100	250

Les thermoplastiques peuvent être amorphes ou semi-cristallins. Dans un thermoplastique amorphe, les molécules n'ont 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) donne deux transitions thermiques caractéristiques, la transition vitreuse et la fusion.

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 sont eux-mêmes constitués de lamelles cristallines reliées entre elles par des chaînes amorphes (figure 1-7). 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 [17, 18].

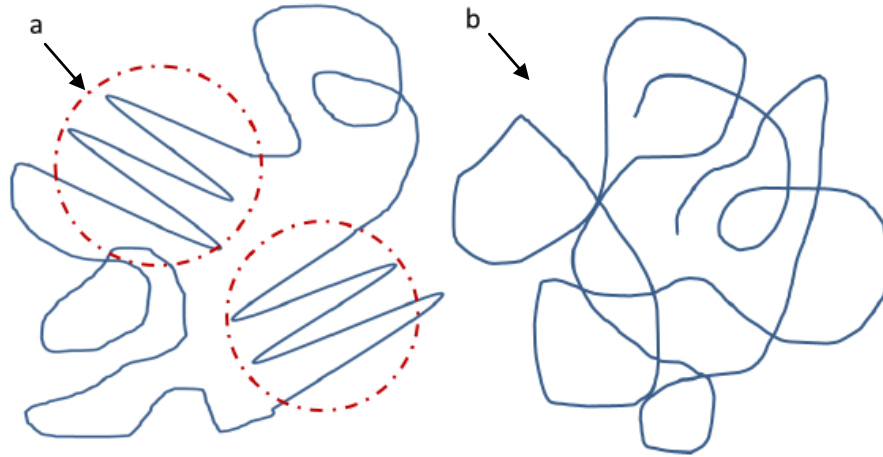


Figure 1-7. Structure moléculaire schématique de thermoplastiques semi-cristallins (a) (souligné en rouge) et b) thermoplastiques amorphes [18]

Les thermoplastiques ont actuellement un taux de croissance supérieur à celui des résines thermodurcissables, en raison de la nécessité du recyclage des composites et de leurs déchets. En effet, les thermoplastiques peuvent être refondus et recyclés, et même la production de ces composites peut être plus importante puisqu'il est simplement nécessaire de refroidir la pièce plutôt que d'attendre la fin du cycle de polymérisation [14, 17].

1.4.1 Le polypropylène

La matrice polymère thermoplastique utilisée dans le cadre de cette étude est un Polypropylène (PP). Les matériaux polymères sont composés de grosses molécules formées de nombreuses (poly) répétitions de petites unités chimiques (-mères). Dans la plupart des cas, la molécule de polymère entière sera composée de nombreuses unités identiques. La nature de ces unités simples, ainsi que la configuration au sein de la molécule de polymère, définissent le comportement macroscopique du polymère.

Le PP est un polymère thermoplastique de consommation courante, très utilisé dans divers applications en raison de ces propriétés remarquables, telles qu'une densité faible, 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 [19, 20, 14].

Le PP appartient à la famille des polyoléfines, qui est une chaîne carbonée avec des unités répétitives illustrées à la figure 1-8. Il représente la matrice thermoplastique la plus largement utilisée, en raison de la compatibilité avec de nombreuses techniques de traitement, du coût relativement bas, de la résistance chimique et de la barrière contre l'humidité et l'oxygène.

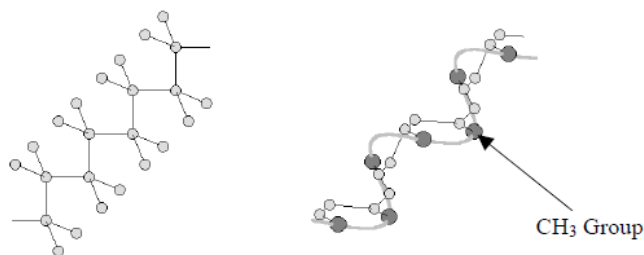


Figure 1-8. Macromolécule de polypropylène avec le motif élémentaire en caractères gras [16]

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 [20, 16] : isotactique (iPP), syndiotactique (sPP) et atactique (aPP). Le PP le plus utilisé est isotactique (iPP); qui fait référence aux arrangements méthyles et qui sont tous du même côté de la chaîne. Par ailleurs, on utilise parfois du polypropylène atactique où les arrangements méthyles ne sont pas ordonnés. Le PP syndiotactique contient des arrangements isotactique et des arrangements atactique dans la même chaîne de polymère. Le tableau 1.2 récapitule quelques propriétés du polypropylène.

Tableau 1.2. Influence de la tacticité sur la cristallinité, la rigidité et la résistance du polypropylène [16, 21]

Type	Degré de cristallinité [%]	Densité $[\text{g}/\text{cm}^3]$	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	-

En tant que thermoplastique semi-cristallin, le PP peut atteindre un degré de cristallinité de 30 à 60%. Cependant, les faibles propriétés mécaniques et la faible température de service des PP limitent la croissance de leur application. Le module de Young et la résistance à la traction des PP ne représentent que la moitié des techniques classiques de thermoplastiques. Avec une température de transition vitreuse (T_g) d'environ 10°C , les propriétés mécaniques du PP diminuent considérablement lorsque la température dépasse 50°C .

1.5 Mécanique d'impact des composites stratifiés

En général, les structures composites sont souvent exposées à des charges dynamiques dans des conditions de service. Les structures composites aérospatiales, par exemple, peuvent subir des chocs lors d'opérations de maintenance de types chutes de débris. Un comportement dynamique des composites est fortement influencé par les processus de dégradation induits par la charge d'impact. Généralement, les composants soumis aux chocs sont conçus pour absorber de l'énergie en subissant des dommages [2, 5].

Les dommages causés aux composites dans des conditions d'impact sont des phénomènes complexes qui exigent une meilleure compréhension. Il est donc important d'étudier les caractéristiques d'impact des composites et les modes de dommages sous-jacents pour permettre la conception de meilleures structures capables d'absorber l'énergie.

Au cours des dernières années, de nombreuses études ont été portées sur le comportement aux impacts des composites à matrice polymère [11, 17]. Pour en nommer quelques-uns, Bikakis (2017), Sun Ying, (2016) qui ont étudiés les effets des événements d'impact sur les composites [22, 23]. Toutes ces études ont montré qu'une réponse à l'impact est un phénomène complexe qui dépend de la nature et des caractéristiques de l'impacteur et de la structure, du temps de contact, de la vitesse de l'impacteur, de l'épaisseur, de la propagation des ondes, etc. Ces variables ont un effet sur la réponse structurelle et l'intégrité du stratifié composite. En outre, les variables de test telles que la masse, la forme du nez, le diamètre et la vitesse de l'élément de frappe et les variables composites telles que la superposition, la fraction volumique de la fibre et la géométrie de l'échantillon composite ainsi que les conditions aux limites influencent considérablement la formation des dommages. La réponse structurelle du composite dépend de la nature de la charge et des conditions de d'impact, figure1-9.

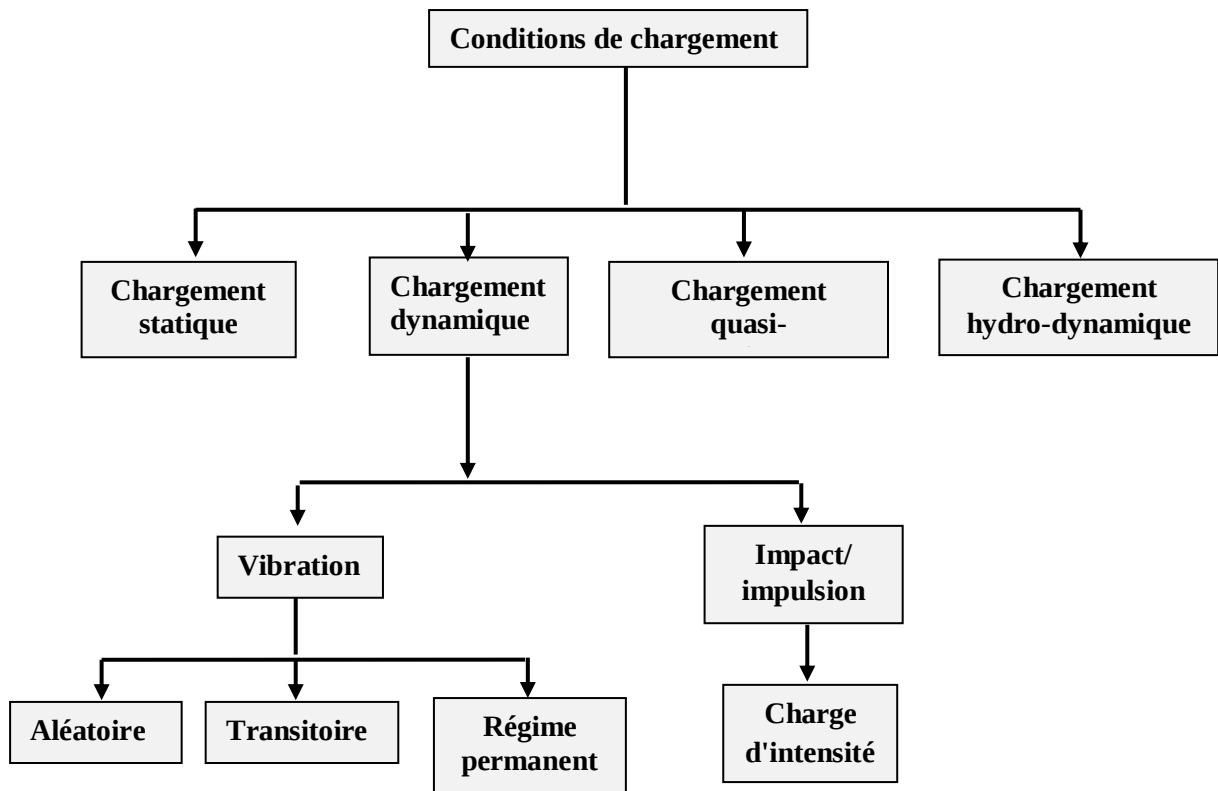


Figure 1-9. Différents types de conditions de chargement mécanique [24]

Des définitions du régime d'impact du matériau pour différentes conditions de chargement et la durée d'impact ont été données par Chaturvedi et al [24], récapitulées dans le tableau 1.3.

Tableau 1-3. Régime de réponse du matériau et durée d'impulsion / réponse [24]

Régime	Temps caractéristiques (s)	Vitesse de déformation (s ⁻¹)	régime mécanique
1	10 ⁶	10 ⁻⁶	fluage
2	10 ⁴ -10 ²	10 ⁻⁴ -10 ⁻²	quasi-statique
3	1	1	intermédiaire
4	10 ⁻² -10 ⁻⁴	10 ² -10 ⁴	dynamique
5	10 ⁻⁶	10 ⁶	impact

1.6 Réponse d'impact des composites stratifiés

Olsson (2000) distingue trois types de réponses possibles à un impact. La première survient pour des impacts à faible énergie et basse vitesse [25, 26], voir Figure 1-10.a. Dans ces conditions, le temps de réponse de la structure impactée est suffisamment long pour que les ondes de déformations liées au choc se propagent et soient réfléchies aux limites de la cible. Dans ce cas, les conditions aux limites du spécimen impacté influent sur sa réponse. La réponse est proche d'une réponse quasi-statique, ce qui permet d'établir une équivalence entre les deux modes de chargement (impact/indentation statique). Le deuxième cas (Figure 1-10. b) est un cas plus dynamique, à énergie et vitesse plus élevées. La dernière configuration entraîne une réponse de la cible dominée par des ondes de déformations (Figure 1-10. c). Le temps de réponse est, cette fois-ci, suffisamment courte pour que ces ondes n'aient pas le temps d'atteindre les limites de la structure impactée.

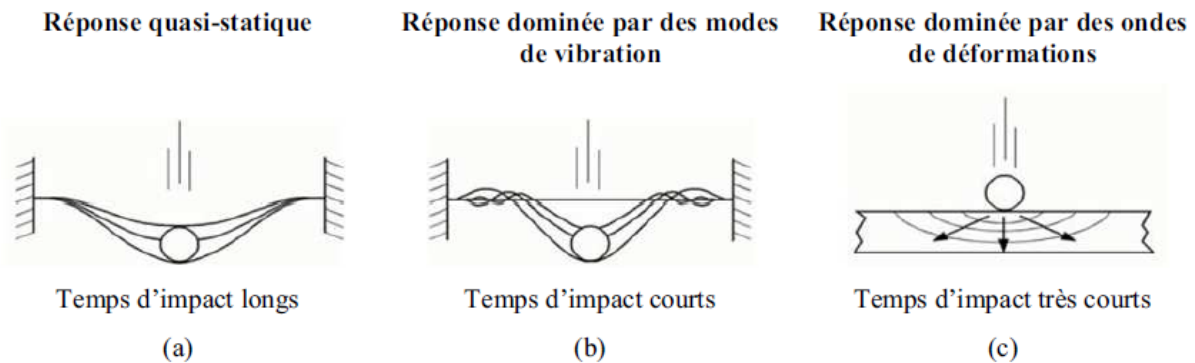


Figure 1-10. Types de réponses à un impact d'une structure impactée [26]

La réponse à l'impact des composites stratifiés peut être classée en régimes à faible vitesse (grande masse), vitesse intermédiaire, grande vitesse (petite masse) et hyper-vitesse. Ces régimes sont décrits brièvement ci-dessous.

1.6.1 Impacts à faible vitesse

L'impact à faible vitesse LVI (Low Velocity Impact) peut être considéré comme un événement quasi-statique dont la limite supérieure de la vitesse d'impact peut varier de 1 m/s à 10 m/s en fonction de la rigidité de la cible, des propriétés du matériau ainsi que de la masse de l'impacteur [26]. La réponse d'un matériau stratifié est contrôlée par le rapport impacteur/composite plutôt que par la vitesse d'impact [25]. La réponse structurelle

dynamique de la cible est importante car la durée de contact est suffisamment longue pour que toute la structure réponde à l'impact et, par conséquent, l'énergie est absorbée élastiquement.

Bien que le test LVI soit reconnu comme un événement quasi statique, de nombreux travaux et études de recherches partagent des conclusions différentes à ce sujet. Certains auteurs ont classé les impacts à basses vitesses jusqu'à 10 m/s en utilisant des méthodes de test telles que Charpy, Izod et l'impact par chute de poids [27, 28]. D'autres études comme celles de Liu et Malvern [29] ont suggéré que le type d'impact puisse être classé en fonction de l'évaluation des dommages.

Par ailleurs, de nombreuses études ont défini l'impact à faible vitesse comme étant un événement dans lequel l'onde de contrainte d'épaisseur traversante ne joue pas un rôle important dans la distribution de contrainte. Les modes de défaillance dans LVI dépendent fortement de la taille de l'échantillon, de la rigidité et des conditions aux limites [30, 31, 32]. L'énergie d'impact d'un composite sous impact à faible vitesse est principalement absorbée sous forme d'énergie de déformation, en plus de l'énergie dissipée vers divers modes de défaillance, tels que la fissuration de la matrice, la rupture de fibre et le délaminage.

1.6.2 Chargement avec des vitesses intermédiaires

Le chargement d'impact à des vitesses intermédiaires IVI (Intermediary Velocity Impact) se situe entre les régimes d'impact à basse et haute vitesse. La gamme des vitesses d'impact tombant dans cette catégorie n'est pas défini [27, 33]. En fonction de la masse du projectile, une déformation importante peut se produire dans la plage de chargement IVI, mais elle peut différer de celle du LVI en termes de vitesse de chargement et de quantité de mouvement. En règle générale, IVI résulte d'événements tels que l'impact de débris de la route sur les automobiles, l'impact de balle de vitesse inférieure, l'impact de la grêle, etc.

1.6.3 Impacts à grandes vitesses

Les composites en fibres continues sont largement impliqués dans les applications de blindage balistique. A cet effet, la compréhension du mécanisme de pénétration et de la défaillance est importante. Abrate et al., [33] ont défini le régime HVI (High Velocity Impact) comme le rapport entre la vitesse de l'impacteur et la vitesse de l'onde de compression transversale qui est supérieure à la contrainte de rupture dans cette direction.

Ce type de réponse est dominé par la propagation de l'onde de contrainte dans l'épaisseur du matériau, où la structure ne dispose pas de suffisamment de temps pour réagir, entraînant ainsi des dommages localisés. Les effets sur les conditions aux limites ont une importance mineure, étant donné que l'impact a eu lieu avant que les ondes de contrainte n'atteignent la limite. Suivant cette règle empirique, Abrate et al., [33] ont mentionné que la plage de l'impact (HVI) allait de 50 m/s à 1000 m/s, en fonction du système d'impact.

1.7 Mécanismes d'endommagement des plaques composites lors d'un impact

Les composites stratifiés se comportent différemment comparativement aux matériaux métalliques conventionnels. Lorsque les différents matériaux classiques d'ingénierie tels que l'acier et l'aluminium subissent des chocs, l'énergie est généralement absorbée par la déformation plastique [15, 25]. Cependant, cette déformation est permanente et ne réduit pas de manière significative la capacité de charge de la structure [34]. L'hétérogénéité et l'anisotropie sous-jacente confère aux matériaux composites des caractéristiques différentes quant à la manière dont ils se déforment par rapport aux métaux. À ce stade, il est nécessaire de définir plusieurs termes concernant les dommages dans les composites qui caractérisent leurs comportements [10].

D'après Sutherland et Soares [1, 35], les dommages dus à l'impact se produisent suivant deux étapes : dommages internes à faible énergie, et à la fin une perforation de la plaque composite. Les mécanismes de dommages peuvent changer suivant de nombreux paramètres tels que la nature des matériaux formant le composite (fibre/résine), l'architecture et l'interface, mais également la technique de fabrication.

L'endommagement d'un composite stratifié est très complexe et ce, en raison de la séquence d'empilement de différentes couches (plis), d'orientation de fibres et de différentes propriétés mécaniques [36, 91]. Par conséquent, les dommages peuvent survenir sur certaines couches sous forme de défaillance locale avant leur défaillance complète. Dans de nombreuses applications mécaniques, la première défaillance d'une couche n'est pas tolérable car elle dégrade la résistance et la rigidité de la structure entière [37]. La manière dont les matériaux composites répondent aux sollicitations dues aux impacts ainsi que la façon dont l'énergie cinétique du projectile est dissipée est très différente de celle des métaux. En effet, les métaux absorbent une grande quantité d'énergie en raison de leur nature ductile et les dommages par impact ne sont pas considérés comme une menace sérieuse pour les structures métalliques [38]. Pour les énergies incidentes faibles et intermédiaires, les métaux absorbent l'énergie par déformation élastique et plastique. Les métaux peuvent se déformer plastiquement après leur limite d'élasticité avant le durcissement, et qui est facile de les prédire à l'aide des principes de la mécanique de la rupture comparativement aux composites stratifiés [39].

En effet, dans de nombreux composites stratifiés, en raison de la nature fragile des constituants, la possibilité de subir une déformation plastique de ces derniers est limitée. L'énergie est plutôt absorbée par la création de grandes zones de fracture avec des réductions correspondantes de la résistance et de la rigidité. Cependant, un inconvénient bien connu des stratifiés est la faible résistance aux chocs accidentels par des objets étrangers [40]. L'impact lui-même peut prendre de nombreuses formes, telles qu'un impact à faible vitesse d'une masse importante se déplaçant à des centaines de millimètres par seconde ou un impact à grande vitesse d'une petite masse à quelques millimètres par seconde. Le premier peut être utilisé, par exemple, comme une chute accidentelle d'outils lors de la fabrication et est simulé à l'aide de différentes méthodes notamment les plus connues la chute de poids ou essai charpy [41, 42].

Swanson [43] a mis au point une procédure permettant d'établir les limites de l'approximation quasi-statique pour le calcul de la réponse aux impacts des structures composites. Une évaluation critique du mécanisme d'endommagement et de son étendue est nécessaire pour évaluer le type d'endommagement et de dégradation de la structure et proposer les procédures de réparation. Le type de dommage et l'ampleur de la dégradation sont fortement influencés par la nature de la réaction à l'impact. Cependant, l'identification des paramètres qui déterminent le type de réponse à l'impact est très complexe [44].

Ried et al. [45] ont mené une étude visant à déterminer l'influence de l'énergie cinétique incidente, des mécanismes d'endommagement et de la force d'impact lors d'un impact à faible vitesse sur des stratifiés composites en fibres de verre. Cette recherche a montré que l'énergie est absorbée par le stratifié composite par le biais de divers modes de détérioration tels que le délaminage, la défaillance des fibres et la microfissuration sur matrice de fibres. Les composites à matrice thermoplastiques et fibres de verre, subissent très peu de déformation plastique lors d'un impact à faible vitesse. Ceci est dû à la faible contrainte à la rupture de la fibre de verre qui développe un comportement fragile.

D'autres études ont montré que ces mécanismes de dommage peuvent être étudiés à partir de l'historique de la force d'impact et ont conclu que les mécanismes de dommage dépendaient de plusieurs paramètres [41, 42]. Plus tard, Davies et al [26] ont étudié la résistance à la

compression des composites stratifiés après l'impact et ont conclu que leur résistance et leur rigidité étaient fortement réduites du fait du délaminage présent entre les interfaces. Ces études ont montré que la résistance aux dommages des composites est très complexe, influencée essentiellement par divers facteurs, par exemple la séquence d'empilement, la géométrie et l'épaisseur du stratifié composite. Shyr et al., [46] ont indiqué que l'énergie d'impact est absorbée par divers mécanismes et processus de rupture tels que la rupture de fibre ou la rupture par cisaillement ou entraînée par une combinaison de ceux-ci. D'après Davies et Olsson [26, 47], les dommages sont séparés en deux régions. Une région localisée près du point d'impact où l'endommagement est induit par des contraintes résultant de la flexion de la cible et de la force de contact. Une deuxième région environnante où l'endommagement est induit par les contraintes résultant de la flexion et des forces de cisaillement transverses.

1.8 Modes d'endommagement des composites stratifiés

L'événement d'impact sur les composites stratifiés génère deux types de modes de dommage, une réponse locale et une réponse globale. La figure 1-11 montre l'effet des modes de dommages local et global [24]. Dans l'organigramme, l'initiation des dommages dépend de manière critique des conditions de chargement, qui dépendent à leur tour de divers paramètres géométriques et matériels pour les composites.

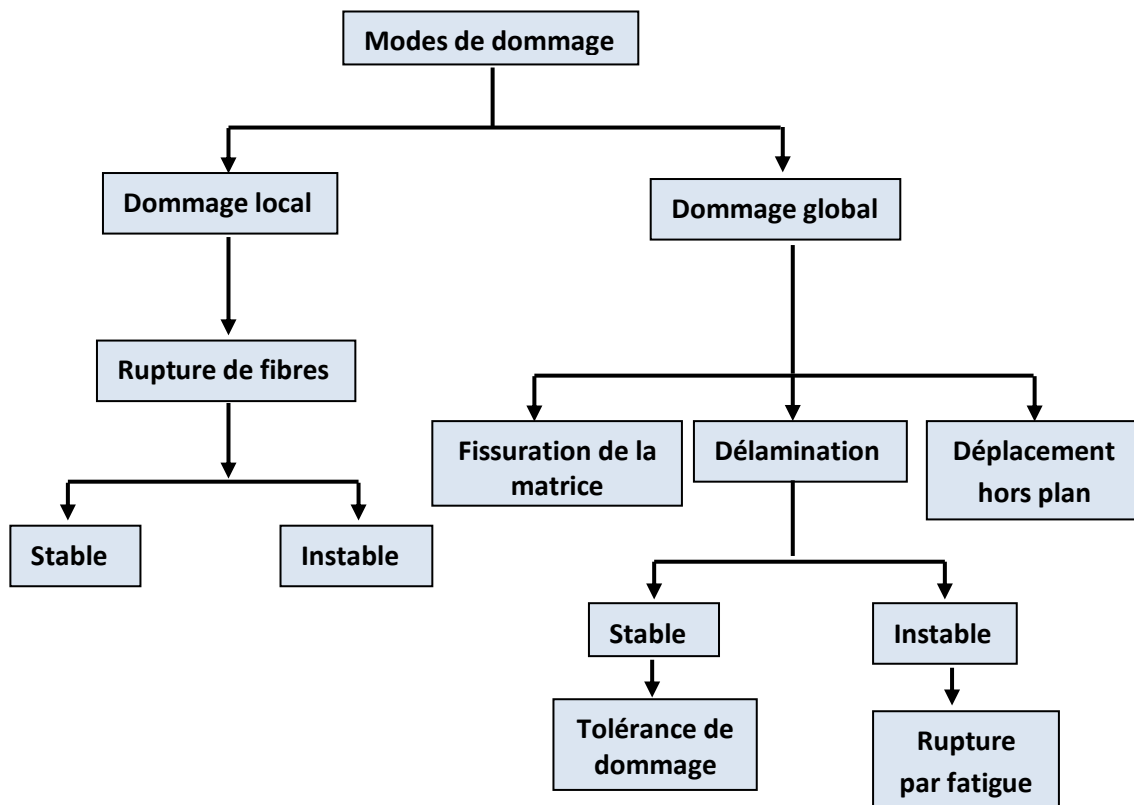


Figure 1-11. Effet des modes de dommages local et global [24]

Un dommage local peut entraîner une défaillance de la fibre. Un composite stratifié qui est capable de supporter des charges de fonctionnement élevées après avoir subi un choc par impact peut être défini comme un comportement stable. Un comportement stable ne se propage pas pour provoquer une défaillance totale. Tandis que, le comportement instable se propage et conduit à la défaillance du stratifié. La défaillance des fibres lors de dommages

locaux est considérée stable si uniquement les fibres non endommagées peuvent supporter la charge. Par ailleurs, la rupture de la fibre dans les stratifiés qui sont incapables de supporter les charges d'exploitation, entraînant une défaillance catastrophique, peut être définie comme un comportement instable [17].

Les dommages et délaminages de la matrice sont souvent difficiles à détecter en service. Un impact à faible vitesse entraîne des problèmes d'impact complexes [24]. Ainsi, la définition des modes de dommage nous guide pour évaluer les mécanismes de dommage. Les mécanismes de dommages dans les deux modes local et global incluent différents types de ruptures. Pour utiliser efficacement les composites à matrice polymère, notamment, pour les applications à hautes performances, il est primordiale de comprendre les causes et la formation de tels dommages résultant d'un impact à faible vitesse et d'améliorer les caractéristiques de résistance aux dommages.

La figure 1-12 montre l'évolution et la progression des dommages internes lors d'événements d'impact à faible vitesse. Dans ce cas, l'impacteur est supposé rigide et la cible est classée comme un composite orthotrope multicouche [48].

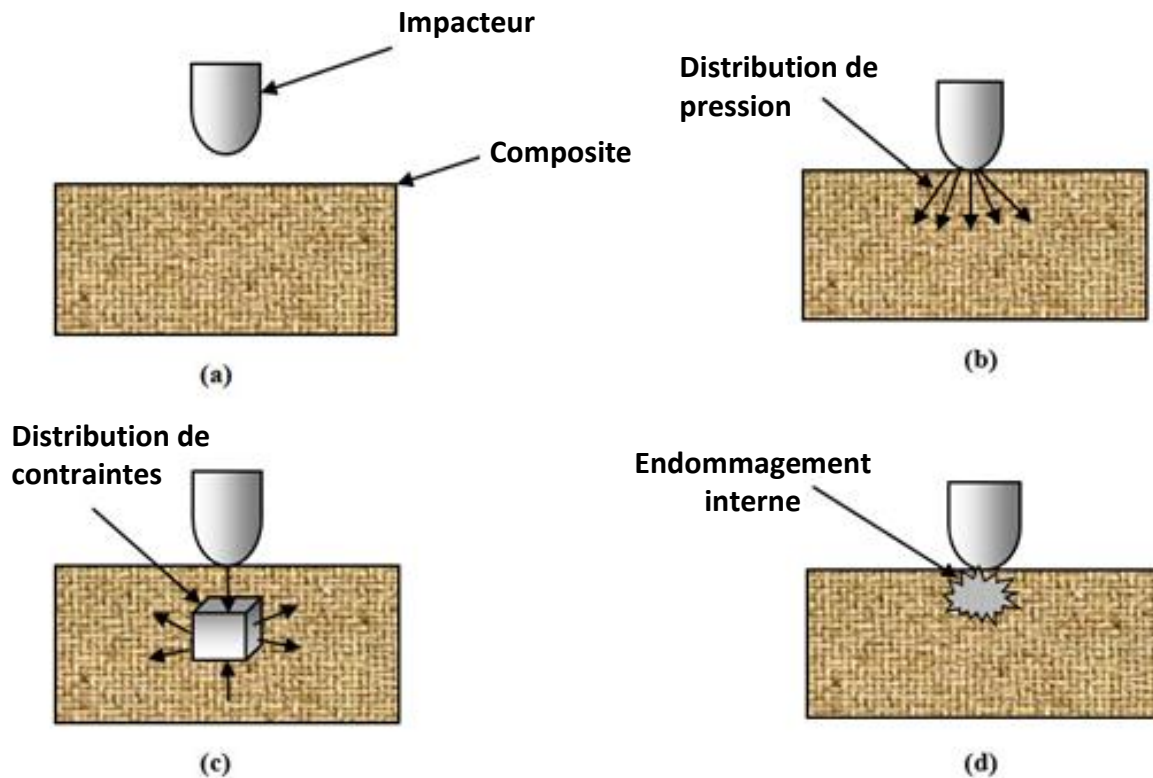


Figure 1-12. Étapes des dommages internes lors d'un impact à basse vitesse. a) Impacteur-cible b) Répartition de la pression c) Répartition des contraintes d) dommage interne [48].

Comme le montre la figure 1-12 (b), dès que l'impacteur entre en contact avec la cible, les ondes de contrainte se propagent à partir du point de contact et la pression est répartie autour de la zone de contact. La charge répartie en fonction du temps crée des contraintes internes tridimensionnelles dans le stratifié composite [48], comme le montre la figure 1-12 (c). La figure 1-12 (d) montre que les contraintes induisent l'initiation des dommages au sein du stratifié composite.

En outre, la forme de l'impacteur influe sur le taux de pénétration dans la structure composite, le pic de force, le temps de contact et la charge seuil de dommage. Dans leurs travaux,

Mitreviski et al. [49] ont testé l'influence l'effet simultané de la forme de l'élément de frappe et de la précharge biaxiale sur la réponse au impacts de stratifiés de polyester mince renforcé de fibres de verre. Quatre formes d'impacteurs ont été utilisées, figure 1-13. Les résultats obtenus ont relevé que les niveaux de précharge appliqués n'avaient que peu d'effet sur la réponse aux chocs des échantillons en fibres de verre. En raison de l'effet raidisseur de la traction biaxiale, il a été constaté que la durée de contact et la déflexion diminuaient avec l'augmentation de la précharge. Cependant, la force de pointe, l'énergie absorbée et la zone de dommage n'étaient pas affectés par la précharge. La profondeur d'indentation produite par l'impacteur conique à 4 J augmentait de manière significative à mesure que la précharge était appliquée. Cependant, cela ne correspondait pas à une augmentation de la zone d'endommagement.

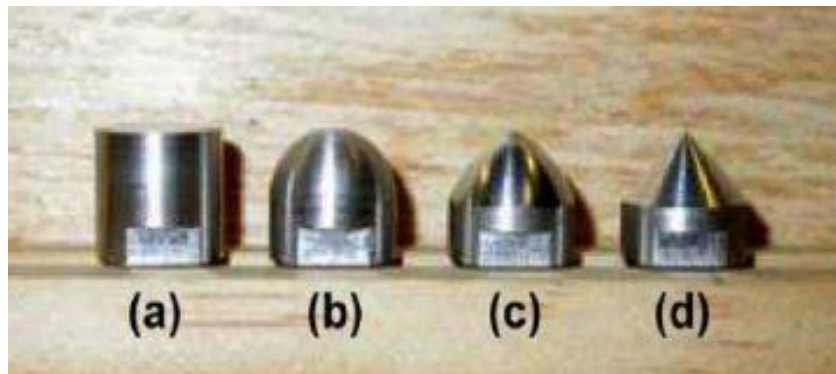


Figure 1-13. Formes de l'impacteur, a- plan, b-sphérique, c-ogival, d-conique [49]

1.8.1 Fissures matricielles

Les composites renforcés de fibres continues offrent des propriétés de résistance et de rigidité élevées dans le sens longitudinal. Cependant, leurs propriétés dans le sens transversal sont généralement faibles et conduisent à des fissures qui se développent facilement. Ces fissures constituent généralement la première forme de dommage observé dans les composites renforcés de fibres longues [50]. Les fissures matricielles également appelées fissures transversales, les fissures intralaminaires et les fissures entre plis apparaissent d'abord dans les couches transversales à la direction de chargement, traversant l'épaisseur de la couche et s'étendant parallèlement aux fibres. Les fissures matricielles sont considérées comme une forme de dommage intra-laminaire et impliquent des fissures ou des vides entre les fibres d'une même couche composite.

L'initiation et la croissance des fissures de la matrice dépendent du schéma de chargement et de l'empilement du composite. L'initiation de la fissure dans la matrice peut généralement développer une série de fissures dans une lame à un espacement caractéristique. Lors d'un impact à faible vitesse, les fissures de la matrice dans les couches supérieures du stratifié composite s'initient aux bords de contact de l'impacteur. De nombreux travaux de recherches ont été menés sur l'étude et le développement de fissures transversales et leurs effets sur l'intégrité de la structure [48, 51].

Sous un impact à faible vitesse, le composite absorbe suffisamment d'énergie pour former des fissures dans la matrice polymère. Des fissures matricielles peuvent se produire en raison d'ondes de contrainte en flexion ou en cisaillement. Les dommages d'impact se produisent essentiellement par le biais de fissures matricielles, mais n'affectent pas de manière significative la résistance résiduelle de la structure composite [51, 52]. Cependant, les fissures de la matrice peuvent provoquer une délamination et une défaillance de la fibre. Deux types

de fissuration de la matrice peuvent être observés, des fissures de matrice en traction (figure 1-14.a) et des fissures de matrice en cisaillement (figure 1-14.b).

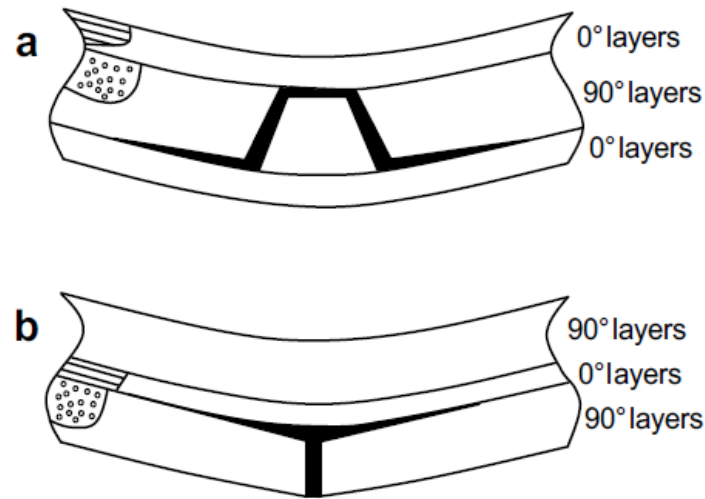


Figure 1-14. Deux types de fissures de la matrice: (a) fissures de matrice en traction, (b) fissures de matrice de cisaillement; et deux types de délaminage induite: (a) fissures induites par le cisaillement, (b) fissures induites par la flexion [51]

1.8.2 Délaminage

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). Lorsqu'une fissure matricielle atteint une interface entre deux plis d'orientations de fibres différentes, elle est stoppée par le changement de direction des fibres et se propage donc entre les plis en tant que délaminage [52, 53].

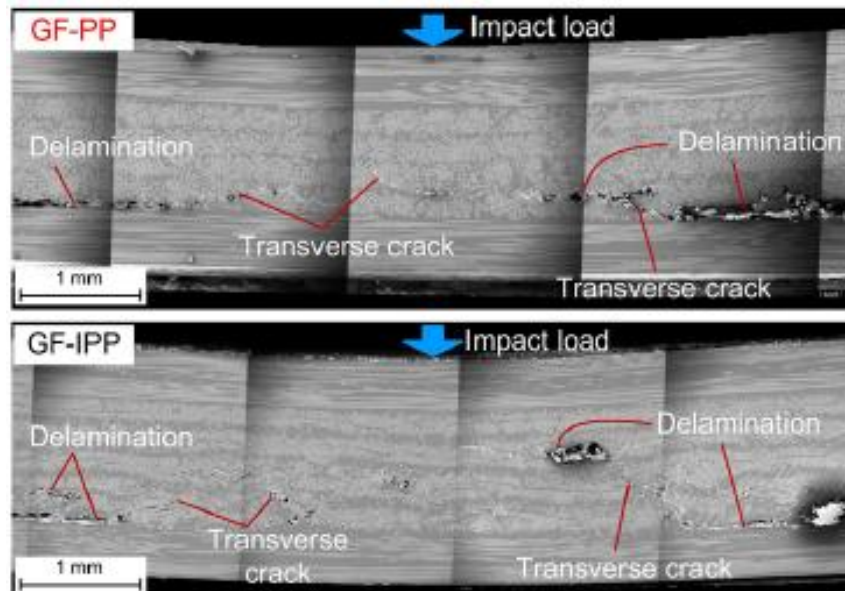


Figure 1-15. Délaminage local engendré par la fissuration intralaminare après un impact [52]

Ce type de dommage peut survenir à des énergies d'impact faibles ou élevées, à l'intérieur du stratifié composite. Lorsque les contraintes sont suffisamment importantes, elles provoquent des défaillances au niveau des interfaces entre les couches, une grande partie de l'énergie absorbée étant dissipée par la formation de délaminations, figure 1-15. Ces délaminations

réduisent la résistance du matériau composite, avec une défaillance progressive de la structure composite dans le temps [30, 31]. Une investigation expérimentale a été effectuée par Liu et al [52]. Les propriétés d'endommagement de nombreuses plaques composites en verre / époxy, kevlar / époxy et graphite / époxy ont été étudiées. Les délaminations dans les plaques composites impactées ont été inspectées par lumière à haute intensité, radiographie en rayons X, système d'imagerie à ultrasons. Il a été constaté que la délamination de chaque interface des plaques composites impactées avait la forme d'une ellipse. Les contraintes causées par la flexion étaient les principales contraintes qui devraient être responsables du délaminage. Toutefois, le déséquilibre de la rigidité en flexion entre deux lames adjacentes était présenté comme un indicateur du délaminage dans les stratifiés composites soumis à un impact de sous-perforation. Les effets des propriétés du matériau, de la séquence d'empilement et de l'épaisseur sur le délaminage ont été abordés.

1.8.3 Rupture de la fibre

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 d'endommagements tels que la fissuration de la matrice, le décollement fibre-matrice et le délaminage apparaissent dans le stratifié sans pour autant provoquer la ruine du composite. Les fibres sont considérés comme seuls éléments porteurs 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 apparaît quand il y a pas suffisamment de fibres intactes qui vont supporter la charge appliquée [5, 11].

Lors de l'impact, une rupture de la fibre peut se produire après la fissuration et le délaminage de la matrice. En règle générale, la répartition de la rupture des fibres dans l'épaisseur est plus étroite que celle de la fissuration et du délaminage de la matrice. La rupture de fibre est clairement constatée au niveau de la zone située sous le pénétrateur, en particulier la rupture de fibre en tension, comme indiqué sur la micrographie de la figure 1-16.

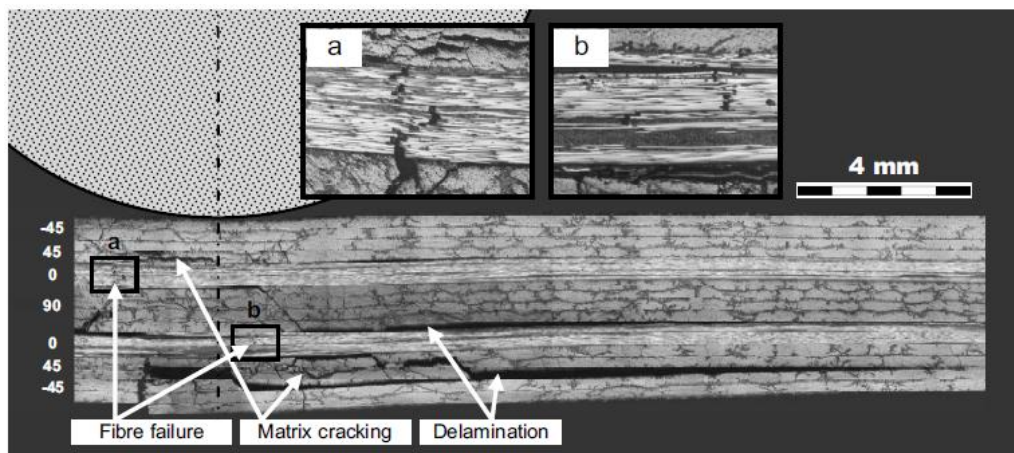


Figure 1-16. Micrographie du spécimen impacté montrant les différents modes de défaillance [11]

1.8.4 Pénétration et perforation de la plaque

La pénétration est un mode de défaillance macroscopique qui se produit lorsque la rupture de la fibre atteint un niveau significatif, laissant l'impacteur pénétrer complètement dans le matériau [91]. Les principaux types d'absorption d'énergie dans le processus de pénétration du stratifié sont les suivants : cisaillement, délaminage et flexion. Parmi tous ces mécanismes, le mécanisme de cisaillement est responsable d'une absorption d'énergie de 50 à 60 % en fonction de l'épaisseur de la plaque, figure 1-17. Un certain nombre de paramètres, notamment la taille des fibres, l'orientation, le type de matrice et l'interface, ont une influence sur le processus de pénétration [5].

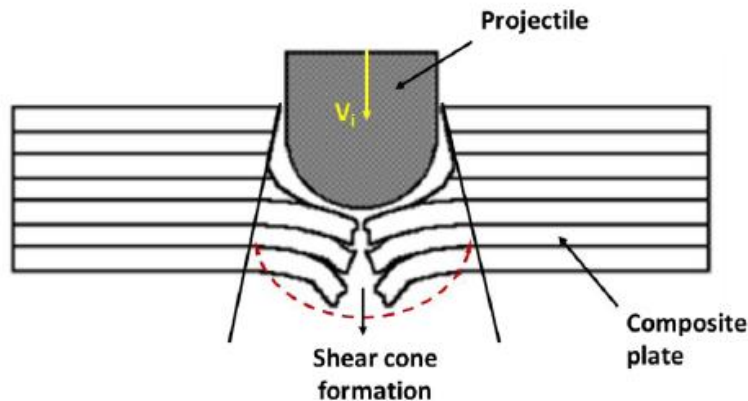


Figure 1-17. Mode d'endommagement par indentation dans un composite stratifié [5]

Le problème de la pénétration de l'impacteur relève surtout du domaine de la balistique, mais certaines expériences ont été menées pour des impacts à basse vitesse [42] et ont montrées que le seuil énergétique de pénétration de l'impacteur augmentait rapidement avec l'épaisseur du spécimen impacté.

1.9 Développement des dommages dans les composites en fibres continues

Ces dernières années, de grands efforts ont été entrepris sur le plan expérimental et numérique afin de rendre la modélisation des structures composites à matrice thermoplastiques aux impacts à faible vitesse possible [1, 54, 55].

Notons les travaux de Reyes et al., [56] qui ont porté sur l'étude expérimentale du comportement des composites stratifiés renforcés avec des fibres continues et matrice thermoplastiques, sollicités aux impacts à faible vitesse. Il a été investigué les propriétés de fabrication et les propriétés mécaniques de stratifiés hybrides thermoplastiques composites-métaux à base de tôles d'acier liées à un polypropylène renforcé de fibre de verre. Les résultats obtenus ont révélé que la réponse des stratifiés dépend de l'épaisseur du composite et de l'énergie d'impact. De même, Rafael et al., (2018) [57] ont développé un modèle d'endommagement basé sur la méthode des éléments finis pour les composites tissés en fibres métalliques et matrice thermoplastique. Le travail a présenté les résultats d'une étude sur la modélisation de la charge d'impact sur les stratifiés fibre-métal à partir d'un renfort composite thermoplastique fabriqué à partir de polypropylène. Un modèle d'éléments finis du stratifié de fibres de métal thermoplastique a été développé à l'aide du logiciel LS-Dyna, à partir des données collectées à la suite d'essais mécaniques conduits sur une large plage de vitesses de déformation. Les conclusions de cette étude ont relevé que le modèle d'endommagement utilisé est approprié pour la modélisation de grandes structures.

Une étude expérimentale et numérique portant sur le comportement à l'impact et l'endommagement de structure composite aérospatiale a été réalisé par Sanan et al., [58]. Des études expérimentales et numériques à faible vitesse ont été réalisées sur des stratifiés composites à quatre couches $[0^\circ/90^\circ]$ et $[90^\circ/-45^\circ/+45^\circ/0^\circ]$ et à trois niveaux d'énergie différents afin d'observer le mécanisme d'endommagement et le motif de délaminage. Le critère d'endommagement de Hashin a été utilisé pour capturer les modes de dommages intra-couche tandis que le comportement cohésif basé sur la surface avec des critères de défaillance par contrainte quadratique a été utilisé pour prédire le délaminage. D'après les résultats, il a été observé que la matrice se fissurait en premier, suivie du délaminage. Le mode de défaillance de la fibre de traction est déclenché à la force maximale après laquelle l'énergie de dégradation se stabilise à une valeur particulière. Pour le stratifié $[0/90]_s$, un profil de délaminage en forme d'ellipse plus grand est observé sur la troisième interface à partir de la face d'impact dans la direction de la fibre à 0° . Cependant, le profil de séquence $[90/45/+45/0]$ est orienté le long du stratifié à -45° dans la deuxième interface à partir de la face d'impact.

Bouvet et al., [59] ont élaboré un modèle numérique basé sur des observations expérimentales, dans le but de simuler les différents types d'endommagements d'impact qui se développent en faible vitesse, figure 18. Il a traité de la modélisation des dommages d'impact et de l'indentation permanente. Un modèle numérique a été élaboré afin de simuler les différents types de dommages d'impact se développant lors d'un impact à faible vitesse et faible énergie. Les trois types de dommages actuels simulés sont ; la fissuration de la matrice, la défaillance de la fibre et le décollement. Les dommages inter-laminaires, c'est-à-dire le délaminage d'interface, sont généralement simulés à l'aide d'éléments d'interface basés sur la mécanique de la rupture. Les dommages intra-laminaires, c'est-à-dire les fissures de la matrice, sont simulés à l'aide d'éléments d'interface basés sur le critère de défaillance. La défaillance de la fibre est simulée en utilisant la dégradation des éléments de volume. L'originalité du modèle est de simuler une indentation permanente après impact avec un modèle 'plastic-like' introduit dans les éléments de fissuration de la matrice. Ce type de modèle est basé sur des observations expérimentales montrant des micro-fissurations de la matrice qui bloquent la fermeture de la fissure. Une validation expérimentale a été effectuée, et qui a démontré la pertinence satisfaisante du modèle pour simuler les dommages d'impact.

Dans une autre étude, Yazdani et al., [60] ont développé des modèles numériques d'endommagement intra-laminaire (dommage de la matrice et de la fibre) et inter-laminaire (délaminage) par éléments finis pour des problèmes quasi-statique d'impact à faible vitesse sur composites stratifiés utilisés dans le secteur d'automobile. Les résultats du modèle ont été validés par une série de campagne expérimentale. Les conclusions tirées ont révélé que le modèle de dommage combiné intra/inter-laminaire à la capacité de décrire les phénomènes complexes qui se produisent lors de l'impact. La prédiction des répartitions du dommage dans le plan et de délaminage dans le stratifié est rendue maintenant possible à obtenir expérimentalement par des inspections non destructives.

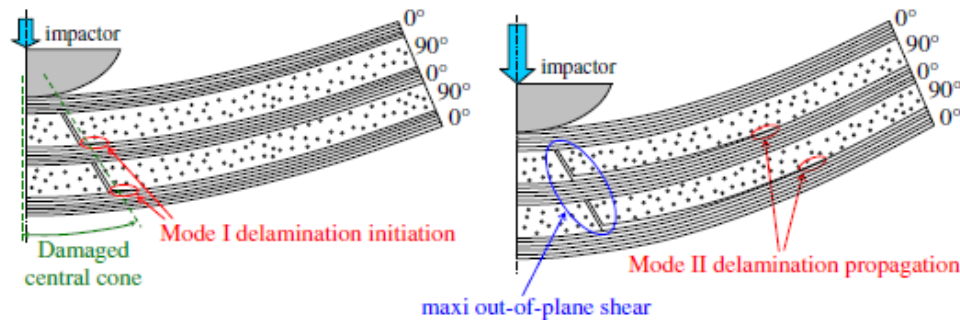


Figure 1-18. Dommages par impact avec création de formes coniques [59]

L'endommagement par délamination est présenté comme l'un des modes de défaillance les plus répandus. D'importants efforts de recherche ont été consentis au développement des modèles de simulation et expérimentales. Ainsi, Ala Tabiei et al., (2018) [61] ont mené des recherches sur la prévision de délamination dans les stratifiés composites à matrice polymère sous des faibles impacts, en utilisant un modèle de plasticité de zone cohésive (CZM).

Dans une autre étude, Ana Amaro et al., (2012) [62] ont effectué des recherches sur l'influence de l'épaisseur sur le comportement à l'impact à faible vitesse des composites stratifiés à matrice polymère. Il a été décrit l'influence de l'épaisseur de l'échantillon sur le comportement à l'impact à basse vitesse des stratifiés composites carbone-époxy. Des plaques d'épaisseurs différentes ont été testées sous impact d'une faible vitesse en utilisant un impacteur hémisphérique. Les dommages internes ont été principalement constitués de délaminations évaluées par l'inspection ultrasons. Il a été observé que les délaminages augmentent avec l'épaisseur de la plaque. Afin de mieux comprendre le phénomène physique expliquant ce résultat, un modèle de dommage progressif a été utilisé pour simuler le comportement des composites sous un impact à faible vitesse. Dans ce contexte, une analyse numérique tridimensionnelle prenant en compte les éléments finis d'interface, comprenant un modèle d'endommagement cohésif en mode mixte, permettant de simuler le début et la croissance des délaminations entre couches, a été réalisée. Un bon accord a été obtenu entre l'analyse expérimentale et l'analyse numérique, qui a validé la procédure proposée. De plus, la méthodologie numérique proposée a permis d'identifier des phénomènes physiques liés à l'influence de l'épaisseur de la plaque sur la taille du délaminage.

Batra et al., [63] ont effectué des études sur l'endommagement intra-laminaire et inter-laminaire des composites sollicités à l'impact à faible vitesse et la résistance à la compression après impact, figure 1-19. Un modèle numérique 3D a été développé, basé sur le modèle de plasticité Matzenmiller, Lubliner and Taylor (MLT). Les résultats de la simulation ont prédit avec succès l'évolution complexe des dommages et la résistance résiduelle qui en résulte avec un degré élevé de précision.

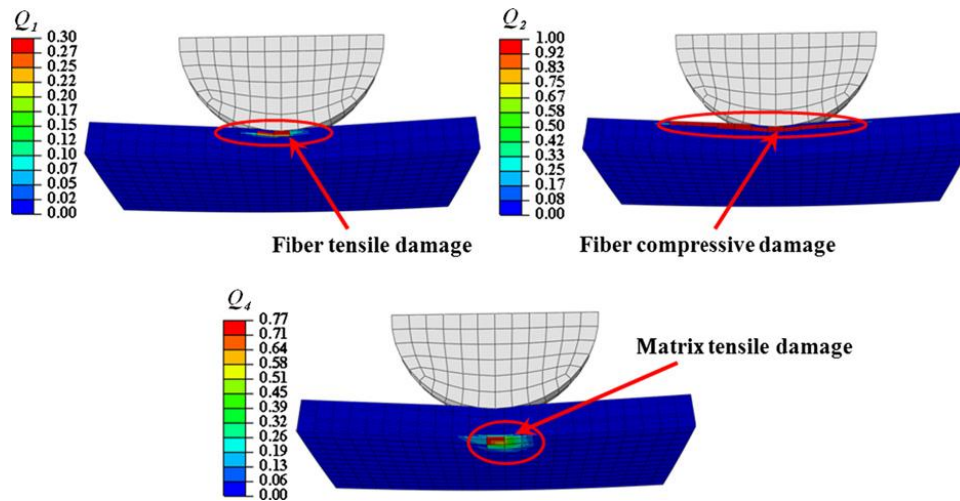


Figure 1-19. Modélisation de l'endommagement sous impact à faible vitesse [63]

Notons aussi les travaux de Yudhanto et al., [2] qui porte sur l'étude de l'influence du comportement de la matrice thermoplastique (PP) et fibres de verre sur la réponse aux indentation quasi-statiques (QSI) des composites stratifiés. Il a été analysé l'effet de l'utilisation des matrices de PP de type homopolymère (PP ductile) ou de copolymère (PP moins ductile) sur la réponse aux impacts QSI à basse vitesse. Ces types de PP représentent deux variantes de la même famille de matrice thermoplastique. Des essais d'impact à basse vitesse ont été réalisés, avec des niveaux d'énergie compris entre 12 et 30 J. Les résultats de l'étude ont montré que l'utilisation de PP ductile dans les stratifiés de verre/PP réduit l'énergie dissipée lors de l'impact ainsi que la zone endommagée par l'impact, figure 1.20. L'effet de séquences d'empilement sélectionnées sur la résistance aux chocs a également été étudié afin de révéler la différence entre le verre/PP ductile et moins ductile. La séquence d'empilement avec des couches minces présente de meilleures propriétés d'impact que les autres séquences quelle que soit la ductilité de la matrice, ce qui peut s'expliquer par la micromécanique pour les deux qualités de matériau.

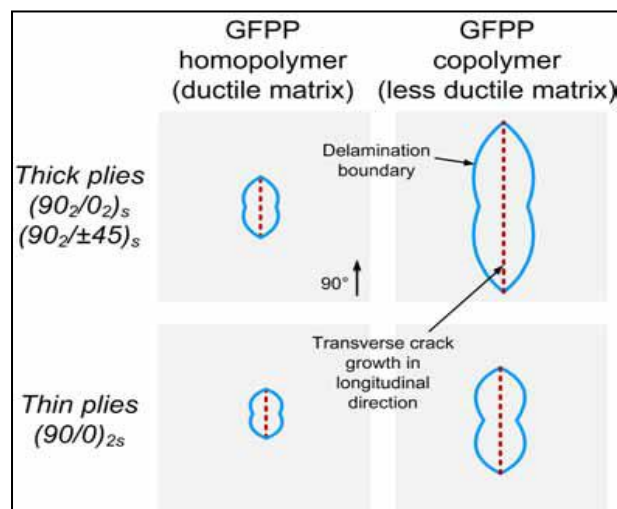


Figure 1-20. Mécanismes d'endommagements dans l'homopolymère et le copolymère [2]

L'état de contraintes au voisinage de l'impact est très complexe et nécessite des analyses détaillées. Les critères de précision permettant de prédire l'initialement de l'endommagement ne sont généralement pas disponibles. Cependant, afin de bien comprendre l'effet des dommages causés par un objet étranger, il convient en premier de comprendre la dynamique

de l'impact et de pouvoir prédire l'emplacement, le type et la taille des dommages induits et les propriétés résiduelles du stratifié. Les travaux de Abrate et al. [30, 31] ont porté sur ce volet. Ils ont proposé quatre principaux mécanismes d'endommagement pour les composites renforcés de fibres soumis à un événement d'impact à faible vitesse. Les premiers défauts sont la microfissuration de la matrice et la décohésion fibre/matrice à l'échelle microscopique. Ensuite, ces défauts s'agrandissent de façon stable à l'échelle du pli par coalescence, les micro-défauts se rejoignent pour former des fissurations transverses. Les analyses se concentrent principalement sur la prévision de la résistance à la traction et à la compression résiduelle. Afin de bien comprendre l'effet des dommages causés par un objet étranger, il convient de comprendre la dynamique de l'impact et de pouvoir prédire l'emplacement, le type et la taille des dommages induits et les propriétés résiduelles du stratifié.

Une option pour améliorer la résistance aux dommages dans les stratifiés destinés pour l'industrie notamment de pointe consiste à utiliser la fibre de carbone comme renforcement. Cette possibilité a motivé des travaux et études portant sur la susceptibilité aux dommages des matériaux composites à base de polymères thermoplastiques. Compte tenu de cette opportunité, Nogueira et al. [64] ont étudié le comportement des composites à base de matrices de polypropylène (PP) et de copolymère (PP/PE) renforcées de tissu de carbone. Ils ont évalué l'augmentation de la capacité d'absorption de l'énergie d'impact de ces composites thermoplastiques. Les performances des composites thermoplastiques fabriqués ont été évaluées par des essais de traction et d'impact. Le procédé utilisé pour obtenir ces composites stratifiés reposait sur l'empilement alterné de tissus de fibres de carbone et de films thermoplastiques au lieu d'une stratification thermoplastique pré-imprégnée. Les résultats obtenus ont révélé que les stratifiés à matrice polypropylène (PP) qui sont renforcés avec de fibres longues se caractérisent par trois types de rupture : rupture intralaminare, rupture translaminaire et rupture interlaminaire. Ces ruptures sont respectivement classées par des fissurations matricielles, rupture des fibres et délaminage, figure 1-21. Ces trois modes de rupture définissent le plan de rupture par rapport aux constituants du matériau. La fissuration matricielle se trouve à l'intérieur couche, tandis que la rupture inter-laminare décrit une rupture entre deux couches de différentes directions. La rupture translaminaire est de direction transverse à l'orientation de fibres dans la couche défectueuse.

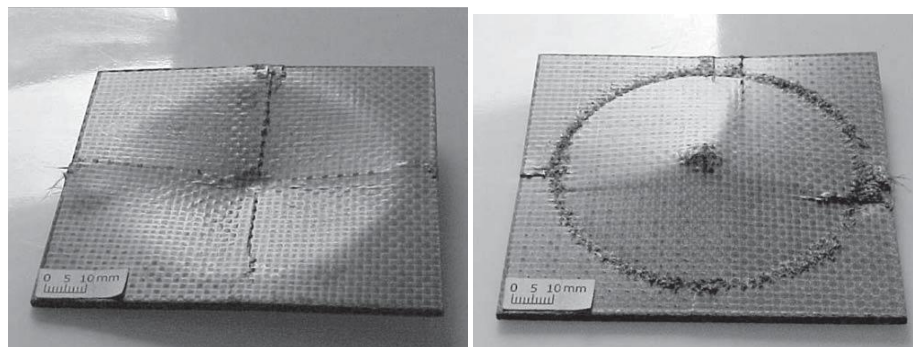


Figure 1-21. Mode d'endommagements des composites à fibres de carbone et matrice polypropylène [64]

Des études récentes effectuées par Russo et al. [65] ont révélé que l'utilisation d'un comptabilisant augmente les performances mécaniques des composites stratifiés sollicités à l'impact à faible vitesse. L'amélioration de l'adhésion entre les fibres et la matrice améliore fortement les propriétés des composites tissés, avec une dissipation de grandes énergies. La figure 1-22 décrit les zones d'endommagements après impacts. Les observations révèlent la présence de fissures en forme de croix dans les deux échantillons comptabilisés (B et C),

comme cela se produit habituellement dans les composites à forte adhérence entre fibres et matrice. Tandis que dans les échantillons non compatibles (A et D), les dommages et les fissures sont répartis uniformément autour du cercle et ne présentant pas de directions préférentielles de propagation des fissures dans les directions principales du tissu de fibres de verre.

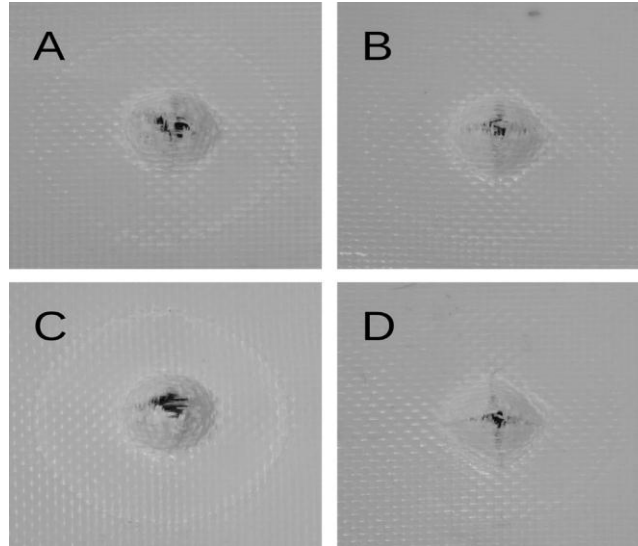


Figure 1-22. Différents modes d'endommagements des composites à matrice polypropylène [65]

Le comportement à l'impact à basse vitesse des composites en matrice PP et en tissu de fibre de verre a été investigué par Simeoli et al. [66]. Des tests d'impact à différents niveaux d'énergie (5, 20, 40 et 105 J) ont été réalisés. Ces derniers ont pour objectif d'évaluer les principaux mécanismes de dissipation d'énergie qui se produisent dans chaque condition d'impact. Les conclusions tirées ont concerné essentiellement la gestion de la résistance de l'interface qui peut être une option viable pour concevoir des composites à base de thermoplastique offrant une tolérance accrue aux dommages par impact et des propriétés quasi statiques équilibrées.

1.10 Équivalence entre le test d'indentation quasi-statique et d'impact à faible vitesse

L'équivalence entre les essais quasi-statique et les tests d'impacts est toujours un sujet à controverse [2, 67]. De nombreuses études ont été effectuées sur l'étude de l'équivalence entre les essais d'indentation quasi-statiques et les impacts à faible vitesse pour les stratifiés composites ont révélé une similitude entre ces deux essais [68, 69]. Néanmoins, d'autres études ont montré une limite de l'utilisation des tests d'indentations pour représenter les tests d'impacts à faible vitesse [70]. Il convient de noter que de nombreuses variables interviennent dans ces tests, telles que les conditions aux limites, la taille de l'échantillon, l'épaisseur de l'échantillon, la séquence d'empilement, la taille de l'élément de frappe, la forme de l'élément de frappe et le type et la nature des matériaux (fibre/résine).

L'effet du niveau de chargement a été évalué dans les deux essais quasi-statiques et les tests d'impacts par Mitrovic et al. [71] afin de déterminer l'origine de certaines caractéristiques mécaniques des stratifiés et les historiques de forces d'impact. Il a été observé que les différents systèmes de résine avaient chacun des caractéristiques distinctes et reproductibles. Les courbes de force en fonction du déplacement ont été également comparées aux courbes de force d'impact. Il a été signalé que les courbes étaient pratiquement identiques dans une certaine mesure.

Par ailleurs, l'utilisation des essais d'indentation quasi-statiques est considérée plus économique pour prédire le comportement dynamique des composites marins [1, 35]. Ces derniers ont été évalués en comparant les résultats d'essais d'impact et indentation quasi-statiques équivalents. Les tests QSI ont bien prédit le comportement initial au choc et le début des dommages dus au décollement, ce qui est probablement la principale variable de conception de la résistance au choc. Cependant, seules des estimations très prudentes de la défaillance finale de la fibre et de la capacité d'absorption d'énergie totale ont été obtenues, à l'exception des spécimens les plus épais où la détérioration de la fibre s'est produite à des charges similaires pour les tests statiques et d'impact.

Donoghue et al., [72] ont également évalué l'équivalence des historiques de force d'impact pour les tests d'impact à faible vitesse et d'indentation quasi-statique. Des échantillons stratifiés composés de 48 couches ont été testés. La correspondance des deux méthodes de test a été jugée raisonnablement bonne. Cependant, les principales caractéristiques du processus de dommage ont été clairement distinctes. Des stratifiés plus minces avec 16 plis ont été également étudiés et n'ont montré aucune différence entre les tests d'indentation quasi-statiques et l'impact à faible vitesse. Les dommages observés présentaient la même forme conique sous le pénétrateur. Il a été également relevé qu'il est possible de comparer directement les dommages créés lors des tests effectués dans le cadre des tests d'impact et quasi-statique.

De même, une série d'essais d'indentation quasi-statique et d'impact à faible vitesse ont été réalisées par Yan et al, [67]. Une analyse des relations entre l'énergie d'impact (ou la force d'indentation quasi statique) et la zone de dommage a été effectuée, figure 1-23. La profondeur d'impact a été sélectionnée comme paramètre de dommage pour définir la relation entre les deux tests. Afin de déterminer si cela est réalisable, des séries d'essais d'indentation quasi statique et d'impact à faible vitesse ont été réalisées et comparées. Les résultats ont montré qu'aucune différence distincte ne peut être observée entre les tests d'impact à faible vitesse et d'indentation quasi statique, ce qui indique que le test d'indentation quasi statique peut être utilisé pour représenter un test d'impact à basse vitesse.

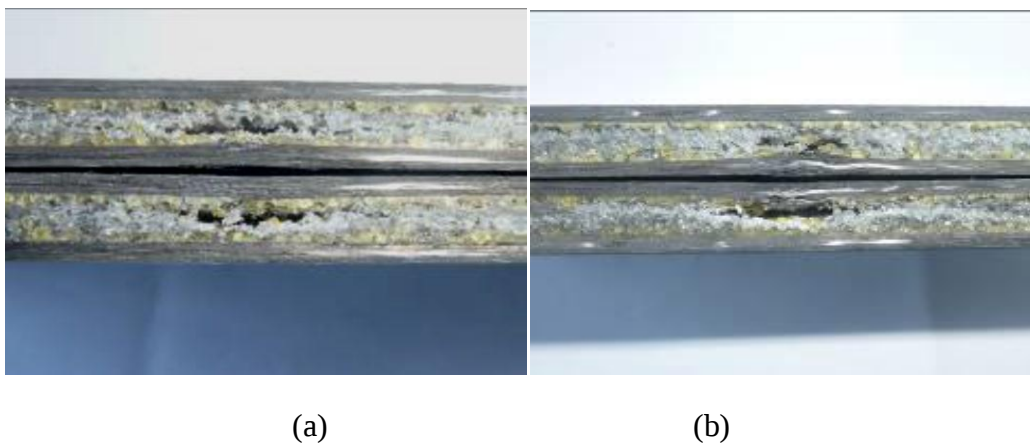


Figure 1-23. Équivalence entre essais d'indentation et d'impact ; (a) QSI, (b) HVI [67]

1.11 Conclusion

Les matériaux composites constituent l'un des aspects les plus cruciaux des technologies d'ingénierie actuelles et futures. Grâce à leurs excellentes propriétés mécaniques, ils trouvent leurs applications dans une multitude de domaines aussi divers que l'industrie mécanique. Dans cette synthèse bibliographique, le comportement mécanique des composites stratifiés et leurs modes de dommages qui en résultent dans le scénario de chargement par impact ont été abordés.

Au cours de la durée de service, les composites sont souvent soumis à des conditions de chargement de différents impacts qui déclenchent divers mécanismes d'endommagement en fonction de l'étendue de l'impact. Les composites stratifiés soumis aux divers impacts à faible vitesse absorbent souvent l'énergie de contact par la fissuration et le délaminage entre fibre/matrice. Cependant, ces modes de détérioration n'entraînent pas la défaillance ultime d'une structure composite, néanmoins il réduit considérablement sa capacité de charge.

Les composites stratifiés sont souvent exposés à des taux de charge d'impacts plus ou moins élevés, auxquels leurs réponses peuvent être sensiblement différentes. À faible charge d'impact, la fissuration et le délaminage de la matrice sont souvent les modes dominants, tandis qu'à forte charge d'impact, les structures composites peuvent se rompre en subissant la fissuration de la fibre et la rupture totale du composite.

Les dommages typiques du stratifié composite impacté comprennent à la fois les mécanismes d'endommagement intra-laminaires et inter-laminaire. Les premières citées se produisent souvent au sein de la couche unique sous forme de fracture de la fibre, de fissuration de la matrice ou de plasticité et de décollement entre les fibres et matrice. Les dommages inter-laminaire représentés par le délaminage se produit entre les couches adjacentes à l'intérieur du stratifié composite. La rupture de la fibre survient beaucoup plus tard que les dommages à la matrice et le délaminage lorsque l'énergie du choc atteint un niveau élevé. La défaillance de la fibre se produit souvent autour de l'impacteur (zone de contact) ou à la face opposée du stratifié, en raison des contraintes locales extrêmement élevées et de l'effet de l'impact ou des contraintes de flexion élevées.

Le prochain chapitre portera sur la partie expérimentale qui s'étalera sur une investigation expérimentale des composites stratifiés sollicités aux forces d'indentations quasi-statique à faible vitesse.

CHAPITRE 2: ESSAIS D'INDENTATION ET TOLÉRANCE AUX DOMMAGES

2.1 Introduction

Contrairement aux matériaux métalliques, les matériaux composites stratifiés présentent des propriétés mécaniques différentes suivant les différentes directions de sollicitation en raison de l'orientation des fibres dans la matrice (anisotropie). Les différents travaux existants dans la littérature scientifique (explicités notamment dans la partie bibliographique) s'intéressent essentiellement au comportement sous impact à faible vitesse (chutes d'objets lors des opérations de maintenance, etc). La réponse aux indentations quasi-statiques est relativement peu étudiée. C'est sur ce dernier point, que notre étude est focalisée.

La démarche retenue consiste à effectuer des tests d'indentations QSI sur des stratifiés en fibres de verre plus matrice PP (GFPP) et sur des composites en fils d'acier plus matrice PP (SWPP). Différents dispositifs d'essais ont été confectionnés comprenant un moule pour la fabrication de composites et des dispositifs de fixation pour les tests QSI. La démarche expérimentale retenue est synthétisée dans ce qui suit :

- effectuer des essais de traction jusqu'à la rupture, afin de déterminer les modules apparents, ainsi que les propriétés mécanique à la rupture ;
- exécuter des essais de charge-décharge d'indentations (QSI) à des vitesses constantes, à des niveaux de plus en plus élevés (H1, H2, H3). Un temps d'attente étant observé après chaque décharge.
- exécuter des essais QSI avec enfoncement de l'indenteur jusqu'à la perforation complète. Ces essais ont pour objectif d'évaluer les différences de comportement mécaniques des stratifiés et d'analyser les modes d'endommagement induits. La vitesse de sollicitation reste constante et équivalente à celle de l'essai charge/décharge.

Un certain nombre de paramètres a été identifié par voie expérimentale avant de pouvoir être utilisés dans la partie simulation numérique. Par ailleurs, une analyse par microscope électronique à balayage (MEB) a été effectuée sur les deux types de stratifiés indentés afin, d'observer les divers mécanismes de dommages internes.

2.2 Matériaux et méthodes

2.2.1 Matériaux utilisés

Les matériaux utilisés pour la fabrication des composites sont composés d'une matrice en polypropylène (PP) donnée initialement sous forme de grains, figure 2-1.a. Les grains en PP sont ceux utilisés dans l'industrie mécanique Ils sont caractérisé par une densité de $0,9 \text{ g/cm}^3$. La température de fusion du PP est de l'ordre de 171°C . Après la fusion, la résine thermoplastique offre une bonne compatibilité avec une excellence résistance mécanique.

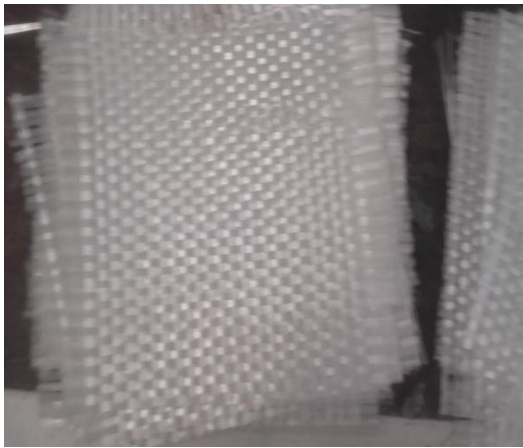
Pour ce qui est du renfort, il a été utilisé deux types de fibres continues de différentes natures : un tissu en fibres de verre E roving (figure 2-1.b) et une grille métallique en d'acier inoxydable, voir figure 2-1.c. Ces deux types de renforts sont disposés suivant des orientations (0° et 90°) dans les directions longitudinales et transversales.

Le premier renfort utilisé est la fibre de verre E roving, caractérisée avec une densité moyenne de $2,54 \text{ g/cm}^3$. Il s'agit du type de fibre de verre le plus couramment utilisé dans l'industrie. Ces fibres possèdent de bonnes résistances aux températures élevées. La température de ramollissement débute aux alentours de 830°C . Le deuxième renfort utilisé est une grille métallique en fils d'acier, qui possède une densité de $7,90 \text{ g/cm}^3$.

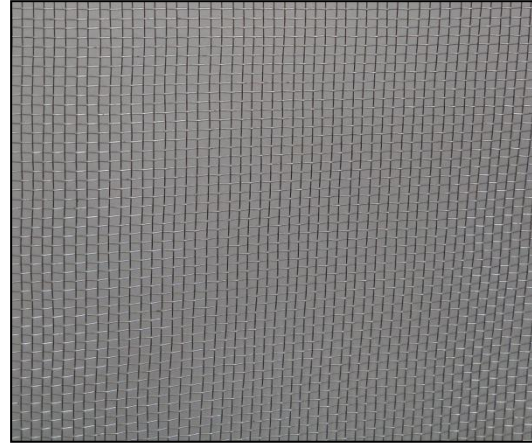
Les fractions volumiques de fibres (V_f) des stratifiés GFPP et SWPP sont respectivement de l'ordre de 48 % et 36 %.



(a)



(b)



(c)

Figure 2-1. Matériaux utilisés (a) Polypropylène (b) Tissus en fibre de verre E roving (c) et en fils d'acier.

2.2.2 Technique d'élaboration

La technique de moulage par compression a été appliquée pour la fabrication des composites GFPP et SWPP [54, 56, 91]. La confection des composites est réalisée à l'aide d'un moule à cadre, voir figure 2-2. Ce dernier est équipé de deux parties : la partie basse (fixe) qui est en Aluminium et la fermeture (poinçon) se situe sur la partie mobile, sur laquelle une force de compression (pression) est exercée. Les constituants (fibres et matrice PP) sont placés dans le moule et chauffés jusqu'à la température de fusion de la matrice PP. Ce processus sera maintenu jusqu'à la fusion totale des gains PP. Le moule est isolé de l'extérieur pour bien contrôler la température du moule.

Le mode opératoire consiste en premier à empiler successivement les deux couches de pré-imprégnés tissés désignées $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$ dans un moule contenant les grains de PP et le renfort (verre ou acier). Ici $(0^\circ/90^\circ)$ est une seule couche dans laquelle 0° et 90° représentent l'orientation des fibres dans direction chaîne et trame, respectivement. La prochaine étape consiste à mettre le moule dans un four à circulation d'air à une température interne, ajustée jusqu'à 180°C environ.

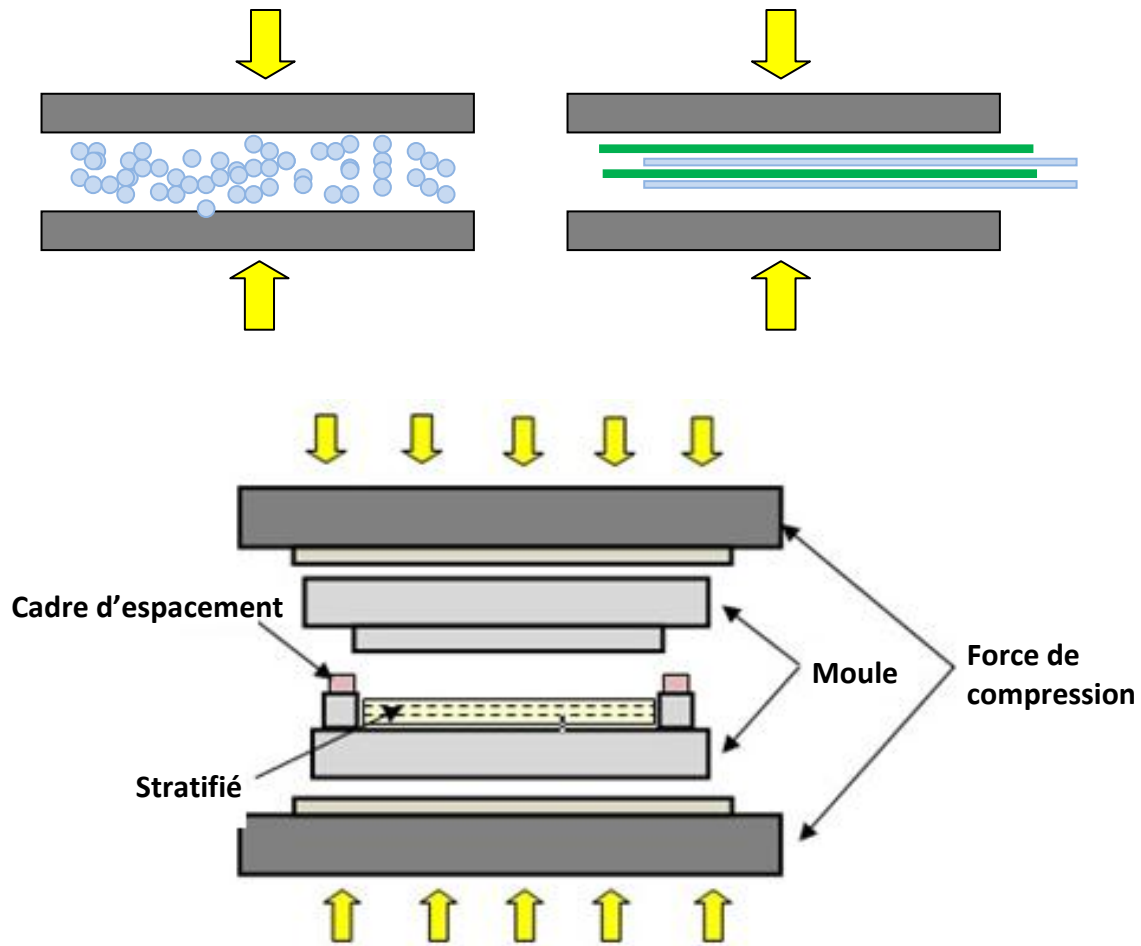


Figure 2-2. Technique de fabrication des plaques composites

La fabrication des deux composites est effectuée essentiellement suivant trois étapes principales, figure 2-2. Dans la première étape, les grains de PP ont été chauffés dans le moule qui est conçu spécialement pour cette opération jusqu'à une température avoisinant $T=180\text{ }^{\circ}\text{C}$. Le moule comprenant la matrice PP sera maintenue à cette température jusqu'à la fusion de tous les grains en donnant ainsi naissance à une résine visqueuse pour une durée déterminée qui est d'environ 40 minutes. En second étape après fusion des grains et la formation de résine fondue, les fibres tissées seront ensuite introduits avec soin dans le moule en tenant compte également des orientations adéquates.

La prochaine étape consiste à retirer le moule contenant la plaque composite du four et en le soumettant directement à un effort de compression. Un maintien de l'effort de compression est assuré sous pression de $0,80\text{ N/mm}^2$ dans une presse hydraulique qui possède une capacité de 20 tonnes, figure 2-3.

Les gains du PP ainsi fondus seront consolidés avec les tissus en fibres de verre ou fils acier. Le temps de maintien sous pression est d'une durée de 40 minutes environ, puis la pression sera relâchée pour permettre de tirer soigneusement la plaque composite. Un refroidissement rapide est recommandé pour réduire au maximum la cristallinité de la matrice de polypropylène. Lorsque la température du moule est inférieure à $50\text{ }^{\circ}\text{C}$, la plaque est ensuite retirée et inspectée visuellement pour détecter d'éventuels défauts. Les épaisseurs des stratifiés GFPP et SWPP obtenus est au alentour de $4,00 \pm 0,50\text{ mm}$.

Par ailleurs, à chaque opération de confection des composites, le moule est nettoyé et traité par un lubrifiant spécifique. L'application de cet agent de démoulage est indispensable pour les thermoplastiques à base de PP afin d'obtenir des plaques pouvant se détacher facilement. Trois paramètres peuvent ainsi être modifiés : la température du moule, la pression imposée sur le moule ainsi que le temps de maintien sous pression.



Figure 2-3. Presse de compactage de capacité 20 Tonnes

Une scie à diamant est utilisée pour couper les plaques composites élaborées pour avoir une bonne planéité des plaques, figure 2-4. Cette technique réduit considérablement le défaut de surface et le temps de polissage. Les dimensions nominales des échantillons ainsi obtenus sont de l'ordre 100 mm de longueur et 100 mm de largeur avec 4 mm d'épaisseur.

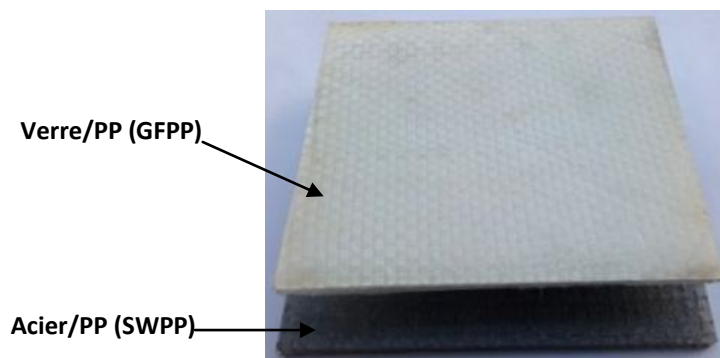


Figure 2-4. Stratifiés composites en fibre de verre et matrice PP

La figure 2.5 présente la configuration du composite utilisant des pré-imprégnés avec des orientations ($0^\circ/90^\circ$). Ils sont asymétriques avec des dimensions moyennes obtenues initialement de 200 mm x 200 mm x 4 mm.

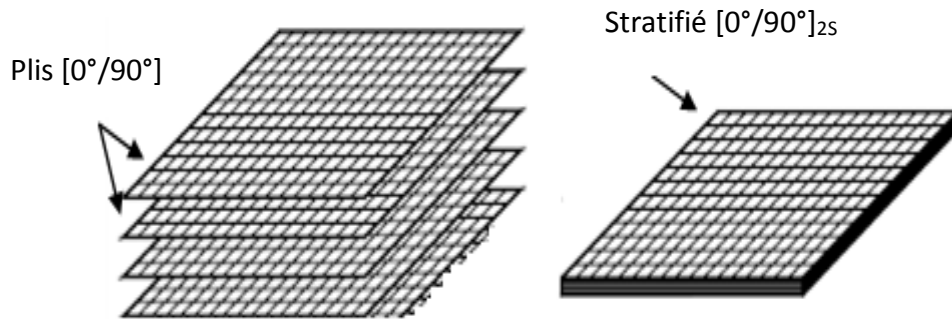


Figure 2-5. Fabrication de stratifiés à fibres tissées

Pour le besoin des essais mécaniques, cinq (05) spécimens ont été testés pour chaque variante. Les éprouvettes ont été laissées avant les essais pour une période d'une semaine dans un milieu ambiant.

2.2.3 Essais de traction

L'essai de traction uni-axiale est considéré comme l'essai le plus répandu pour caractériser le comportement mécanique des composites stratifié. La particularité de cet essai s'explique principalement par sa facilité de traitement et par l'analyse des résultats. Les éprouvettes de test ont été préparées conformément à la norme ISO 527-4 [73]. Les caractéristiques mécaniques obtenues sont utilisées à la fois pour les spécifications des matériaux et pour l'estimation de la capacité de résistance à la traction de ces derniers. En effet, la majorité des critères de résistance incluent la résistance à la traction [5, 11]. Les résultats du test comportent à la fois la résistance maximale à la traction, la déformation maximale, le module d'élasticité et d'autres aspects liés à la relation contrainte de traction dans le sens de l'application de la charge. L'objet de cette section consiste à caractériser les stratifiés verre/pp et acier/pp et de déterminer leurs mécanismes d'endommagement et les données ainsi obtenues seront utilisées dans le chapitre (04) concernant la validation numérique.

Ces essais ont été réalisés dans les conditions ambiantes de laboratoire ($T=25^{\circ}\text{C}$, $H=50\%$). Une presse électromécanique d'essai de traction de type MTS, a été utilisée, comme illustré à la figure 2-6. Cette dernière est équipée d'un capteur de force avec cellule de charge d'une capacité 50 kN. L'essai est effectué avec un pilotage traverse de type déplacement. La vitesse d'exécution de l'essai est de l'ordre de 2 mm/min conformément aux normes en vigueur.



Figure 2-6. Presse électromécanique pour essais mécaniques

Les tests de traction sont réalisés sur une moyenne de 05 éprouvettes. Les éprouvettes en GFPP ont une épaisseur moyenne de 4,2 mm et celles en fils d'acier SWPP ont une épaisseur moyenne de 4,5 mm, illustrées sur la figure 2-7. Ces échantillons ont été testés jusqu'à la rupture.



Figure 2-7. Éprouvettes pour essais de traction, (a) SWPP, (b) GFPP

Les mesures des forces et déplacements ont été enregistrés continuellement durant les essais. Les courbes force-déplacement fournies par le logiciel de la machine de traction (*TestSuit*) sont montrées sur les figures 2-8 et figure 2-9.

La résistance à la traction ultime σ_u de l'échantillon a été calculée en divisant la charge maximale appliquée par sa section d'origine comme suit :

$$\sigma_u = \frac{F}{wt} \quad (2.1)$$

Où F est la force appliquée, w est la largeur de l'éprouvette et t son épaisseur. 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.

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100\% \quad (2.2)$$

L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette, L est la longueur finale de l'éprouvette déformée.

Le module d'élasticité E (module de Young) qui fournit une mesure de rigidité des matériaux a été défini sur la base des deux valeurs de déformation spécifiées dans la partie linéaire de la région élastique de la courbe contrainte-déformation conformément à la norme ISO 527-1 [73]. Ce dernier est calculé à partir de la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte – déformation selon la formule ci-après.

$$E = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_2 - \varepsilon_1} \quad (2.3)$$

2.3 Résultats des essais de traction

2.3.1 Stratifiés en fibres de verre

Les essais de traction menés sur les éprouvettes des deux stratifiés de l'étude (GFPP, SWPP) sont globalement suivis par l'enregistrement des courbes charge/déplacement. L'évolution des variables forces en fonction des déplacements est illustrée sur la figure 2-8.

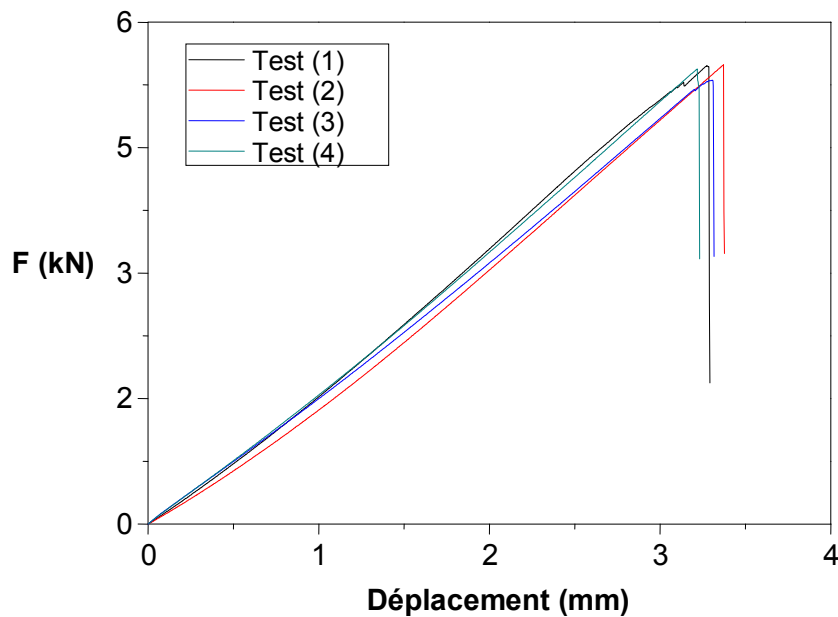


Figure 2-8. Courbes contrainte-déformation des éprouvettes GFPP

Comme montré sur la figure 2-9, l'allure générale des courbes est identique. En effet, les courbes présentent initialement une partie élastique suivie d'une chute brusque de la résistance mécanique ($F_{\max} = 5,7$ kN). Cette chute est assimilée au point du seuil du début d'endommagement. Cette partie linéaire représente le comportement élastique des stratifiés GFPP. L'endommagement et la rupture des éprouvettes apparaissent simultanément au niveau de la matrice et les fibres. Une chute de la résistance et la fissuration des l'éprouvettes est observée juste après que la contrainte maximale atteigne la contrainte de rupture ($\sigma_{\max} = 42$ MPa).

La réponse du stratifié GFPP est dominée par le comportement des fibres de verre, qui est de type fragile. Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques sont données dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 Caractéristiques mécaniques en traction du stratifié GFPP

	Résistance à la traction (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Module d'élasticité (MPa)
Test 1	41.78	2.30	3573.21
Test 2	39.81	2.27	3518.32
Test 3	42.62	2.32	3576.26
Test 4	45.77	2.24	3637.70

2.3.2 Stratifiés en fils d'acier

Les résultats de l'essai de traction sur stratifié SWPP d'empilement $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ sont présentés sur la figure 2-9. On remarque que les stratifiés SWPP ont développé un comportement mécanique différent comparativement aux stratifiés GFPP. En effet, l'allure des courbes présentent initialement une partie linéaire avec une faible déformation jusqu'au point du début d'endommagement. Cette partie linéaire des courbes représente le comportement élastique du stratifié.

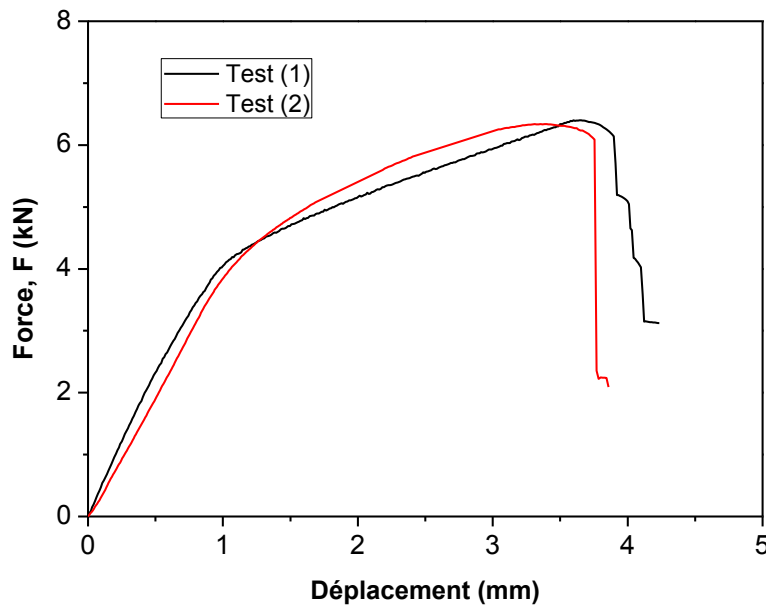


Figure 2-9. Courbes contrainte-déformation des éprouvettes SWPP

Pour la rupture du composite SWPP, une énergie plus élevée que dans le premier cas (GFPP) est nécessaire, figure 2-9. Cette dernière est atteinte à une charge maximale supérieure avoisinant 6,4 kN. Cela s'explique par le fait que le fond des fissures heurte directement les fils d'acier avec une présence initiale des fissures dans la matrice. Le composite SWPP développe un comportement ductile comparativement aux stratifiés GFPP qui développe un comportement fragile. Ceci est due à la présence des fibres en fils d'acier dans le stratifié SWPP. Dans ce cas, la charge maximale est directement supportée par le renfort en acier, ce qui donne aux stratifiés SWPP une charge maximale élevée avec une grande déformation plastique.

Lorsque le stratifié SWPP ne parvient pas à supporter la charge appliquée dans la phase de plasticité, la rupture se fera d'une manière progressive (ductilité). Les valeurs moyennes des caractéristiques mécaniques sont données dans le tableau 2.2.

Tableau 2-1. Caractéristiques mécaniques en traction du stratifié SWPP

	Résistance à la traction (MPa)	Déformation à la rupture (%)	Module d'élasticité (MPa)
Test 1	69.41	4.23	8441.17
Test 2	64.34	3.87	8218.51

Les résultats obtenus ont mis en évidence une dispersion des valeurs du module d'Young et de la charge à la rupture dans les stratifiés GFPP et SWPP. Cette dispersion est due essentiellement à la grille des tissus en fils d'acier qui n'est pas homogène et au taux des fibres dans la matrice qui n'est pas bien respecté.

Concernant l'endommagement, il s'initie dans les deux types d'éprouvettes testées par la microfissuration matricielle. La fissure se propage à une énergie moindre jusqu'à elle heurte le renfort. Dans le cas des éprouvettes SWPP, la chute de résistance nécessite une énergie supplémentaire pour vaincre les contraintes de cohésion à l'interface fibre d'acier /PP. Une fois la force appliquée atteint la force de rupture de la fibre, le processus d'endommagement est entamé avec la rupture des premiers fils de la grille, voir figure 2-10-b. Par ailleurs, il est

observé un comportement fragile dans le cas des éprouvettes GFPP et qui est lié à la nature du renfort qui est à base de fibre de verre, figure 2-10-a.



Figure 2-10. Mode de rupture des éprouvettes (a) GFPP et (b) SWPP

2.4 Tests d'indentation quasi-statique QSI

Les tests d'indentation quasi-statique (QSI) ont été effectués sur une machine d'essai universelle MTS (Criterion modèle 41), illustré à la figure 2-11. Cette dernière est alimentée d'un capteur charge d'une capacité 50 kN et d'un contrôle du déplacement avec une vitesse transversale équivalente à 1,2 mm/min. La presse est équipée d'un logiciel *Test Suit*. Ce dernier permet de programmer les variables de charges et fréquences d'acquisition via des programmes appelés *Templates*. Ces équipements sont connectés à une chaîne d'acquisition (PC) qui enregistre les informations produites au cours de l'essai. Les données de déplacement et de charges sont enregistrées tout au long du test.

Les charges d'indentation appliquées sont données par le capteur de force. Cette grandeur évolue simultanément durant l'essai jusqu'à la rupture finale de l'éprouvette. En revanche, la valeur du déplacement, directement issue du déplacement traverse n'est pas celle imposée à la longueur utile de l'éprouvette de par les différents glissements aux mors de la machine. Au final, il est possible de visualiser, en temps réel, l'évolution de la force et des déplacements. Les tests d'indentation QSI à faible vitesse sont réalisés à des faibles vitesses transversales de déplacement de la traverse, avoisinant 1,2 mm/min. Le test est effectué avec un pilotage type déplacement.

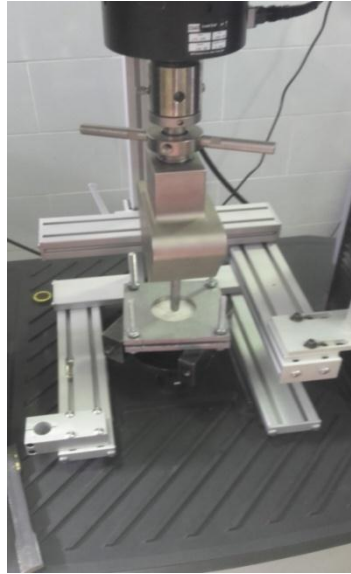


Figure 2-11. Dispositif du test QSI et machine d'essai

2.4.1 Forme de l'indenteur et dispositif de fixation d'éprouvette

La forme du poinçon est d'une géométrie hémisphérique avec un diamètre d'environ 16 mm, figure 2-12. Ce dernier est confectionné au laboratoire, élaboré avec un acier inoxydable, ayant une dureté de 300 HV environ (échelle B de Rockwell HRB).

Cet indenteur est placé sur la partie supérieure et s'appuie progressivement au centre de la plaque carrée. Le poinçon est fixé sur les mors supérieur (partie mobile) de la traverse qui se déplace à une faible vitesse. La nature du pilotage de l'essai est de type « *déplacement* ».



Figure 2-12. Forme hémisphérique de l'indenteur

La plaque composite est placée dans le sens horizontal, à travers deux plaques métalliques en acier, fixées avec quatre tiges boulonnées. Un exemple d'éprouvette, avec le dispositif d'essai, est illustré sur la figure 2-13.

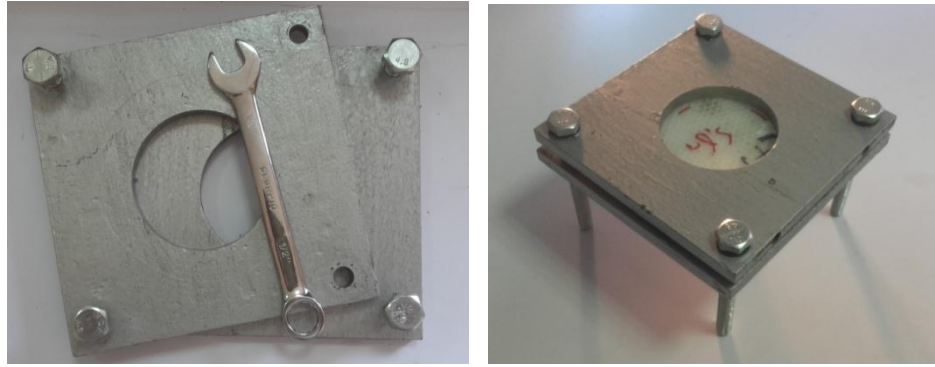
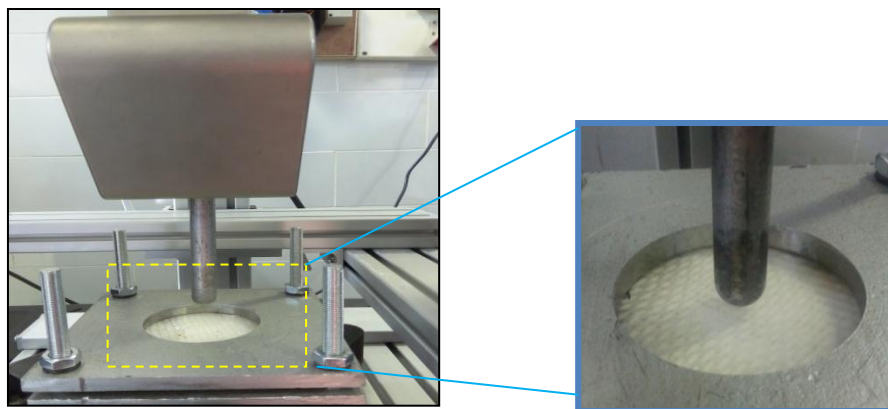
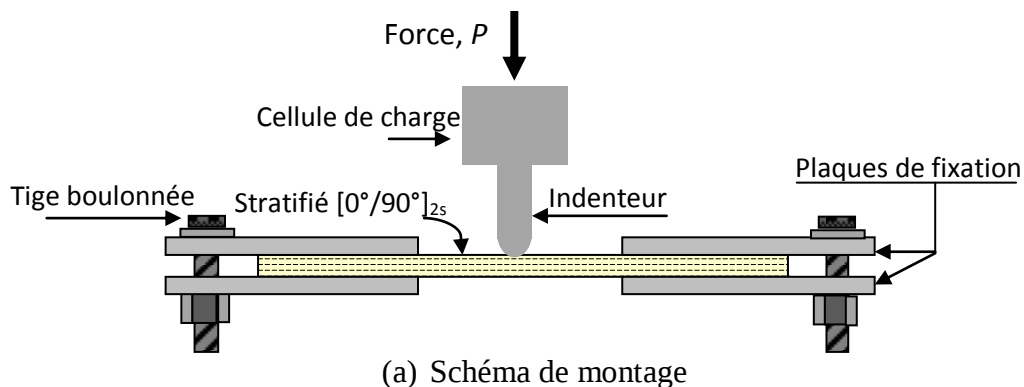


Figure 2-13. Plaques trouées de fixation

Un schéma de montage du dispositif conçu spécialement pour les essais QSI, adaptable sur la presse MTS est illustré sur la figure 2-14-a. Il est constitué de deux plaques métalliques carrées de dimension $200 \times 200 \times 10 \text{ mm}^3$. Ces dernières maintiennent en place la plaque composite testée, figure 2-14-b. Ces plaques de fixation sont perforées avec des trous circulaires en leur centre, de diamètre de 70 mm. Elles possèdent des congés d'arrête de 1 mm, positionnées pour permettre le contact indenteur/stratifié. Cela minimise les zones de surcontraintes dans l'éprouvette.



(b) Dispositif de montage du test QSI

Figure 2-14. Dispositif du test d'indentation QSI

Comme il est montré sur la figure 2-14, le dispositif de test est constitué d'un pénétrateur à pointe hémisphérique et de deux plaques métalliques carrées, qui maintiennent en place le stratifié composite. La bonne fixation des plaques métalliques et un bon serrage permettent

d'éviter les problèmes de glissements au cours de l'essai qui peut se produire entre les plaques et le stratifié, mais aussi au niveau de l'interface fibres/PP.

En utilisant ce dispositif, un bon alignement sera assuré pour garantir que la plaque est chargée dans le centre de la machine de test. Cette installation a été spécialement conçue et pourrait facilement s'adapter à la machine MTS. Tous les tests ont été effectués à une température ambiante de laboratoire ($T = 25\text{ }^{\circ}\text{C}$, $H = 50\%$).

2.4.2 Essais QSI en charge/décharge

Pour cerner l'effet du comportement aux charges QSI des plaques composites, une série de tests d'indentations en charge/décharge ont été menés successivement à trois niveaux d'énergies différentes, figure 2-15. Les deux premiers niveaux d'énergies sont présentés par un enfoncement de l'indenteur ($H1 < H2$), effectués en faisant varier la profondeur de contact de l'indenteur sur la plaque sans atteindre la perforation. Ces deux premiers niveaux sont inférieurs à l'énergie maximale critique. Le dernier niveau d'enfoncement (niveau H3) cause la perforation totale de l'échantillon indenté.

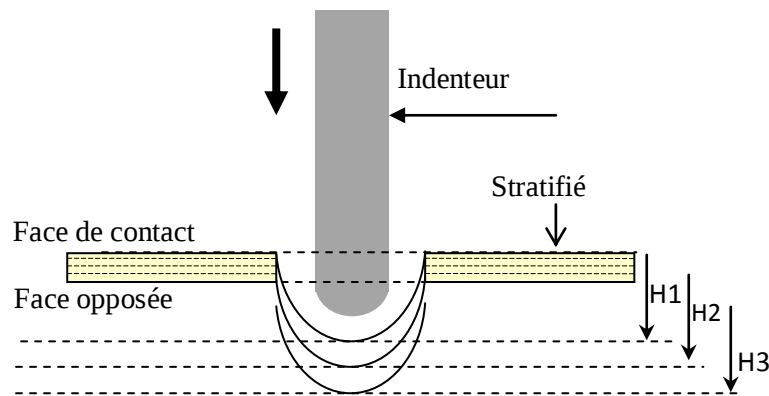


Figure 2-15. Niveaux d'enfoncements de l'indenteur sur le stratifié

En effet, ce test a été réalisé à trois échelles d'enfoncement successif. Initialement, le pénétrateur est positionné à une distance de 10 mm de stratifié composite. Pour le montage d'essai, des forces maximales de consigne sont initialement fixées. Dans le premier chargement, le pénétrateur revient à sa position initiale ($F=0\text{ kN}$). Le processus est répété pour un deuxième charge afin d'atteindre la deuxième échelle d'enfoncement. Le dernier stage concerne la perforation et la pénétration de la plaque composite. Un deuxième test d'indentation QSI est réalisé, mais cette fois le processus se poursuit jusqu'à la rupture finale et la perforation complète de la plaque composite.

Afin de limiter l'effet de la dispersion des résultats, pour chaque niveau d'énergie, un minimum de trois éprouvettes ont été testés. Il est à noter que les échantillons sont tous indentés du même côté. Ce dernier correspond au côté le plus lisse du composite qui se situe au bas contre le moule pendant le procédé de moulage par compression.

2.5 Résultats et discussions

Afin de comprendre le comportement mécanique des plaques composites sous indentations QSI, la force de contact a été augmentée progressivement pour les tests de charge/décharge jusqu'à la perforation totale. La machine d'essai instrumentée donne les historiques temps par rapport à la charge et au déplacement (déflexion).

L'objectif de ces essais consiste en partie à déterminer les propriétés intrinsèques de chaque plaque indentée par rapport aux propriétés initiales (premier cycle). Par le biais de ces essais, on pourra avoir une idée sur l'influence de la viscosité, si elle existe, sur le comportement mécanique qui se manifeste par l'apparition des boucles de décharge. Aussi, la mise en évidence de la présence du phénomène de l'endommagement sera également abordé. Le pas de chargement est constant dans chaque cycle de chargement des composites jusqu'à la perforation complète de l'échantillon. L'ensemble des composites testés sont chargés à une faible vitesse constante de déplacement, qui est de l'ordre de 1,2 mm/min. Par ailleurs, l'énergie de pénétration absorbée par les plaques composites (l'aire sous la courbe) est également évaluée.

La figure 2-16 présente les résultats de deux premiers tests (H1, H2) de charge/décharge des composites GFPP et SWPP.

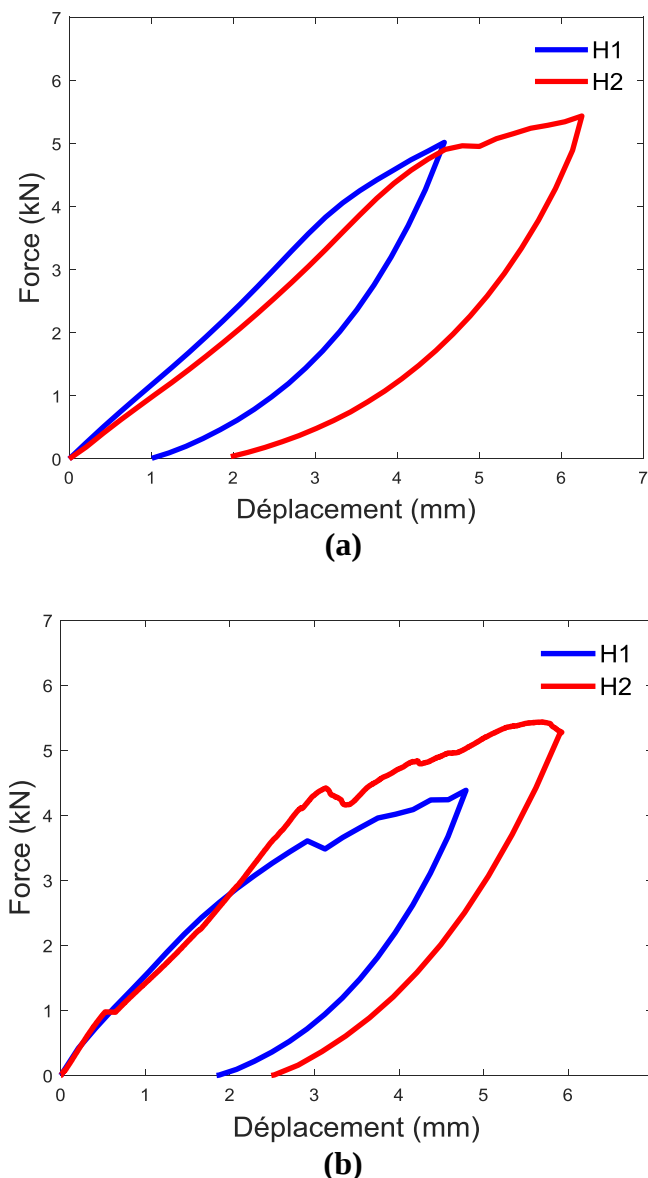


Figure 2-16. Courbes charge/décharge (H1, H2) (a) composite GFPP, (b) SWPP

De l'analyse des résultats de la figure 2-16, on peut distinguer dans chaque sollicitation, un domaine élastique et un domaine anélastique. Ceci pourrait être probablement la contribution

de la viscosité, de plasticité ou de l'endommagement ou l'ensemble. Ces sollicitations entraînent des déformations résiduelles et qui dépendent de chaque composition de stratifié, (la nature du renfort). En effet, il a été relevé sur les deux courbes (a et b) de la figure 2-16 la formation des boucles d'hystérésis après chaque décharge. Ces boucles s'inclinent à chaque nouvelle sollicitation. Une baisse de la pente est observée à chaque décharge et qui s'explique par la perte de raideur. Cette dernière est due à la présence d'un endommagement dans le stratifié.

L'aire totale sous les courbes représente l'énergie d'indentation qui a été transférée de l'indenteur au composite. Une partie de cette énergie est absorbée par l'éprouvette (l'aire de la boucle), sous forme d'endommagement et de déformation plastique, notamment, dans le cas du stratifié SWPP. La partie restante est restituée à l'indenteur (énergie récupérée ou élastique), qui retourne à son état initial. Cette sollicitation est accompagnée d'une apparition d'une déformation résiduelle.

A une charge nulle, c'est-à-dire après la décharge et le retour de l'indenteur à sa position initiale avec $F = 0$ kN, les deux composites stratifiés testés ont présentés une déformation résiduelle différente pour les deux types de chargement et que l'on note ϵ_r . Concernant le premier chargement, elle est évaluée à $\epsilon_r = 1$ mm pour les plaques GFPP et $\epsilon_r = 1,8$ mm pour les plaques SWPP. Ceci semble être s'expliquer par le comportement viscoplastique de composite, notamment celui en fils d'acier SWPP. Tandis que dans le deuxième chargement, le déplacement résiduel est évalué au environ de $\epsilon_r = 2$ mm pour les plaques GFPP. Concernant le SWPP, il a été trouvé un déplacement qui avoisine $\epsilon_r = 2,8$ mm.

L'aire des boucles, bien qu'elle diffère dans les deux plaques composites, augmente après chaque sollicitation en charge-décharge. Ce constat indique la présence non négligeable de l'effet de viscosité, notamment dans le cas des plaques SWPP qui montre une plus grande boucle (aire sous les courbes). Ce dernier semble être dû à l'effet de la compatibilité en la fibre et la matrice polypropylène PP.

En outre, dans le cas du composite SWPP, on voit pratiquement les mêmes phénomènes d'endommagement mais cette fois il s'accompagne avec l'apparition de plasticité. La composition du stratifié avec la présence du renfort type grille en fils d'acier montre son influence même dans le cas d'une faible sollicitation (premier cycle). A cet effet, on peut dire que le composite SWPP semble avoir un comportement élasto-viscoplastique endommageable.

Par ailleurs, comparativement au premier chargement, on remarque que l'endommagement dans le composite GFPP s'initie pratiquement aux mêmes instants (pour une force maximale $F = 4$ kN), assimilée à l'apparition des premiers endommagements. On voit bien que la perte de rigidité est différente que celle du premier chargement avec la boucle qui s'incline dans la deuxième sollicitation en charge/décharge. Comparativement au premier cas, le retour à zéro ($F = 0$ kN) dans le deuxième déchargement induit un déplacement résiduel important.

Dans le cas du stratifié SWPP, l'endommagement apparaît à un niveau de contrainte relativement élevé par rapport au stratifié GFPP. De plus, dans le cas du SWPP, l'endommagement s'initie tardivement. Cependant, l'évolution de l'endommagement est plus lente. Ce retard permet alors au matériau d'atteindre des niveaux relativement élevés en terme de contraintes maximales et à la rupture, avec une grande dissipation d'énergie de déformation. Ce constat peut également être expliqué par l'aptitude des composites SWPP à dissiper de l'énergie de déformation en s'endommageant plus lentement, comparativement aux plaques GFPP qui présente une cinétique d'endommagement moins élevée.

Les figures 2-17 et 2-18 montrent les courbes force-déplacement enregistrées lors de test d'indentation statique avec un enfoncement de l'indenteur jusqu'à la rupture (niveau d'enfoncement H3). L'analyse des résultats obtenus montre que le niveau d'enfoncement joue un rôle majeur sur la réponse à l'indentation de plaques composites testées. Les déplacements maximaux du point de contact et du point opposé augmentent lorsque la force maximale de consigne, donc l'énergie maximale transmise à la plaque, augmente.

En effet, plus l'enfoncement et la force de sollicitation augmente, plus la force nécessaire à la rupture de premières fibres et premiers plis, est élevée. Il en va de même pour la déflexion de la plaque avant rupture par perforation notamment le cas des derniers plis. Cependant, cette constatation diffère de chaque stratifié (nature de renfort).

Le stratifié SWPP se rigidifier avec l'augmentation des déformations et des contraintes et ceci est dû principalement au comportement plastique de fils d'acier influence sur le comportement mécanique global du composite. Ce dernier a développé un comportement mécanique ductile.

L'énergie absorbée dans les deux composites peut être calculée à partir de la surface entourée par les courbes fermées pour un stratifié non perforé (niveau H1, H2) et d'une surface délimitée par la courbe de force-déformation associée et de l'axe horizontal pour un stratifié perforé (enfoncement H3).

Les énergies d'absorption obtenues des stratifiés SWPP sont de l'ordre de 21,30 Joules et 22,10 Joules. Concernant les stratifiés GFPP, il a été obtenu des niveaux d'énergies moindres de 15,10 Joules et 16,50 Joules. De plus, il a été relevé également que les SWPP étaient plus résistant et dissipaient plus d'énergie (51,90 Joules) que dans le cas des GFPP (38,85 Joules). Cette plus grande capacité de charge dans les stratifiés en renfort en fils d'acier peut être interprété par la déformation la plus importante des couches situées au niveau de la zone du contact (supérieure et inférieure du stratifié). Ces dernières ont freiné la propagation des dommages sur les côtés, mais ils s'accompagnent par une augmentation de la capacité de charge maximale. Une autre difficulté est liée à la liaison fibre/matrice, qui a des effets importants sur la rupture totale.

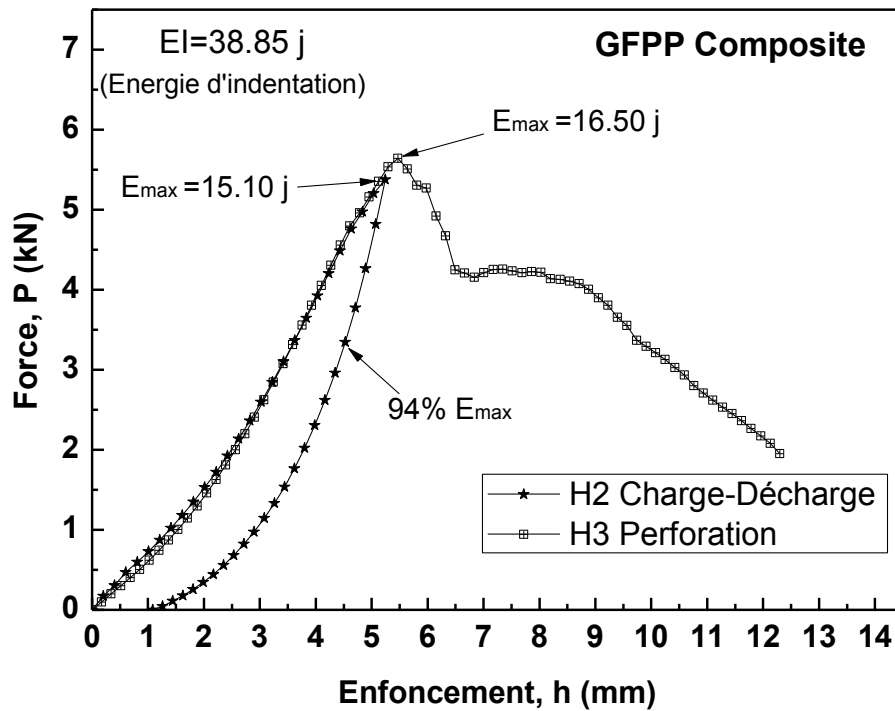


Figure 2-17. Évolution de la force en fonction de déplacement du GFPP

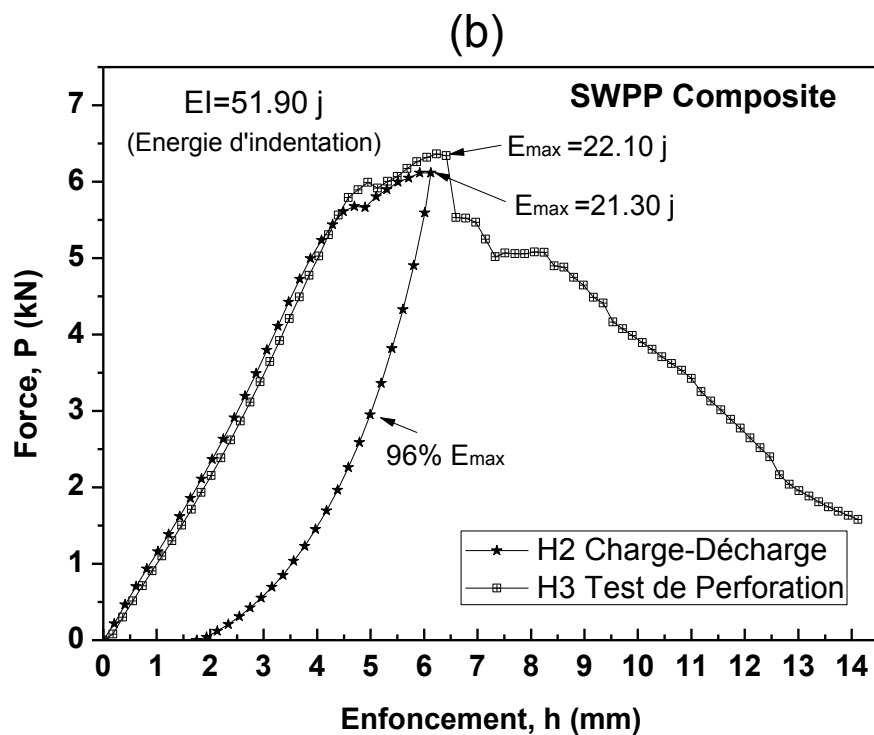


Figure 2-18. Évolution de la force en fonction du déplacement SWPP

En effet, on remarque que l'énergie d'indentation critique à laquelle il y a rupture du composite est en fonction du niveau de l'enfoncement de l'indenteur et de la charge imposée. Plus la surface de contact indenteur/échantillon est importante, plus cette énergie est

importante. Ceci est probablement dû à la distribution des pressions lors du contact entre l'indenteur et le composite stratifié. Pour des faibles énergies d'indentation (enfoncement H1), aucune rupture de fibres n'a été observée à l'œil nu. Ainsi, il ressort nettement des observations qui précèdent que la sévérité de dommages est d'autant plus prononcée que l'énergie d'indentation est grande.

L'inspection post-indentation des échantillons a révélé que l'aire endommagée sous le point de contact été très étendue dans les plaques SWPP comparativement aux plaques GFPP. Ceci semble traduire l'évolution d'endommagement avec une déformation à grande échelle des fibres d'acier sur la face supérieure. En outre, la réponse à l'indentation du SWPP montre la présence d'une chute prononcée de la charge suivie par de quelques oscillations. Ces oscillations sont reliées à l'apparition de quelques délaminages dans l'échantillon dus la liaison entre interface fils d'acier/PP.

2.5.1 Test d'indentation QSI direct : Historique Force/temps

Les figures 2-19 et 2-20 présentent l'historique de l'évolution de la charge d'indentation en fonction du temps pour les stratifiés GFPP et SWPP.

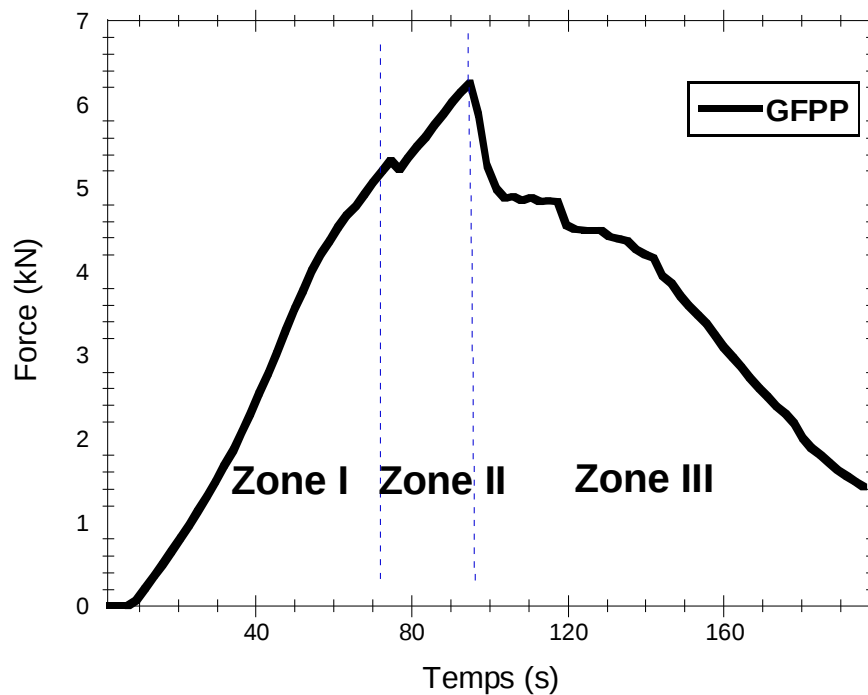


Figure 2-19. Évolution de la force en fonction de déplacement (GFPP)

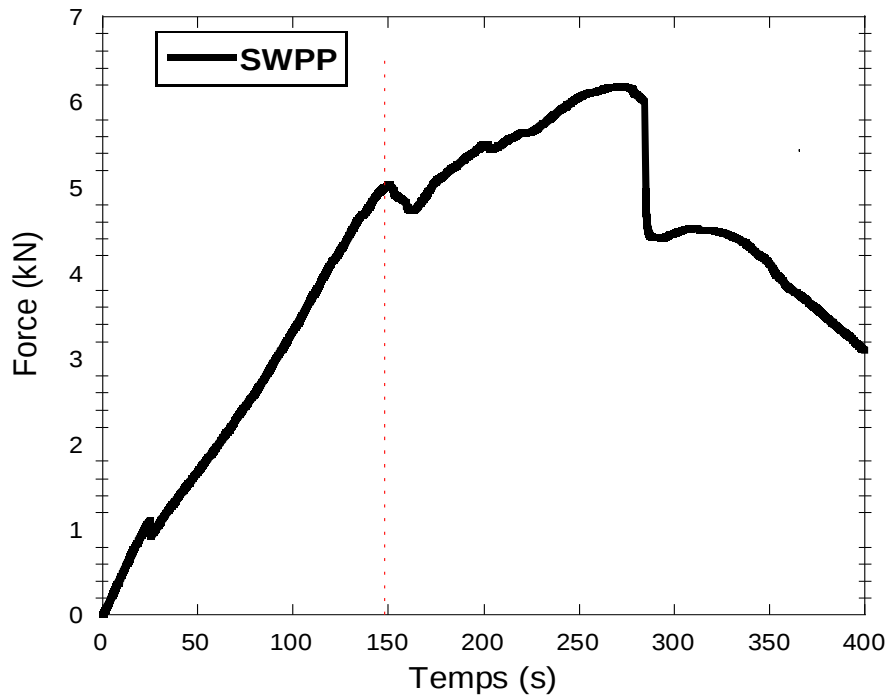


Figure 2-20. Évolution de la force en fonction du temps (SWPP)

Contrairement aux tests précédents, l'indenteur dans ce cas enfonce la plaque en continue (avec une vitesse de déplacement constante de 1,2 mm/min) jusqu'à une profondeur maximale. Ce test engendre la perte de résistance et la perforation complète et pénétration totale du composite.

L'analyse des résultats a montré une différence de comportement des deux plaques lors du chargement QSI, voir figure 2-19 et 2-20.

Dans le cas des GFPP, l'évolution du couple force/temps est décomposée principalement de deux phases. La première phase est élastique et linéaire, qui correspond à une augmentation linéaire de la charge jusqu'au pic dont laquelle la charge maximale est atteinte. Une phase non linéaire est suivie, caractérisée par une diminution de charge jusqu'à la rupture et la perforation complète. Toutefois, il a été relevé que le stratifié a été perforé au-delà de la charge maximale, qui est atteinte à 6,2 kN. Dans cette phase, la courbe décroît graduellement d'une façon brusque et la progression des fissures est stable. En outre, le temps de l'endommagement à la zone de contact indenteur/GFPP débute très rapidement. Le comportement global du GFPP est de type fragile. Cela semble trouver son origine dans la nature des renforts qui sont à base de fibres de verre-E et qui ont développé un comportement fragile.

Les premiers endommagements se créent sur la face indentée avant un temps de 80 secondes. L'apparition des endommagements de la face opposée à l'indentation débute par la suite. Au delà de la limite élastique, chaque phase de montée d'effort correspond à une phase d'accroissement de l'endommagement dans la face arrière. Par contre, la chute de résistance traduit principalement la diminution de la rigidité globale du GFPP.

Par ailleurs, l'évolution de la courbe charge/temps dans le stratifié SWPP est décomposée principalement de trois phases. La première correspond à la phase linéaire élastique où aucun mécanisme d'endommagement n'est décelé jusqu'à une limite de force d'environ ($F = 4,7$). Cette dernière est équivalente au niveau de charge correspondant à l'initiation des fissures dans la face supérieure (de contact). Dans la deuxième phase (phase II), la face exposée

subisse les premiers endommagements, caractérisés en premier par l'initiation de la fissuration matricielle. Il est à noter également qu'à ce niveau de chargement, le renfort (fils d'acier) au voisinage de la face supérieure ne subit pas encore de dommage visible à l'œil nu.

Durant la phase III, l'augmentation de la charge provoque la propagation des fissures dans le SWPP. Avec l'accroissement de la charge, les fils d'acier forment un obstacle et tendent à stopper l'accroissement de ces fissures. Cela cause quelques oscillations sur la courbe (force/temps), avec une redistribution des charges sur toute la plaque SWPP. La rupture des fils d'acier se produit après que la charge maximale est atteinte (au alentour de $F = 6,5$ kN). À noter aussi, que la propagation de dommages dans la zone fortement sollicitée est suivie d'une chute progressive de la charge et des oscillations. Ces oscillations qui sont apparues dans la courbe force/temps semblent avoir pour origine la rupture successive des fils d'acier.

Dans la phase non linéaire, le niveau d'endommagement augmente avec l'accroissement de l'énergie maximale transmise à la plaque. L'évolution de charge affaiblit la section du renfort en fils d'acier notamment ceux de la face arrière. Ces derniers tendent également à freiner l'accroissement des fissures dans la face arrière qui subit avec le temps une perforation totale. Différents mécanismes d'endommagement s'opèrent dans cette partie lors de l'accroissement de la zone endommagée (fissuration de la matrice, délaminage, rupture des fibres).

Par ailleurs, comparativement au premier cas, l'évolution de la courbe force/temps du stratifié SWPP est de type ductile. Cela semble être pour origine la nature du renfort qui est à base fils d'acier, qui ont développé un comportement ductile. En outre, le composite SWPP a pris plus de temps pour se déformer (perforation) comparativement au GFPP. Ceci a pour raison la nature du renfort qui compose les deux stratifiés qui ont développé deux comportements mécaniques distincts.

2. 5.2 Caractérisation de l'endommagement

Après le test d'indentation QSI, les spécimens ont été retirés du dispositif d'essai pour l'évaluation de leurs dommages. Les états des dommages observés se caractérisent par les aspects suivants :

2.5.2.1 Dommages externes

Le mouvement d'indentation QSI est défini comme une dépression de la surface autour de la zone indentée [2, 55]. Avec l'augmentation de l'énergie de contact, les dommages à la surface des stratifiés deviennent plus graves, de sorte que les modes induits changeraient avec le temps.

La perforation dans ce cas peut être divisée en deux étapes : une perforation partielle et une perforation complète. Les premiers dommages surviennent lorsque le matériau est légèrement fissuré, notamment au niveau de la matrice PP. Cette dernière qui est exposée aux forces QSI subit les premiers dommages. En parallèle, lorsque l'indenteur s'insère à travers l'épaisseur du matériau, la pénétration se produit. Tandis que lorsque le matériau est complètement rompu (à la surface opposée de contact), la perforation est totale.

Des séquences (en image) qui illustrent l'évolution du processus des dommages sur la face de contact et celle opposée ont été récupérées et présentées sur la Figure 2-21. Cette dernière montre la croissance des dommages externes (visibles) allant de la détérioration visible à la perforation totale des stratifiés.

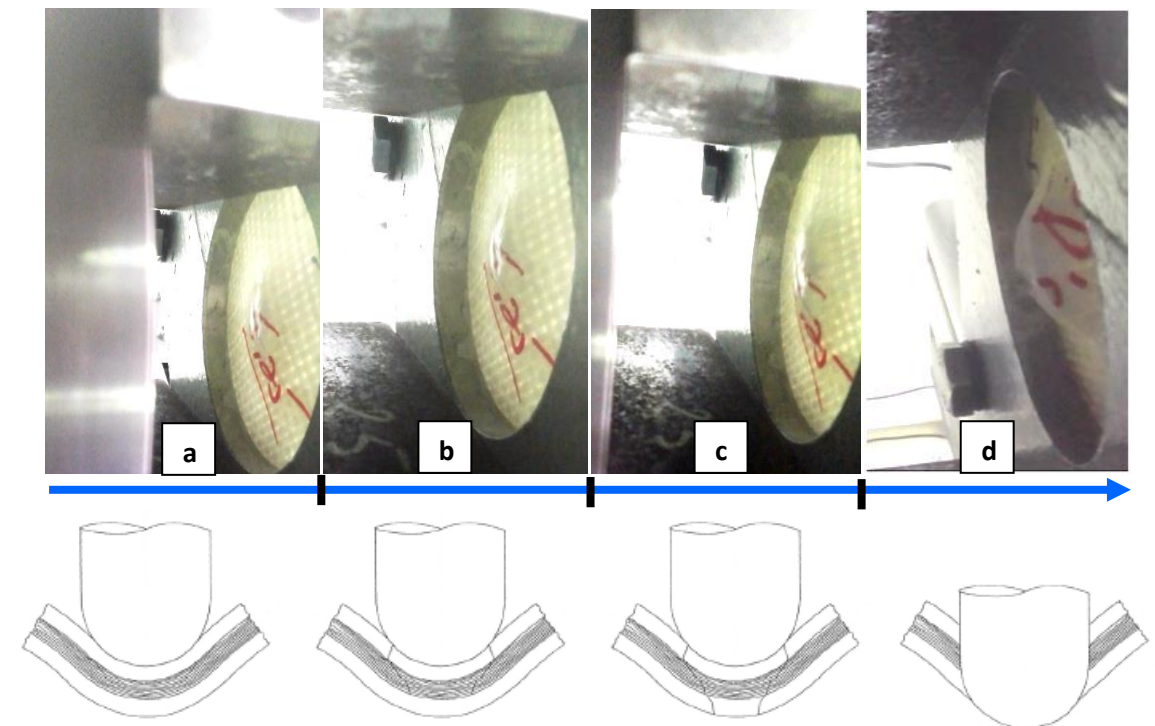


Figure 2-21. Processus de cheminement de l'endommagement dans la face arrière
a) contact b) partiellement perforé c) entièrement perforé d) pénétré

A partir des premiers résultats des tests QSI associés à l'inspection visuelle des échantillons indentés, on peut classer les dommages induits selon le niveau d'enfoncement de l'indenteur sur la plaque et la sévérité de dommages, notamment les dommages à peine visibles, visibles et clairement visibles.

Les profondeurs d'empreintes dans les deux types de plaques composites testées sont très proches. Par contre, leurs évolutions en fonction de l'énergie d'indentation sont différentes. L'aire projetée des dommages dans les plaques GFPP semble croître fortement dans le temps avec la force d'indentation. Cette croissance de dommage se fait de manière brusque dans les plaques GFPP comparativement aux plaques SWPP qui prennent beaucoup plus de temps pour se rompre (Figure 2-22).



Face de contact

Face opposée

Figure 2-22. Perforation de la face avant et arrière des composites GFPP

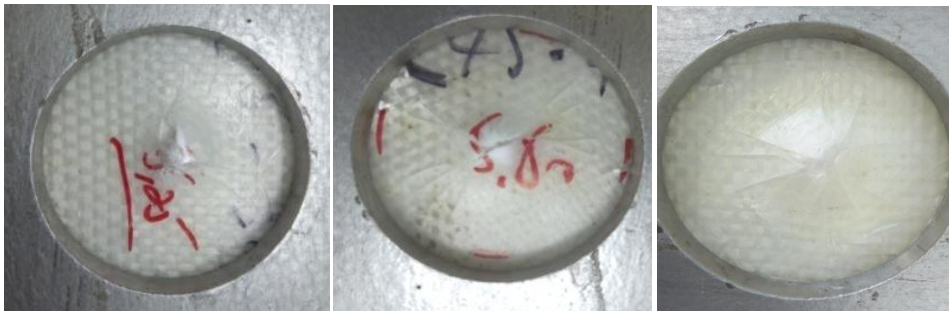
La fissuration matricielle et la rupture des fibres sont les types de dommage le plus prépondérant dans les stratifiés GFPP. L'accumulation des dommages est localisée en premier dans la matrice PP avant la fissuration des fibres de verre. En effet, la matrice PP, servant de liant entre les fibres (de verre et d'acier) se trouve plus sollicitée par des contraintes résultant de flexion et cisaillement, notamment dans les deux faces exposées et opposées à la zone de l'indentation. La rupture des fibres apparaissent bien plus tard, dans le processus d'endommagement et ce, après la fissuration de la matrice (PP). L'apparition de l'endommagement à la face opposée à l'indentation (pénétration) est observée après la rupture des fibres. Finalement, les ruptures de fibres peuvent avoir lieu, lorsque l'effort de traction atteint une valeur extrême dans les fibres.

La rupture des fibres (de la face opposée) est un signe révélateur de la perforation des plaques par pénétration de l'indenteur. Il est provoqué par la forte présence de contraintes localisées notamment dans la zone située sous l'indenteur. Par ailleurs, le phénomène de délaminage n'a pas été observé dans les stratifié GFPP comparativement aux stratifiés SWPP. Ces délaminages se produisent à partir d'un certain seuil d'énergie d'indentation (endommagement diffus).

Les photos de la figure 2-23 montrent les faces frontales et les faces opposées des plaques indentées. Comme attendu, on observe sur ces photos à la même échelle que les endommagements sur les deux faces croient avec l'augmentation de l'énergie d'indentation.



(a) Face de contact



(b) Face de opposée

Figure 2-23. Résultats de l'endommagement des plaques GFPP, (a) face de contact
(b) face opposée

Dans le cas des plaques GFPP, l'endommagement de la face de contact est caractérisé par une indentation circulaire (Figure 2-23.a), causée par la tête de forme hémisphérique de l'indenteur, qui est visible au fur à mesure que la charge d'indentation augmente. En effet, la profondeur de cette indentation augmente avec l'augmentation de l'énergie d'indentation. Le spécimen indenté révèle des dommages répartis initialement de manière uniforme. Ces dommages sont constitués ensuite par une fissure de la matrice suivis par une rupture des

fibres. Ces derniers sont réparties dans l'épaisseur du composite. Ces dommages sont plus graves sous le plan moyen sous la zone d'indentation.

Pour ce qui est de l'endommagement de la face arrière, il est caractérisé par une fissure matricielle qui s'initie avec une orientation à $\pm 45^\circ$ de la face opposée. Pour les niveaux d'énergie plus importants avec l'enfoncement de l'indenteur, cette fissure a tendance à se propager en suivant l'orientation des fils du tissu, comme on peut le voir sur la figure 2-23-b. Dans le cas des plaques SWPP, l'endommagement de la face frontale est caractérisé au départ de même par une indentation de géométrie circulaire, causée par la tête de forme hémisphérique de l'indenteur. La profondeur de cette indentation augmente avec l'augmentation de l'énergie de contact et de l'enfoncement de l'indenteur sur le stratifié.

Ces dommages sont provoqués par un écrasement de la matrice PP sur la zone de contact. Ceci induisent au final une rupture croissante des fils d'acier qui se déplace vers le bas en direction de la face arrière de l'échantillon. La gravité des dommages est évidente (visible) sous la zone d'indentation, comme illustrée sur la figure 2-25. Des délaminages répartis sur l'épaisseur de la palque se trouvent des deux côtés au voisinage d'indentation. Ils se caractérisent par une rupture des fils d'acier et la décohésion entre l'interface fibre /PP.

Par ailleurs, l'endommagement de la face arrière des plaques SWPP est caractérisé par des fissures de formes semi-elliptiques qui s'initient notamment dans le centre des échantillons indentés, comme montré sur la figure ci-dessous. Avec l'enfoncement de l'indenteur au cours de chargement, cette fissure a tendance à se propager en suivant l'orientation des fils 0° et 90° , comme on peut le voir sur la figure 2-24. Au final, ces dommages sont caractérisés par un écrasement de la matrice avec une délamination considérable et une perte de résistance des fils d'acier dans les deux face exposée et opposée. Les délaminations traversent la zone d'indentation et descendent également dans toute l'épaisseur de la plaque notamment autour de la zone de contact indenteur/plaque.

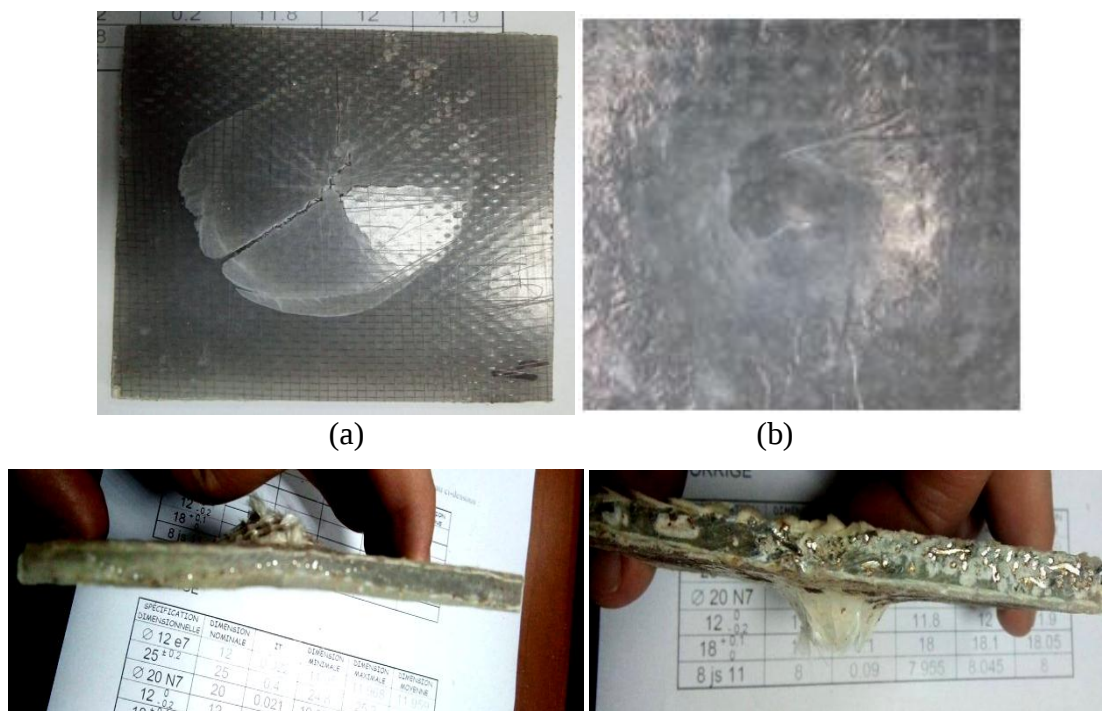


Figure 2-24. Résultats de l'endommagement de SWPP, a) face de contact, b) face opposée

2.5.2.2 Dommage interne

Après les tests d'indentation (QSI), des endommagements internes apparaissent dans les stratifiés GFPP et SWPP, ce qui affecterait les performances des composites. L'endommagement dans l'épaisseur a été observé par microscopie électronique à balayage (MEB) d'une section transversale polie.

Les mécanismes de rupture des deux types de stratifiés sont différents. En effet, la figure 2-25 montre une rupture fragile avec moins de retrait de fibre de verre. La rupture des GFPP dépendent notamment de la résistance mécanique intrinsèque des fibres. L'accumulation de dommages se situe d'abord dans la matrice en polypropylène, avant la fissuration des fibres qui se rompent au avec la déformation cumulée.

Les observations MEB ont permis également de constater d'une part qu'il ya une bonne adhésion interfaciale entre les fibres de verre/résine PP, donc une bonne compatibilité entre les fibres de verre et la matrice polypropylène PP. En outre, les endommagements internes induits par indentation (QSI) à faible vitesse sont alors répartis en premier comme la dégradation de la matrice, à la rupture des fibres et la décohésion à l'interface fibre/matrice.

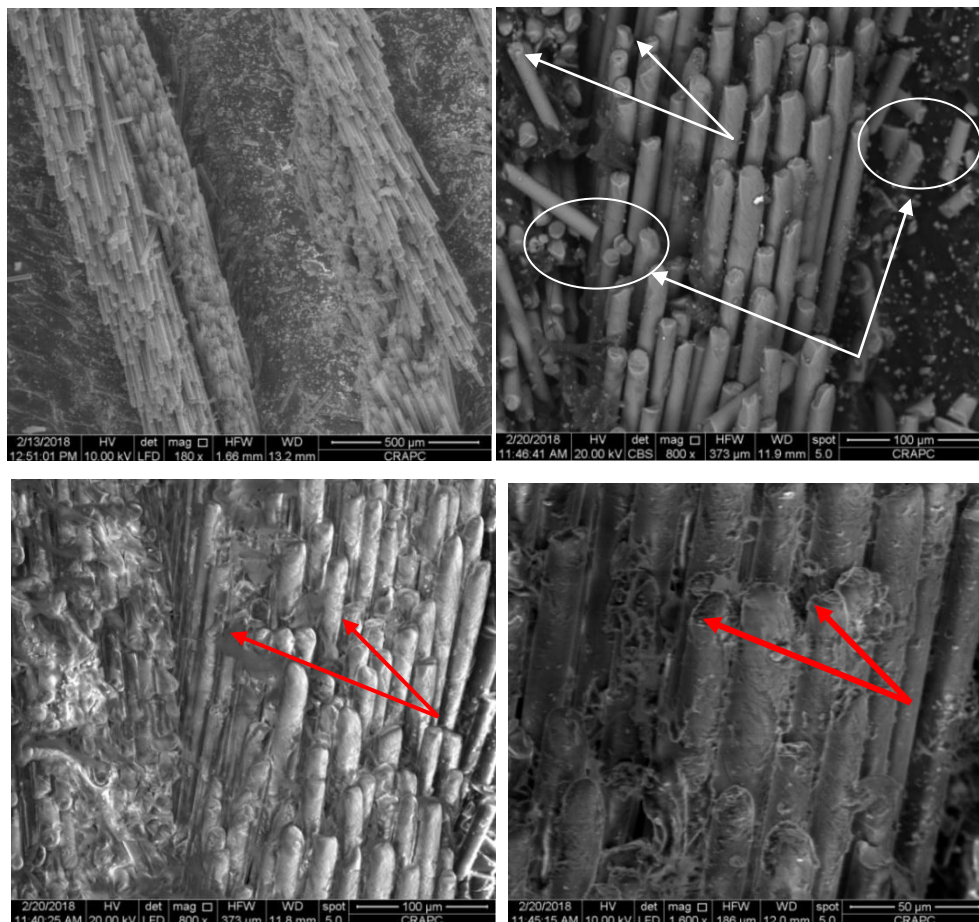


Figure 2-25. Observation MEB de sections transversales GFPP

Par ailleurs, l'endommagement observé sur le composite stratifié SWPP semble être plus complexe. La matrice PP est séparée du renfort, en raison de la déformation plastique des fils d'acier. Cela peut effectivement augmenter la concentration de contraintes à l'interface et

empêche ensuite les fissures de se propager rapidement. Certains délaminages à l'interface fils d'acier/PP sont dus à la déformation plastique des fibres d'acier et à la présence de contraintes de cisaillement importantes, figure 2-26.

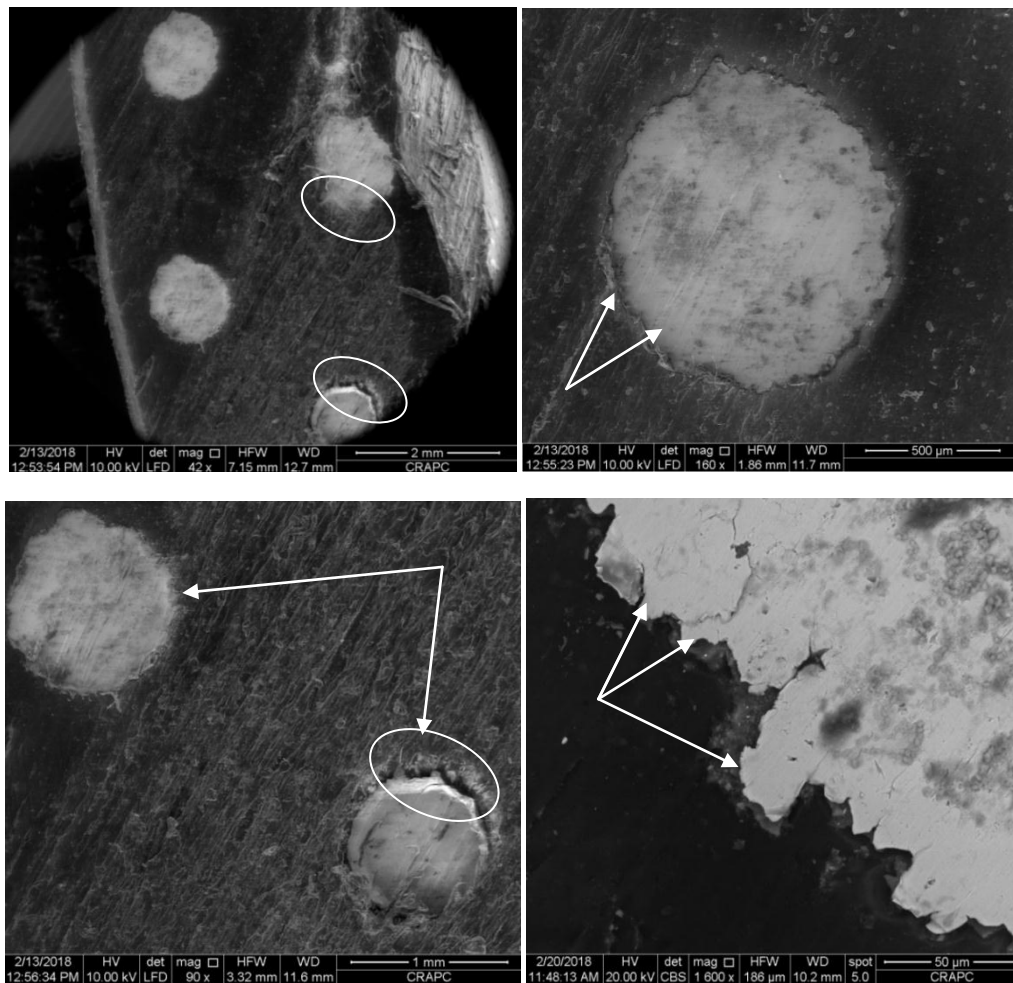


Figure 2-26. Observation microscopique de sections transversales d'échantillons indentés de composites acier/PP

Au final, on distingue quatre phases dans le scénario d'endommagement du composite SWPP constituée d'empilement $[0^\circ/90^\circ]_{2s}$. Il concerne en premier la microfissuration et fissuration matricielle ainsi que la décohésion entre les fibres et la matrice. Ensuite, l'apparition des fissures transverses, parallèles aux fibres et traversant les plis, résultants des dommages. En conclusion, la ruine finale du stratifié est produit par fissuration matricielle, la rupture des fibres et délaminage.

2.6 Conclusion

L'analyse des dommages réels relevés dans les plaques stratifiés sollicitées aux différents niveaux de forces d'indentations QSI a montré de différents modes de dommages.

En effet, l'initiation de l'endommagement dans les deux composites stratifiés de l'étude s'effectue en premier par la fissuration de la matrice qui est la plus sollicitée. Néanmoins, la rupture matricielle n'influe pas autant sur l'endommagement du matériau composite. Pour que la rupture des stratifiés se produise, une énergie plus élevée est nécessaire. Cela s'explique par

le fait que le fond de fissure heurte directement la fibre qui supporte la charge d'indentation (QSI), avec notamment une présence de fissures dans la matrice. L'évolution de l'endommagement dans les deux stratifiés est différente.

Dans le cas des plaques GFPP, il est observé des dommages localisés essentiellement sous le nez de l'indenteur. Ces dommages sont localisés en premier dans la zone de contact poinçon/plaque avec un écrasement important de la matrice directement sous la zone de l'indentation. Ce dommage est suivi par une rupture de la fibre et entraîne ainsi une défaillance de la face arrière. Ce qui est accompagné par la perforation de la plaque, notamment dans le cas d'un enfoncement élevé. Par contre, les observations relevées dans les plaques SWPP ont montré un ensemble de différents types de dommages, provoqués par un écrasement important de la matrice et une rupture progressive des fils d'acier. Ces dommages progressent tout au long de l'échantillon et devient beaucoup plus grave et se dispersent avec une quantité de delaminations importantes vers la zone de la face opposée au contact. Après la fissuration des fils d'acier, on voit apparaître la perforation et pénétration de la plaque par l'indenteur en tête hémisphérique.

Le prochain chapitre aborde les critères d'initialisation de l'endommagement des composites stratifiés ainsi que le modèle d'endommagement utilisé et implémenté dans le code de calcul par éléments finis.

CHAPITRE 3 : COMPORTEMENT MECANIQUE A

L'ENDOMMAGEMENT DES COMPOSITES STRATIFIES

3.1 Introduction

La prédiction des dommages dans les stratifiés composites renforcés par de fibres continues est complexes et ce, par la nature hétérogène de ces derniers. Cette hétérogénéité donne lieu à divers types de fissures, qui interagissent fortement au fil de la progression de la défaillance, notamment sous différents impacts mécaniques. Ces mécanismes d'endommagement peuvent entraîner une redistribution importante des contraintes et donc affecte le matériau composite et provoque ainsi son endommagement.

La conception et la certification de la plupart des structures composites sollicitées aux chargements par impacts reposent sur des approches empiriques en raison de la difficulté de prédire complètement le processus de dommage et de l'utilisation relativement limitée des modèles de simulations. Par conséquent, il est nécessaire de disposer de modèles capables de simuler l'ensemble du processus de dégradation des composites stratifiés, de son déclenchement à son évolution, en passant par l'échec total de la structure composite. Les modèles analytiques sont peu pratiques et, probablement, incapables de modéliser ce processus complexe, en partant de la fissuration de la matrice, évoluant en délamination et en fissures de la fibre à la défaillance ultime structurelle du composite [11, 76].

L'outil le plus prometteur et le mieux adapté est une approche informatique basée sur la méthode des éléments finis. Cette approche libère tout le potentiel des composites, ce qui se traduit par une conception plus rationnelle et optimisée de ces structures. Cependant, le développement d'un modèle numérique approprié représentant la physique des mécanismes d'endommagement sous impact est une tâche ardue [11, 60]. Les simulations fiables et précises du comportement d'endommagement des stratifiés composites nécessitent des études expérimentales et théoriques approfondies sur les mécanismes d'endommagement. Comprendre une séquence de différents modes de dégradation sous impacts ou indentation notamment à faible vitesse et définir les paramètres physiques dans les lois de comportement du matériau qui déterminent le mode qui dominera est actuellement un défi de modélisation numérique. Différentes approches de modélisation sont mises en œuvre dans les modèles d'éléments finis pour caractériser l'apparition et la progression des dommages en vue de l'analyse de structures composites sollicités aux différents impacts mécaniques.

Dans ce chapitre, des approches et critères d'endommagement utilisés dans l'analyse des dommages sous impacts mécaniques sont présentées. Nous intéresserons aux critères de rupture et de lois de comportement à variables internes utilisés pour la modélisation des stratifiés. Ces lois de comportement permettent la modélisation du comportement des stratifiés GFPP et SWPP et sont aptes à rendre comptes des différentes mécanismes se produisant sous chargement QSI.

3.2 Mode d'endommagement des plaques composites sous impacts à faible vitesse

Les composites thermoplastiques sont caractérisés par leurs grandes sensibilités aux charges d'impact. Les dommages typiques du stratifié impacté incluent les mécanismes de dommage intra-laminaire, qui se produisent souvent sous la forme de fracture de fibre, de fissuration de matrice ou de plasticité et de décohésion entre fibres et matrice. La défaillance inter-laminaire est représentée par le délaminage qui se produit entre les couches adjacentes à l'intérieur du stratifié composite [59, 76]. Les dommages à la matrice et le délaminage sont considérés comme les deux modes de défaillance les plus critiques [74, 87].

En raison des propriétés de résistance faibles de la matrice, l'endommagement de cette dernière est considéré comme premier type d'endommagement causé par la charge d'indentation QSI. Ce type de dommage est une combinaison de la fissuration et du

décollement de la matrice (entre fibres) [2, 10, 11]. Les principales causes des fissures de la matrice peuvent être identifiées comme suit:

- Si les fissures de la matrice se produisent sur la surface d'impact sous les bords de l'impacteur ou dans la couche intermédiaire du stratifié, elles sont considérées comme des fissures de cisaillement formées par les fortes contraintes de cisaillement transversales exercées sur le matériau. La contrainte de cisaillement transversale est liée également à la force de contact.
- Si les fissures de la matrice sont présentes sur la face non touchée du stratifié, c'est-à-dire la partie inférieure opposée du stratifié, le terme de fissure de flexion pourrait être défini. Ces fissures de flexion sont formées par la déformation locale sévère du stratifié qui est induite par la contraintes de flexion en traction excessives.

Le phénomène de délamination est un autre mode de défaillance majeur dans des conditions d'impact à faible vitesse. Il peut entraîner une dégradation néfaste de l'intégrité des composants structurels [10, 88]. Liu et al., [29] a rapporté que le délaminage est le résultat d'une rigidité à la flexion inadéquate entre des couches adjacentes ayant une orientation de fibre différente, ce qui conduirait au délaminage en raison de contraintes de cisaillement inter-laminaires et de fissures entre les interfaces relativement faibles. En outre, certaines études [74, 75, 62] ont conclu que, pendant le processus d'impact, les ondes de contrainte sont générées perpendiculairement à la surface du composite, qui se propagent dans l'épaisseur jusqu'à la face arrière du stratifié et rebondissent pour former une onde de tension. La fissuration de la matrice est provoquée par l'onde de tension lorsqu'elle est suffisamment grande. Lorsque les contraintes inter-laminaires induites par cette onde de tension sont supérieures à la force de cohésion ultime, le délaminage se produit. Les contraintes inter-laminaires élargissent également le délaminage, accompagnées de l'augmentation des ondes de tension.

Par ailleurs, l'apparition de la rupture de la fibre est beaucoup plus tardive que l'endommagement et le délaminage de la matrice lorsque l'énergie d'indentation atteint un niveau ultime. Le mécanisme de la rupture de la fibre est similaire à celui de la fissuration de la matrice. La défaillance de la fibre se produit souvent autour de l'élément de frappe ou à la face arrière du stratifié. Ceci en raison des contraintes locales extrêmement élevées et de l'effet de l'indentation ou des contraintes de flexion élevées, respectivement.

3.2.1 Formulation de modèles de dommages pour les composites stratifiés

Les dommages dans les stratifiés composites sont un phénomène complexe et se traduisent par divers modes de défaillance qui interagissent de manière unique. Habituellement, une défaillance de la première couche représente l'initiation des dommages et l'évolution du stratifié composite, mais ne conduit pas à la défaillance de la structure ultime [11, 86].

Un grand nombre de critères de défaillance, de modèles de matériaux et de lois de comportement existent et visent à prédire la défaillance de matériaux composites stratifiés. Une sélection de modèles de matériaux pertinents utilisés pour la validation des résultats avec ceux de l'expérimental est présentée dans ce chapitre. Ces modèles ont été sélectionnés sur la base de leurs efficacités pour le traitement des problèmes complexes notamment le cas de l'impact [17]. Une brève description des aspects remarquables de ces modèles de comportement est également présentée, mettant en évidence leurs forces et leurs faiblesses.

Avant de discuter des critères de rupture du stratifié composite, il est nécessaire de préciser que les stratifiés composites sont formés de multiples laminas composites individuelles basées sur les séquences d'empilement spécifiques. Les modes de défaillance spécifiques à chaque couche unidirectionnelle sont présentés comme explicités ci-après.

3.2.1.1 Critère de contraintes et de déformation maximale

Les critères de contrainte maximale et de déformation maximale, comme leur nom l'indique, reposent sur les valeurs maximales admissibles de contrainte ou de déformation dans les deux sens, traction et compression, ainsi qu'en cisaillement. Ces cinq critères sont totalement découplés et le comportement du matériau dans une direction est indépendant de la contrainte dans les autres directions normales. De ce fait, ils ne prennent pas en compte les effets couplés des contraintes appliquées dans d'autres directions. Ces critères sont encore largement utilisés pour estimer la défaillance des premières couches en raison de leur simplicité, même s'ils ne reflètent pas le comportement observé expérimentalement de composites unidirectionnels.

Les contraintes principales pour chaque pli unique sont comparées aux valeurs de résistance admissibles correspondantes. L'expression du critère de rupture en contrainte maximale est donnée comme suit [75, 76]

$$\text{Max}\left(\frac{\sigma_{11}}{-X_p}; \frac{\sigma_{22}}{-Y_p}\right) = 1 \quad (3.1)$$

X_T , Y_T : Résistance ultime à la rupture en traction et la compression dans le sens longitudinal et transversal.

Selon le critère de déformation maximale, une défaillance du matériau se produit si la condition suivante est remplie.

$$\text{Max}\left(\frac{\varepsilon_{11}}{-\varepsilon_{p,1}}; \frac{\varepsilon_{22}}{-\varepsilon_{p,2}}\right) = 1 \quad (3.2)$$

$\varepsilon_{p,1}$ $\varepsilon_{p,2}$: déformation ultime à la rupture dans le sens longitudinal et transversal.

3.2.1.2 Critère de Tsai-Hill

Les critères de contrainte maximale de déformation maximale sont les approches de rupture les plus simples pour prédire la défaillance lorsque chaque contrainte dépasse individuellement les valeurs admissibles correspondantes du composite. Par conséquent, des critères de ruptures interactifs ont été développés. Le critère de défaillance de Tsai-Hill avait été proposé initialement par Hill [77, 78] sur la base du critère de Von-Mises dans un matériau isotrope. L'expression est présentée comme suit, ce qui est analogue au critère de rupture de Von-Mises.

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{X}\right)^2 - \left(\frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{Y^2}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{22}}{Y}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{LT}}\right)^2 \leq 1 \quad (3.3)$$

3.2.1.3 Critère de Tsai-Wu

Le critère d'échec de Tsai-Wu [76] est un critère phénoménologique, c'est-à-dire fondé sur l'observation expérimentale plutôt que sur des théories fondamentales. Il a été dérivé dans le but de prédire la défaillance d'un matériau en évaluant ses invariants de contraintes. En tant que telle, une expression polynomiale unique est utilisée pour exprimer l'avènement de rupture.

$$F_1\sigma_{11} + F_2\sigma_{22} + F_{11}\sigma_{11}^2 + F_{22}\sigma_{22}^2 + F_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} \geq 1 \quad (3.4)$$

Où

$$F_{12} = \frac{1}{X_{s,T} X_{s,C}}; \quad F_{22} = \frac{1}{Y_{s,T} Y_{s,C}}; F_{12} = \frac{1}{S^2} \quad (3.5)$$

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

Les composites se fissurent selon différents mécanismes en fonction de l'orientation et du chargement. Cette classe de critères est néanmoins pratique, puisqu'un seul critère doit être mis en œuvre, ce qui explique pourquoi il a été programmé dans de nombreux codes FEM [14, 59].

3.2.1.4 Critère de Hashin-Rotem

Le modèle proposé par Hashin et Rotem [79] est l'un des premiers modèles de défaillance largement utilisés. Ce dernier est proposé spécifiquement pour les lamina composites unidirectionnelles. Alors que le critère de défaillance basé sur la contrainte maximale est totalement séparé, tandis que les critères de Hashin-Rotem sont partiellement couplés, c'est-à-dire qu'une défaillance peut impliquer des contraintes normales et des contraintes de cisaillement.

Ce modèle fait la distinction entre défaillance de la direction des fibres et défaillance de la direction de la matrice, en traction et en compression. Une défaillance de la fibre en traction se produit si :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{S_{11}^T} \right) \geq 1 \quad (3.6)$$

Une défaillance de la fibre en compression se produit si :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{S_{11}^C} \right) \geq 1 \quad (3.7)$$

Une défaillance de la matrice en traction se produit si :

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{22}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (3.8)$$

Le critère de rupture de la matrice en compression est donné

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{22}^C} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (3.9)$$

3.2.1.5 Critère de Hashin

Les critères de Hashin sont une modification des critères de Hashin-Rotem pour tenir compte de l'influence bénéfique des contraintes de compression sur la résistance de la matrice (Hashin, 1980) [80, 81]. Selon Hashin, le critère de rupture des fibres en traction sous contrainte plane devient :

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{22}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (3.10)$$

Le critère de défaillance de la fibre en compression est resté inchangé

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{S_{11}^C} \right) \geq 1 \quad (3.11)$$

Le critère de défaillance de la matrice en traction est également inchangé

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{S_{22}^T} \right)^2 + \left(\frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (3.12)$$

La rupture en compression de la matrice incorporant un terme supplémentaire, se présentant comme suit:

$$\left(\frac{\sigma_{22}}{2S_{23}} \right)^2 + \left[\left(\frac{Y^C}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right] \frac{\sigma_{22}}{Y^C} + \left(\frac{\tau_{12}}{2S_{12}} \right)^2 \geq 1 \quad (3.13)$$

3.3 Continuum Damage Model

L'approche Continuum Damage Model (CDM) se caractérise par l'effet de la présence de micro-défaillances dans le matériau plutôt que de suivre la propagation et l'initiation de la fissure comme dans l'approche de la mécanique de la rupture. Cette théorie décrit les dommages, c'est-à-dire l'apparition de fissures comme une variable d'état pouvant être exprimée sous forme de scalaire ou de tenseur pour quantifier les dommages isotropes ou anisotropes [76, 82, 83].

La présence des fissures dans le matériau diminue la surface relative du matériau capable de supporter des charges, augmentant ainsi la contrainte dans le matériau non endommagé sous une déformation donnée. Cela conduit à la notion de contrainte effective, ce qui implique qu'un matériau endommagé soumis à une charge.

$$\left\{ \begin{matrix} - \\ \sigma \end{matrix} \right\} = [M] \{ \sigma \} \quad (3.14)$$

Où [M] est le tenseur effectif d'endommagement.

Les tenseurs typiques dans le plan prennent la forme

$$[M] = \begin{bmatrix} \frac{1}{1-d_{11}} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{1-d_{22}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{1-d_{12}} \end{bmatrix} \quad (3.15)$$

Où les d_{ij} sont des variables d'état internes représentant des dommages. Les paramètres de dommages d_{ij} vont de 0 à 1 et représentent une réduction de la surface supportant la charge. Pour les matériaux non endommagés, d_{ij} prend la valeur 0.

$$d_{ij} = \begin{cases} 0 & \text{état non-endommagé} \\ 1 & \text{.....état endommagé} \end{cases} \quad (3.16)$$

La relation contrainte-déformation pour un composite endommagé prend la forme

$$\left\{ \begin{matrix} \sigma \\ \tau \end{matrix} \right\} = [M]^{-1} [C] \{ \varepsilon \} \quad (3.17)$$

Avec $[C]$ étant le tenseur de rigidité

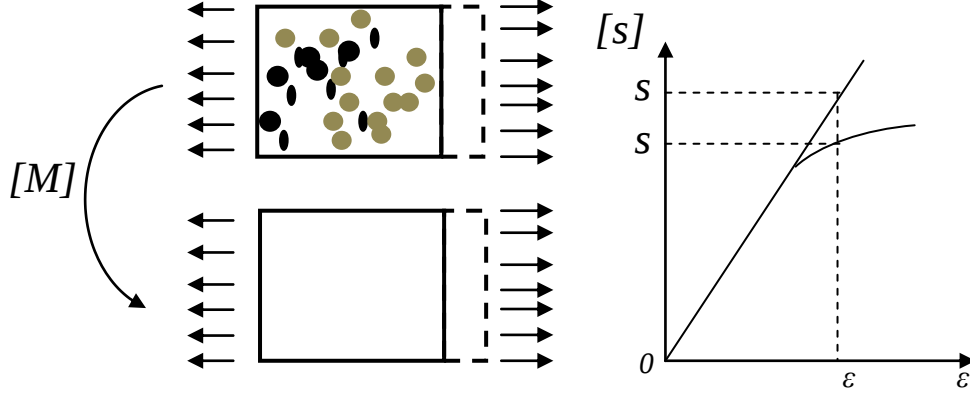


Figure 3-1. Schéma de contraintes effectives

3.3.1 Modèle Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT)

Matzenmiller-Lubliner-Taylor (Matzenmiller et al., 1995) [4], ou modèle MLT, est également à la base de nombreux développements de modèles matériels. Dans ce modèle de matériau, la courbe contrainte-déformation prend la forme d'une fonction de Weibull, permettant ainsi le ramollissement du matériau endommagé. Les dommages affectent les directions chaîne, trame et cisaillement. La relation contrainte-déplacement prend la forme.

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\sigma_{11}}{E_{11}(1-d_{11})} & -\frac{\nu_{12}\sigma_{11}}{E_{11}} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}\sigma_{12}}{E_{22}} & \frac{\sigma_{22}}{E_{22}(1-d_{22})} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\tau_{12}}{G_{12}(1-d_{12})} \end{bmatrix} \quad (3.18)$$

Plus précisément, la loi de l'évolution est décrite par la variable d'endommagement $d_{i,A}$, donnée par l'équation suivante:

$$d_A = 1 - \exp \left[- \frac{1}{me} \left(\frac{E_{ii} \varepsilon_{ii}}{\sigma_{f,i}} \right)^m \right] \quad (3.19)$$

La forme de la fonction de Weibull en traction et en compression est régie par des paramètres internes (m). Ces derniers dictent le comportement du matériau en cas de détérioration et de dégradation. Ces paramètres peuvent être calculés de sorte que le pic de la courbe contrainte-déformation corresponde à la déformation mesurée à la contrainte maximale en utilisant l'équation 3.20.

$$m = \frac{1}{\ln\left(\frac{\varepsilon}{\sigma} E \bigg|_{\sigma_{\max}}\right)} \quad (3.20)$$

Il s'agit d'une approche efficace pour modéliser la croissance des dommages dans le stratifié composite à l'aide du paramètre d'adoucissement de la contrainte «m» dans le modèle MLT [84, 85]. La valeur appropriée de «m» est généralement liée à la taille du maillage et aux conditions de charge. La valeur de «m» pour différents modes de fonctionnement peut être déterminée à l'aide d'essais de traction ou de compression uniaxiale. Un ensemble de valeurs de «m» peut être appliqué pour l'adoucissement des contraintes afin de modéliser le processus de défaillance complexe des composites pour différents modes de dégradation. De toute évidence, la valeur «m» a un effet important sur la détermination de la précision de la prévision de la progression des dommages. Une valeur inappropriée de «m» pourrait donner lieu à des difficultés numériques pour simuler le processus de croissance des dommages et finalement conduire à des résultats erronés [84]. Par exemple, si une valeur relativement faible de «m» a été appliquée dans le modèle d'endommagement du stratifié composite, il présentera un comportement ductile qui est évidemment en contradiction avec ses caractéristiques de fragilité. Par conséquent, afin d'éviter le «m» dépendant de l'expérience, la variable de dommage a été proposée par une fonction exponentielle ne faisant référence qu'à la longueur caractéristique et aux propriétés composites.

3.3.2 Développement du modèle

Pour analyser la résistance de composite stratifié, des théories de résistance sont nécessaires. L'analyse de défaillance est un outil permettant de prédire la résistance d'un stratifié composite contenant des plis d'orientations différentes et dans des conditions de chargement complexes. Actuellement, ils existent de nombreuses approches de modélisation par éléments finis pour les problèmes d'impact sur les composites stratifiés. Cependant, celle qui est très utilisées dans le domaine de la recherche et dans l'industrie est les critères de défaillance de Hashin. En effet, les critères de dommage de Hashin permettent de mieux comprendre le comportement de la fibre et de la matrice en matière de dommages dus à la traction et à la compression [76, 80, 89].

Les composites renforcés de fibres continues ont une variété de mécanismes d'endommagement. A l'échelle micro, ces mécanismes peuvent inclure la rupture des fibres, arrachement des fibres, retrait des fibres, rupture fibre/matrice et rupture de la matrice. Les mécanismes d'endommagement à l'échelle du lamina peuvent inclure les ruptures transverses dans les deux plans parallèle et perpendiculaire aux fibres et le délaminage entre deux plis du lamina.

En effet, les résultats expérimentaux présentés dans la partie précédente montrent clairement que le comportement à l'endommagement présenté par les plaques composites est complexe, notamment le stratifié en fils d'acier SWPP. Il a été constaté que les niveaux de dommages étaient liés à l'étendue de l'accumulation de dommages et qui sont à l'origine de la dégradation des propriétés des matériaux. Dans le cas des composites en fibre de verre GFPP, les dommages dans les directions chaîne et trame sont formulés de manière similaire.

Matzenmiller et al. [4] ont développé un modèle d'endommagement appelé «modèle MLT» pour l'analyse non linéaire des stratifiés composites. Ils ont construit le modèle en utilisant des variables d'endommagement par rapport au mode de défaillance individuel dans les directions principales du matériau. L'évolution de ces variables internes dépend des valeurs de contraintes définies dans les critères de rupture de Hashin, exprimées en invariants de

contraintes pour un corps transversalement isotrope et en paramètres de résistance pour le composite [84]. En outre, lorsqu'un des critères de défaillance de Hashin est satisfait en un point d'une structure composite, il s'ensuit des dommages et peut être caractérisé par l'introduction de variables internes pour la rupture de fibre en traction et en compression, la fissuration de la matrice en traction et en compression.

3.3.3 Prédiction de l'initiation de l'endommagement-rupture

Pour prédire le début et l'évolution des dommages, le modèle MLT de dommage utilisé pour les stratifiés en SWPP et GFPP est fondé sur le critère de dommage de Hashin (1980). Quatre différents critères interviennent dans ce modèle : la traction des fibres, la compression des fibres, la traction de la matrice et la compression de la matrice.

Le dommage instantané D est défini comme suit

$$D_i = 1 - \left(\frac{G_i}{G_0} \right) \quad (3.21)$$

Où G_i est la rigidité, calculée à partir de la région linéaire pour chaque boucle et G_0 est le module de Young initial [26]. La dernière zone correspond à la défaillance du composite renforcés. Ces dernières mettent en évidence deux mécanismes simultanés l'endommagement et la plasticité.

Dans ce travail, le modèle MLT a été étendu pour prendre en compte la plasticité qui apparaissent dans le stratifié SWPP, qui a développé un comportement ductile comparativement au stratifié GFPP qui donne un comportement fragile. La plasticité et les dommages ont été pris en compte dans les directions longitudinale et transversale. La dernière zone correspond à la défaillance du composite renforcé. Cependant, le comportement du stratifié est supposé orthotrope élastique et la relation prend la forme :

$$\sigma = E'_D K \varepsilon^n \quad (3.22)$$

Où ε et σ sont les composantes de déformation et de contrainte. Les deux paramètres (K , n) sont déterminés expérimentalement. E'_D est la matrice de rigidité endommagée pour un lamina orthotrope et est définie comme :

$$E'_D = \frac{1}{D} \begin{bmatrix} (1-d_1)E_1 & (1-d_1)(1-d_2)\nu_{21}E_2 & 0 \\ (1-d_1)(1-d_2)\nu_{12}E_2 & (1-d_2)E_2 & 0 \\ 0 & 0 & 2D(1-d_3)G_{12} \end{bmatrix} \quad (3.23)$$

Avec :

$$D = 1 - (1-d_1)(1-d_2)\nu_{12}\nu_{21} \quad (3.24)$$

E_1 et E_2 sont le module d'élasticité dans les directions longitudinale et transversale, respectivement. G_{12} est le module de cisaillement. ν_{12} et ν_{21} sont les ratios de poisson majeur et mineur. d_1 est associé à une fracture longitudinale (chaîne), d_2 est associé à une fracture transversale (trame) et d_3 est associé à une défaillance de cisaillement (fibre/matrice).

Les variables de dommage d_i sont assez favorables pour décrire la partie de dommage (ramollissement non linéaire de la courbe) en raison de l'effet de la formation progressive de micro-fissures. Le comportement adoucissant des stratifiés peut être prédit par ce modèle MLT (fonction exponentielle). Le tenseur de compliance élastique du matériau endommagé s'écrit à l'aide de deux variables scalaires d_{iA} et d_{iB} .

$$d_{i,A}^{t+\Delta t} = 1 - \exp \left[-\frac{1}{me} \left(\frac{E_{ii} \varepsilon_{ii}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,i}} \right)^m \right] \quad (3.25)$$

$$\text{avec} \quad m = \frac{1}{\ln \left(\frac{\varepsilon}{\sigma} E \right)}$$

E_{ii} est le module de la partie élastique. $\varepsilon_{ii} i = 1, 2$ est la déformation liée à la direction progressive des dommages. On suppose que $\sigma_{i,f} = 1, 2$ est identique pour la compression en (Xc, Yc) et la compression avec compression en (Xp, Yp), respectivement. m est le module de Weibull. La variable $d_{i,A}$ de dommages en compression est commandée par m paramètres qui dictent le comportement d'accumulation de dommages. Les paramètres m sont définis à partir de la déformation sous contrainte maximale et du module de Young E .

Les variables d'endommagement $d_{i,B}$ sont utilisées pour prédire la défaillance (adoucissement) des stratifiés fil d'acier SWPP. L'évolution des dommages s'exprime donc comme suit :

$$d_{i,B} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}} \right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}} \right)^q - (\varepsilon_{ii})^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i})^q}{(\varepsilon_{ii})^q} \right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad (3.26)$$

Où h_e est la longueur caractéristique de l'élément et G_f est l'énergie de fracture par unité de surface. $\varepsilon_{(f, i)}$ est la déformation sous contrainte maximale et $\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,i}}$ est la valeur de déformation ε_{ult} lorsque l'échantillon est complètement endommagé [84]. $d_A + d_B = 1$ en cas de dommage complet.

3.3.4 Représentation graphique de l'endommagement

La figure 3-2 représente la courbe contrainte-déformation et les variables d'endommagement qui correspondent aux zones de dégradation des plaques SWPP d'empilement $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$.

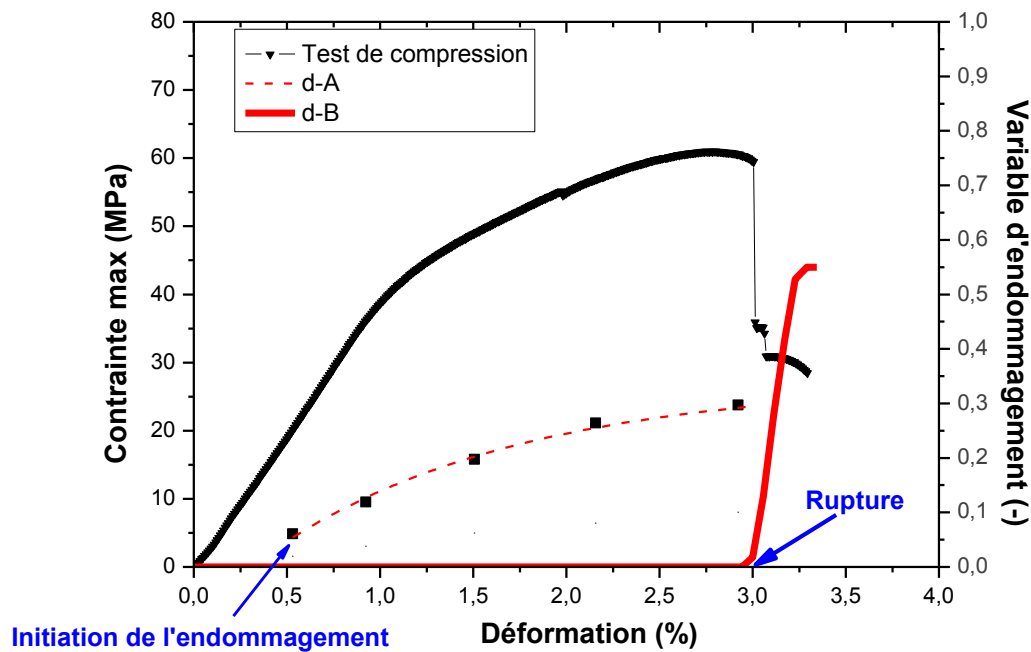


Figure 3-2. Evolution des deux variables d'endommagement d1 et d2 en fonction de la déformation induite par la formation des micro-fissures et des macro-fissures dans le cas du stratifié SWPP.

La figure 3-2 représente les cycles charge-décharge de l'essai de compression sur les stratifiés SWPP et montre une diminution progressive du module d'Young 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 est définie comme suit: $D_i = 1 - \left(\frac{G_i}{G_0}\right)$

La progression des dommages dans les plaques composites GFPP et SWPP est différente. La figure 3-2 représente la courbe d'essai de compression pour les stratifiés SWPP où trois zones distinctes peuvent être observées ; (i) la zone élastique non endommagée, (ii) la seconde zone qui commence par la diminution de la rigidité, cette diminution progressive du module est obtenue par l'essai de compression charge-décharge.

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 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 . 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 plaque SWPP.

Par conséquent, il a été révélé 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 0.5 %. L'évolution de la variable d'endommagement d_I 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 %.

3.3.5 Méthode dynamique explicite

Le modèle de dommage utilisé dans cette étude a été implémenté dans le code FE Abaqus / explicit dans une subroutine VUMAT.

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, ont moins 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/Explicit) [90].

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 :

$$\ddot{\mathbf{u}}^{(i+\frac{1}{2})} = \dot{\mathbf{u}}^{(i-\frac{1}{2})} + \frac{\Delta t^{(i+1)} + \Delta t^{(i)}}{2} \ddot{\mathbf{u}}^{(i)} \quad (3.28)$$

$$\mathbf{u}^{(i+1)} = \mathbf{u}^{(i)} + \Delta t^{(i+1)} \mathbf{u}^{(i+1)} \dot{\mathbf{u}}^{(i+\frac{1}{2})} \quad (3.29)$$

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

$$\{\ddot{\mathbf{u}}\} = [\mathbf{M}]^{-1} \{F^{ext}\} - \{F^{int}\} \quad (3.30)$$

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 :

$$\Delta t \leq \frac{L_e}{C} \quad (3.31)$$

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

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (3.32)$$

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.

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

Cette section présente les différentes implémentations qui peuvent être appliquées sur les modèles numériques des composites SWPP et GFPP dans un code éléments finis Abaqus/Explicit. Ces lois permettent d'obtenir les informations sur l'état du composite à chaque pas de temps et à chaque point d'intégration. La démarche progressive adaptée consiste en premier à mentionner les sous étapes de l'implémentation de chaque loi de comportement avec les équations qui y sont rattachées, aussi à présenter des algorithmes qui mentionnent juste les grandes étapes de la sous-routine VUMAT.

Les différentes lois de comportement de la non-linéarité ont été prises en compte dans la modélisation des plaques composites. Suivant l'application prévue, différentes configurations peuvent se présenter. Il a été appliqué un couplage de différents modèles notamment le modèle endommagement-rupture, le modèle élasto-endommagement-rupture. Le modèle endommagement-rupture couplé à la compression est utilisé pour la prédiction de la réponse des avec indentation. Les figures 3-3, 3-4 et 3-5 illustrent les organigrammes du déroulement des calculs et l'interaction entre les trois principaux éléments de l'endommagement, l'impact et la rupture.

3.3.6.1 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 sous-routine 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 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 $d_{i,B}^{t+\Delta t}$ 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).

Étape 1 : Mise à jour du vecteur de contraintes.

$$\{\sigma\}^{t+\Delta t} = \{\sigma\}^t + \{\Delta\sigma\}^{t+\Delta t} \quad (3.33)$$

Étape 2 : Mise à jour du vecteur de déformations.

$$\{\varepsilon\}^{t+\Delta t} = \{\varepsilon\}^t + \{\Delta\varepsilon\}^{t+\Delta t} \quad (3.34)$$

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

$$m = \frac{1}{\ln(E_{ii}\varepsilon_{f,i} / \sigma_{f,i})} \quad (3.35)$$

$$d_{i,A}^{t+\Delta t} = 1 - \exp\left[-\frac{1}{m} \left(\frac{E_{ii}\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,i}}\right)^m\right] \quad (3.36)$$

Étape 4 : Calcul de la fonction d'état limite de Hashin $F^{t+\Delta t}$ 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 ($F^{t+\Delta t}(\sigma_{i,j}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,j}^C)$) de Hashin avec les contraintes au début de l'incrément. 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 $d_{i,B}^{t+\Delta t}$.

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

$$F_L^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{11}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L}\right)^2 \geq 1 \quad (3.37)$$

$$F_T^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^T}\right)^2 + \alpha \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L}\right)^2 \geq 1 \quad (3.38)$$

$$d_{i,B}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e\sigma_{f,1}^T}\right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e\sigma_{f,1}^T}\right)^q - (\varepsilon_{f,i}^T)^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i}^T)^q}{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q}\right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad (3.39)$$

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

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

$$F_T^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{2S^T} \right)^2 + \left[\left(\frac{\sigma_{f,i}^C}{2S^T} \right)^2 - 1 \right] \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,2}^C} \right) + \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^L} \right)^2 \geq 1 \quad (3.41)$$

$$d_{i,B}^{t+\Delta t} = \left[\frac{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,1}^C} \right)^q}{\left(\frac{2G_f}{h_e \sigma_{f,1}^C} \right)^q - (\varepsilon_{f,i}^C)^q} \left(1 - \frac{(\varepsilon_{f,i}^C)^q}{(\varepsilon_{ii}^{t+\Delta t})^q} \right) \right]^{\frac{1}{n}} \quad (3.42)$$

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

$$[C]^{d1} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{21} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{12} \end{bmatrix} \quad (3.43)$$

$$C_{11} = \frac{1}{E_1^{t+\Delta t}}, \quad C_{12} = \frac{\nu_{12}}{E_1}$$

$$C_{12} = \frac{\nu_{12}}{E_2}, \quad C_{22} = \frac{\nu_{12}}{E_2^{t+\Delta t}}$$

$$C_{12} = \frac{1}{E_2^{t+\Delta t}}$$

Où :

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

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

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

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

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

$$d_{2,T}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) = d_{2,A}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,B}^{t+\Delta t} (\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \quad (3.45)$$

Calculer l'incrément de contrainte avec :

$$\{\sigma\}^{t+\Delta t} = [C]^d \{\varepsilon\}^{t+\Delta t} \quad (3.46)$$

Où $[C]^d$ est le tenseur de rigidité endommagement-rupture et $\{\sigma\}^{t+\Delta t}$ 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 G .

La figure 3-3 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 composites. Cet organigramme mentionne juste les grandes étapes de la sous-routine VUMAT.

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.

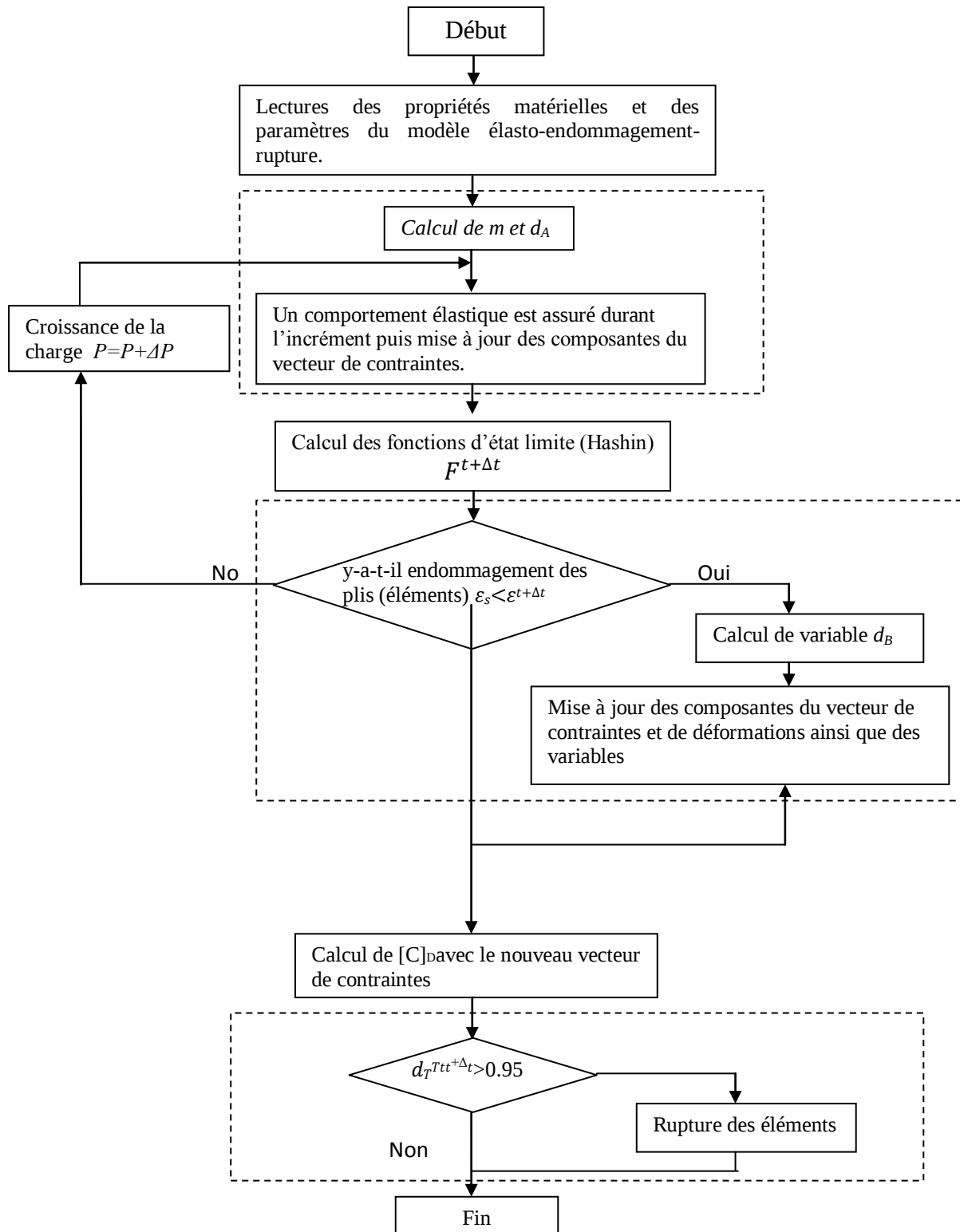


Figure 3-3. Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement endommagement-rupture (Abaqus, [90])

3.3.5.2 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 :

Étape 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 :

$$\{\Delta\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} = [C_{ij}]^e \{\Delta\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} \quad (3.47)$$

$$[C]^e = \frac{1}{N} \begin{bmatrix} C_{11}^0 & C_{12}^0 & 0 \\ C_{12}^0 & C_{22}^0 & 0 \\ 0 & 0 & C_{12}^0 \end{bmatrix} \quad (3.48)$$

$$C_{11}^0 = E_{11}, \quad C_{12}^0 = \nu_{12} E_{11}$$

$$C_{12}^0 = \nu_{12} E_{11}, \quad C_{22}^0 = E_{22}$$

$$C_{12}^0 = C_{12}$$

Avec :

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

Ensuite, le vecteur des contraintes est mis à jour :

$$\{\Delta\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} = \{\sigma_{ij}\}^t + \{\Delta\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} \quad (3.49)$$

Étape 2 : Calcul du vecteur de déformations :

$$\{\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} = \{\varepsilon_{ij}\}^t + \{\Delta\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} \quad (3.50)$$

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

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

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

Étape 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 $d_{i,A}^{t+\Delta t}$.

$$f(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{S,i}^T, \sigma_{S,i}^C) = \left(\frac{1}{\sigma_{S,1}^T} - \frac{1}{\sigma_{S,1}^C} \right) \sigma_{11}^{t+\Delta t} + \left(\frac{1}{\sigma_{S,2}^T} - \frac{1}{\sigma_{S,2}^C} \right) \sigma_{22}^{t+\Delta t} + \left(\frac{1}{\sigma_{S,1}^T \sigma_{S,1}^C} \right) (\sigma_{11}^{t+\Delta t})^2 + \left(\frac{1}{\sigma_{S,2}^T \sigma_{S,2}^C} \right) (\sigma_{22}^{t+\Delta t})^2 + \left(\frac{1}{S^2} \right) (\sigma_{12}^{t+\Delta t})^2 < 1 \quad (3.51)$$

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

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

Étape 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 $f(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{S,i}^T, \sigma_{S,i}^C)$ 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 $d_{i,B}^{t+\Delta t}$.

$$\Delta F_L^{t+\Delta t} = - \frac{\sigma_{11}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,1}^C} \geq 1$$

$$\Delta F_T^{t+\Delta t} = \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{2S^T} \right)^2 + \left[\left(\frac{\sigma_{f,2}^C}{2S^T} \right) - 1 \right] \left(\frac{\sigma_{22}^{t+\Delta t}}{\sigma_{f,2}^C} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}^{t+\Delta t}}{S^T} \right)^2 \geq 1 \quad (3.52)$$

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

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

$$[C]^d = \frac{1}{N} \begin{bmatrix} C_{11}^d & C_{12}^d & 0 \\ C_{12}^d & C_{22}^d & 0 \\ 0 & 0 & C_{12}^d \end{bmatrix} \quad (3.53)$$

$$C_{11}^d = E_{11}^{t+\Delta t}, \quad C_{12}^d = \nu_{12} E_{11}^{t+\Delta t}$$

$$C_{12}^d = \nu_{12} E_{11}^{t+\Delta t}, \quad C_{22}^d = E_{22}^{t+\Delta t}$$

$$C_{12}^d = C_{12}^{t+\Delta t}$$

Où :

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

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

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

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

$$d_{1,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) = d_{1,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,p}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) + d_{1,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{11}^{t+\Delta t}) \quad (3.54)$$

$$d_{2,T}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) = d_{2,A}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,p}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) + d_{2,B}^{t+\Delta t}(\varepsilon_{22}^{t+\Delta t}) \quad (3.55)$$

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

$$\{\sigma_{ij}\}^{t+\Delta t} = [C_{ij}]^d \{\varepsilon_{ij}\}^{t+\Delta t} \quad (3.56)$$

La figure 3-4 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 plaques composites, sollicités en traction.

Premièrement, le programme fait appel aux 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 $F(\sigma_{ij}^{t+\Delta t}, \sigma_{f,i}^T, \sigma_{f,i}^C > 1)$, 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.

Le sous-programme en Subroutine du modèle défini précédemment a été écrit dans un fichier FORTAN et implémenté dans le solveur Abaqus / Explicit [90] en raison de sa capacité à prendre en compte le chargement dépendant du temps, les interactions de contact complexes, comme indiqué dans la section ci-dessus. Son processus de mise en œuvre pour les éléments solides 3D suit les étapes décrites dans la figure.

La figure 3-4 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 composite sollicités en traction et en compression. Cette figure mentionne juste les grandes étapes de la soubroutine VUMAT.

Au cours de la simulation numérique, une fois que les critères de dommage de Hashin sont satisfaits pour certains éléments spécifiques, les dommages se produisent et les composants correspondants de la matrice de rigidité sont dégradés jusqu'à 0, ce qui indique que ces éléments perdent la capacité de charge et seront automatiquement supprimés de la matrice de rigidité. Comme décrit dans l'organigramme ci-dessus, les éléments ne seront supprimés que lorsque la variable d'endommagement scalaire de chaque critère de défaillance atteindra la valeur 0,95.

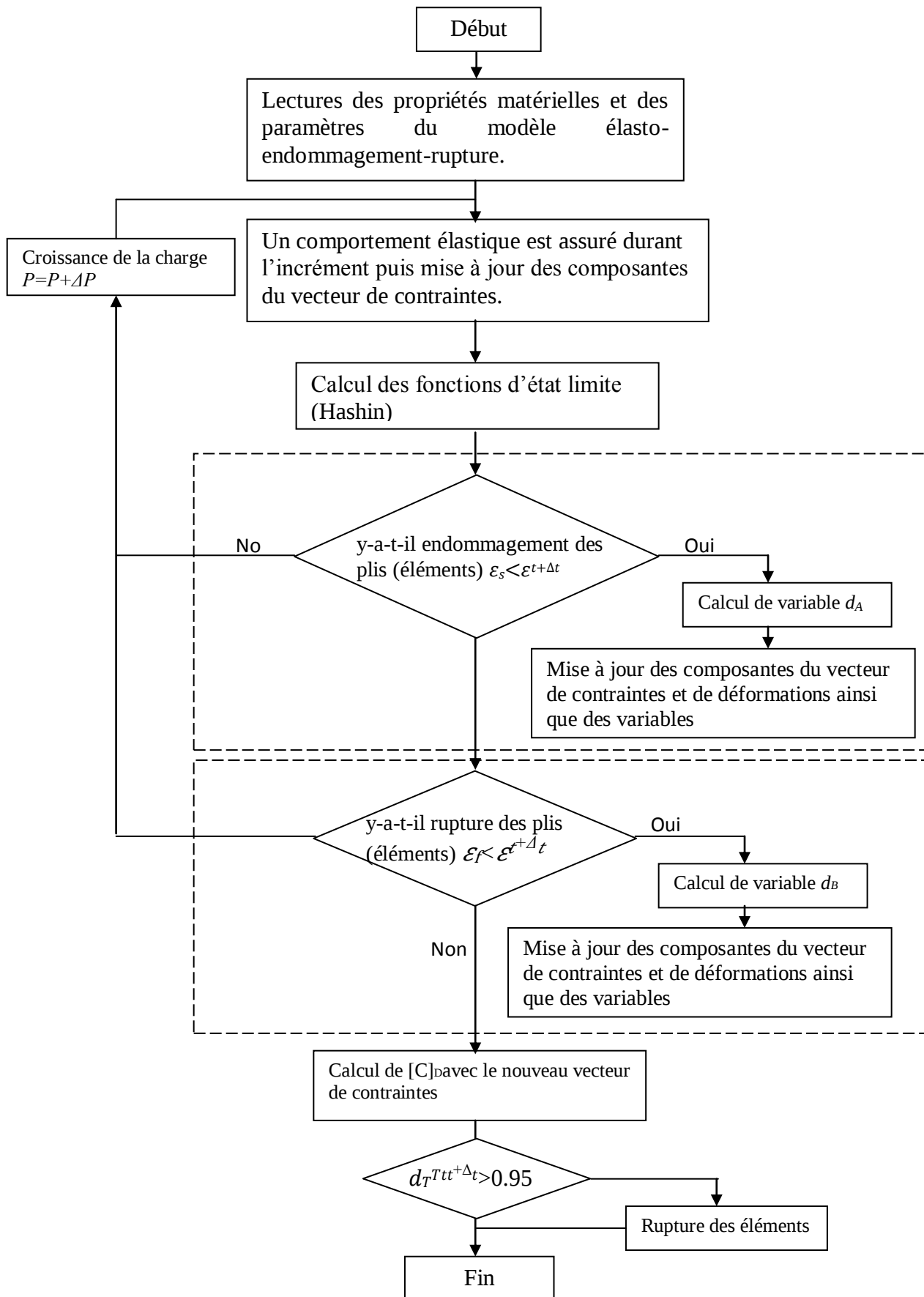


Figure 3-4. Organigramme de calcul selon le schéma explicite de la loi comportement élasto-endommagement-rupture (Abaqus, [90])

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 la perforation est atteinte 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 l'impact et de rupture a été déterminée, la nouvelle matrice tenseur de compliance endommagement-rupture $[C]^d$ et le vecteur des contraintes $\{\sigma\}$ sont remis à jour.

3.4 Conclusion

Les modes de défaillance du stratifié composite soumis à un impact comprennent principalement la rupture de la fibre, la défaillance de la matrice et le délaminage. L'endommagement est modélisé de manière à faciliter l'étude de dégradation des matériaux en utilisant un concept de déplacement équivalent et de contrainte. 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. Le critère de dommage de Hashin et Tsai-Wu ont été sélectionnés pour prédire l'évolution des dommages des plaques composites GFPP et SWPP. En raison leurs atouts permettant de prédire la réponse du matériau au chargement par indentation, en particulier dans le cas de l'utilisation de plaques en fils d'acier SWPP sensibles au taux de contrainte élevé, le modèle Matzenmiller a été proposé pour simuler la réponse du matériau au chargement QSI. Ce modèle est basé sur les critères de Hashin et Tsai-Wu, comprend une région élastique et une région adoucissante.

Dans le cas de notre étude, le modèle de plasticité choisi sera utilisé pour représenter la dégradation non-linéaire liée à l'apparition de la plasticité et de l'endommagement diffus. L'avantage de ce modèle réside dans le fait qu'il peut être appliqué à des stratifiés composites renforcés de fibres tissées avec une légère modification de la terminologie utilisée pour définir les modules d'élasticité et les contraintes au niveau des plis. De plus, la capacité de ce modèle de matériau à capturer des types de comportement linéaires et non linéaires permet à la prévision des réponses pour les matériaux développant une non-linéarité avec développement de plasticité, comme indiqué dans le cas du stratifié en SWPP.

Le prochain chapitre portera sur la modélisation numérique de l'endommagement dans les stratifiés à matrice thermoplastique PP sous chargement par indentation QSI. Le modèle MLT proposé sera implémenté dans le logiciel Abaqus/Explicit, capable de gérer efficacement les simulations FE d'événements d'indentation et la dégradation progressive de la rigidité du matériau en fonction de l'accumulation de dommages.

CHAPITRE 4 : SIMULATION NUMÉRIQUE DE L'ESSAI D'INDENTATION QSI

4.1 Introduction

Cette partie numérique consiste essentiellement à l'analyse d'un type particulier de paramètres tel que la dégradation et la rigidité des plaques composites sollicitées aux indentations quasi-statiques à faible vitesse pour la prévision et la surveillance de la croissance des dommages (évolution des fissures).

L'investigation numérique effectuée dans le cadre de cette étude est réalisée avec le code Abaqus/Explicit. Dans le cas de la validation des résultats issus de différentes investigations expérimentales, il a été utilisé initialement un programme basé sur l'analyse par éléments finis (FEA). L'un des principaux avantages de l'analyse par éléments finis est qu'il est plus facile d'obtenir des informations détaillées sur la réponse d'une plaque composite stratifiée soumise à une charge d'indentation transversale par un corps étranger, sans avoir à entreprendre un programme expérimental de grande envergure. Il y a lieu de noter que ce dernier nécessite beaucoup de temps et de ressources.

Comme il s'agit d'un outil rentable et efficace pour l'étude des événements d'impact, la mise au point d'une technique de modélisation précise et fiable de l'endommagement reste importante. En effet, la prévision de la réponse mécanique sous chargement par indentation, de l'étendue des dommages et de la capacité d'absorption d'énergie présente un intérêt particulier. A cet effet, un modèle de matériau élastique orthotrope dénommé Matzenmiller-Lubliner-Taylor (MLT) utilisé dans les applications mécaniques et la prédiction/l'évolution de l'endommagement a été développé. Ce modèle est utilisé dans le code éléments finis Abaqus/explicit. Il est attribué aux plaques composites (GFPP et SWPP) dans le rôle de simuler la nature anisotrope et la plasticité des plaques composites GFPP/SWPP. La capacité de cette méthode a été examinée en étendant le modèle MLT étudiée par Matzenmiller et al. (1995) dans un modèle couplé dommages-plasticité. Les résultats obtenus sont confrontés et validés avec ceux des résultats expérimentaux.

4.2 Modélisation par éléments finis

La démarche adoptée pour la simulation par éléments finis des phénomènes d'indentation QSI peut être divisée en trois différentes sections :

- ✓ pré-processeur;
- ✓ programme principal;
- ✓ Post-processeur.

Le phénomène d'impact, en général et d'indentation, en particulier est un processus très complexe. Il convient de prendre en compte la compréhension de base de divers paramètres d'impact lors de la modélisation. La figure 4-1 présente une description des processus de calcul et des paramètres utilisés lors de la simulation.

Pour la précision des résultats, différents paramètres tels que la densité du maillage et le type d'élément sont pris avec soin. Les différents paramètres sont :

- ✓ type d'élément
- ✓ densité de maillage
- ✓ conditions aux limites
- ✓ diamètre de l'indenteur
- ✓ vitesse de l'indenteur

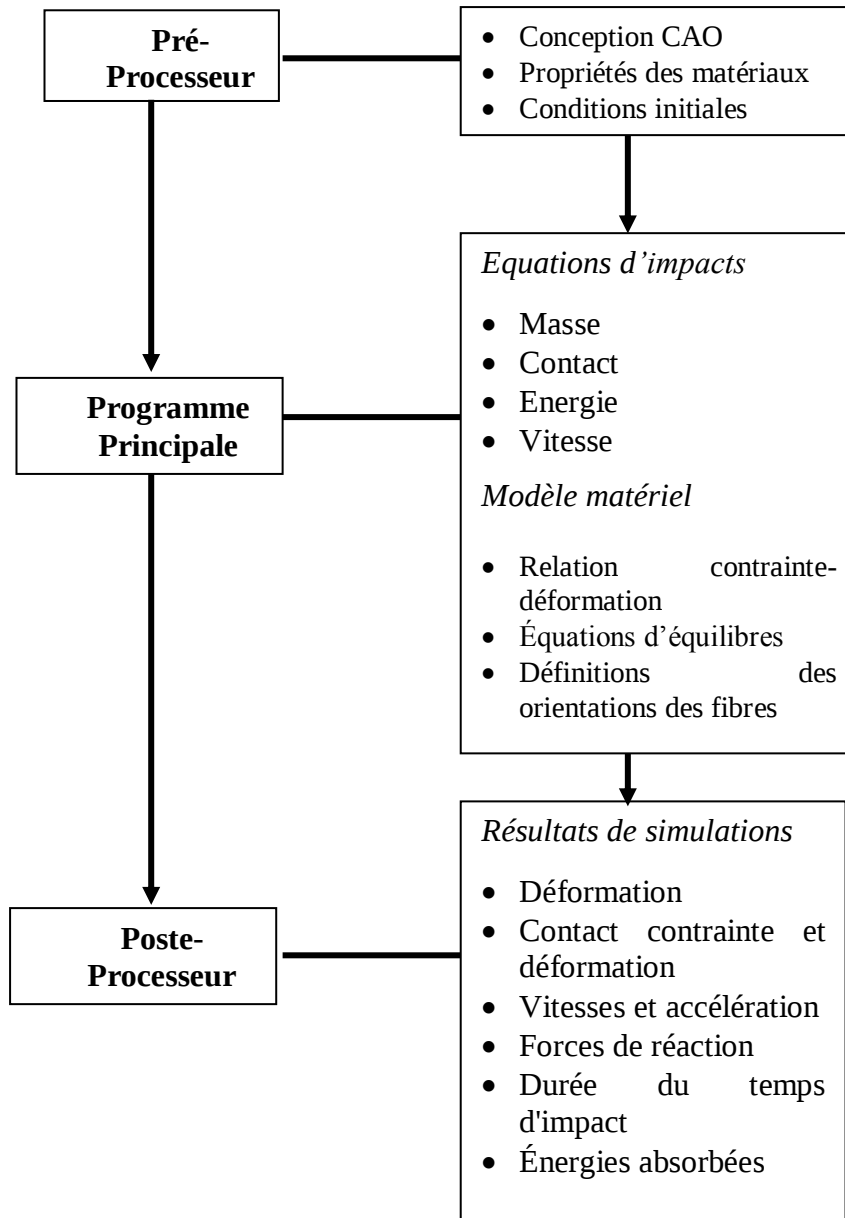


Figure 4-1. Description générale des processus informatiques d'indentation

4.2.1 Détails de conception

La section suivante décrit la modélisation géométrique de l'indenteur, suivie des détails supplémentaires nécessaires à la modélisation du stratifié composite pour les impacts par indentation QSI.

4.2.1.1 Modélisation de l'indenteur

L'indenteur peut être considéré comme un corps rigide 3D discret et modélisé avec des éléments rigides 3D. Le centre de gravité de l'indenteur est choisi comme un point de référence pour définir la masse, la vitesse, les conditions aux limites et les éléments rigides. Ceci est illustré dans la figure 4-2.

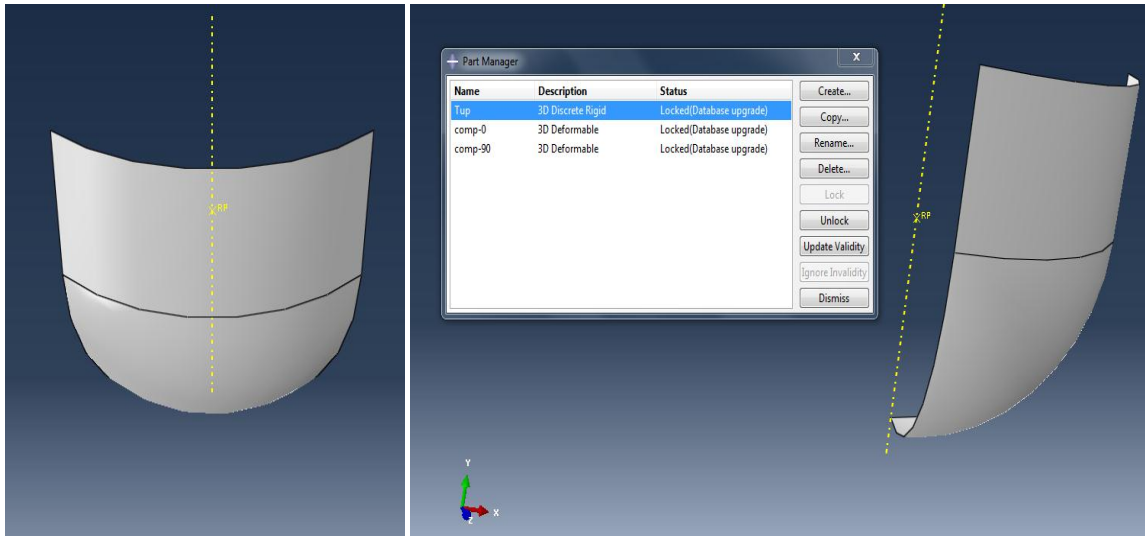
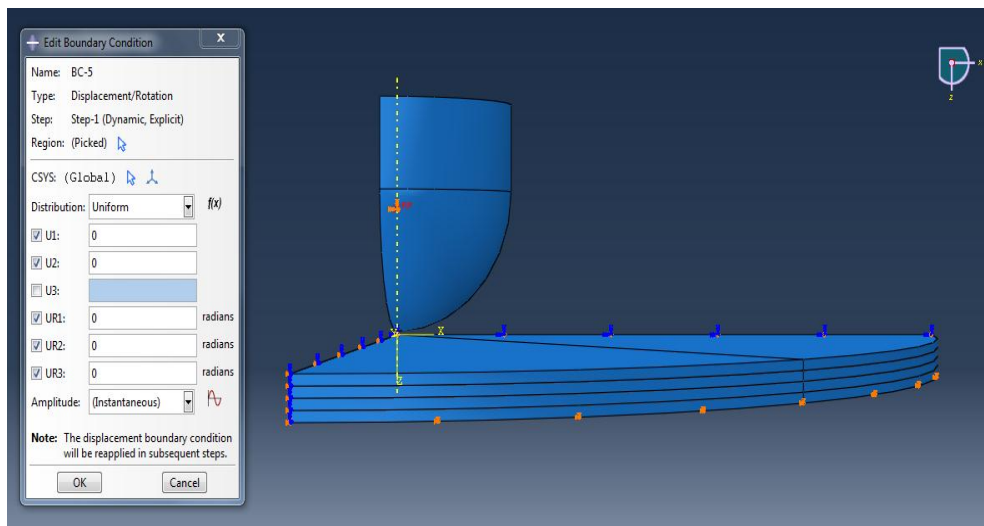
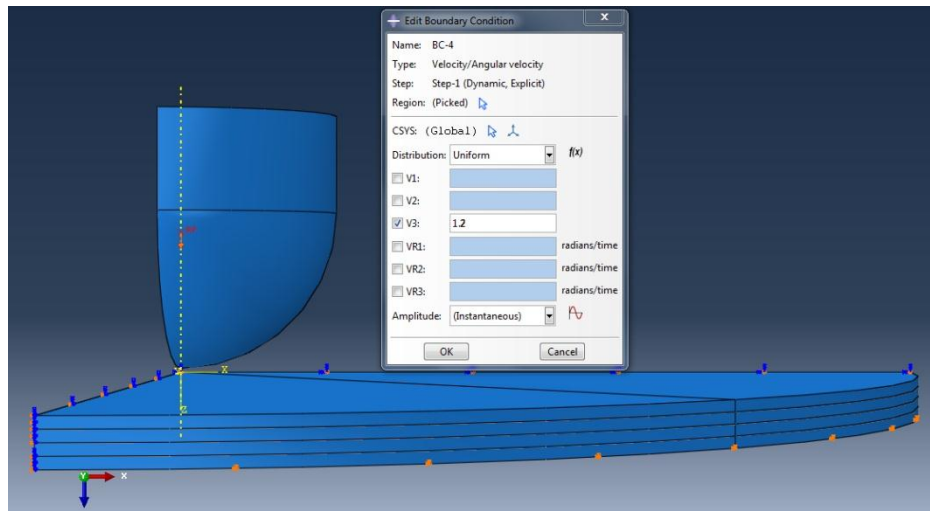


Figure 4-2. Indenteur : éléments de délimitation et points de référence

Les conditions aux limites pour l'indenteur proche de la cible sont modélisées au nœud du point de référence. Ils sont définis dans différentes directions par rapport au système de coordonnées global, comme il est mentionné sur la figure 4-3. Par ailleurs, la symétrie sur les faces latérales est utilisée pour garder les déplacements de la plaque dans le sens de l'application du chargement, avec l'impossibilité de se déplacer transversalement aux extrémités. Cette application permettra de limiter le glissement de la plaque, notamment lors de l'application de la charge d'indentation. En effet, cette condition bloque les déplacements du modèle selon la direction perpendiculaire à la face ($u_3 = 0$).



-(a)- conditions aux limites



-(b)-Vitesse de chargement

Figure 4-3. Application des conditions aux limites (a) et vitesse d'indentation (b)

La vitesse d'indentation incidente dans le sens transversal est donnée par $v = 1,2 \text{ mm/min}$. Les valeurs attribuées dans la simulation sont les mêmes que celles mesurées dans les essais expérimentaux.

4.2.1.2 Modélisation de plaques stratifiées

Pour la modélisation du composite stratifié, la première étape consiste à créer une partition. La partition est réalisée afin de définir la composition du composite, les plis, l'orientation des plis, les propriétés des matériaux, l'épaisseur, le nombre de points d'intégration de chaque pli et de disposer d'un maillage raffiné structural uniforme autour des zones critiques. Les sections suivantes traiteront en détail de la modélisation du stratifié pour le modèle d'indentation de l'étude.

Les hypothèses de modélisation retenues sont celles approchant la réalité expérimentale. Les propriétés du matériau composite verre/PP (GFPP) et acier/PP (SWPP) utilisées pour la simulation sont celles de l'expérimentale donnée dans le chapitre précédent. Dans ce modèle, les propriétés sont élastiques, sans inclusion de mécanismes de défaillance ou de l'endommagement. Dans le calcul, seule un quart de la plaque et l'indenteur sont représentés pour tenir compte des conditions de symétrie. Le stratifié est subdivisé en huit (08) partitions afin de créer huit couches individuelles (raison de la symétrie). La Figure 4-4 illustre les coordonnées de partition globales du stratifié.

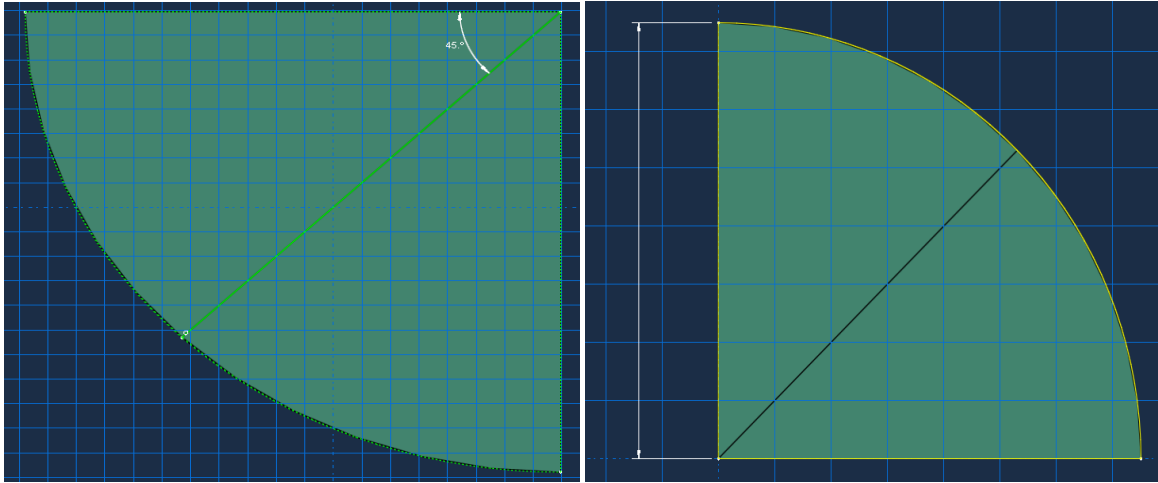


Figure 4-4. Partition des sections

4.2.1.3 Affectation de section

Dans cette section, chaque couche se voit attribuer les propriétés du matériau composite. Cette application est exécutée à l'aide de la méthode d'attribution de section disponible dans le code Abaqus, illustré à la figure 4-5 [90].

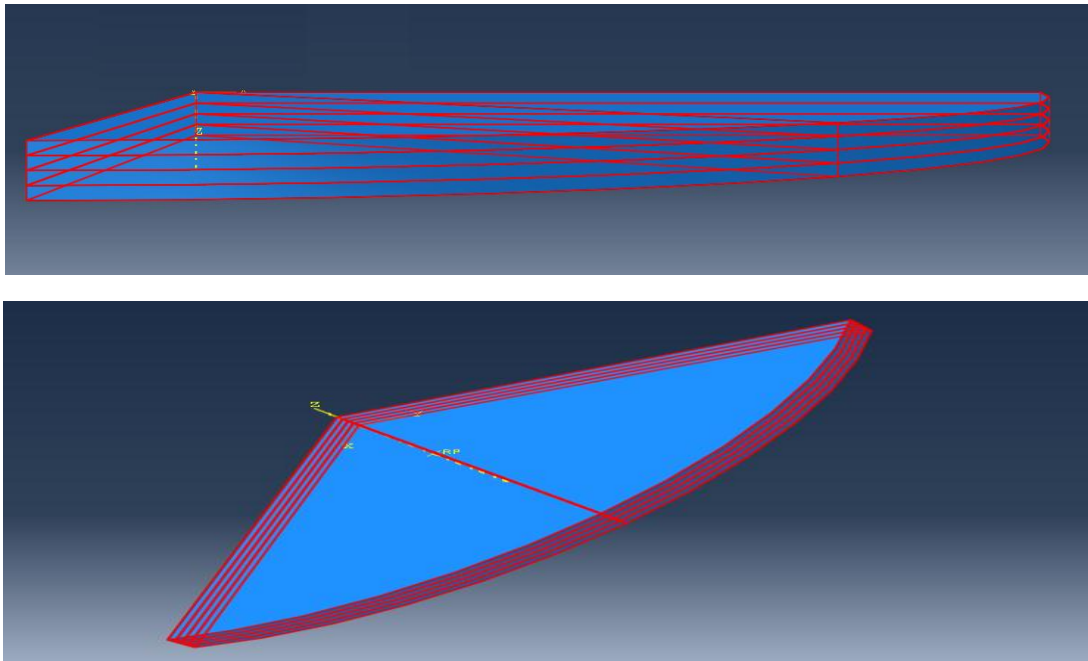


Figure 4-5. Affectation des sections de plis

Une fois les propriétés des matériaux attribuées aux couches, l'étape suivante consiste à définir l'orientation des fibres au sein de chaque couche du composite.

Initialement et par défaut, nous considérons que le stratifié est orienté dans une direction de fibre (00) par rapport au système de coordonnées de référence pour chaque couche. Pour établir l'empilement $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$ dans le modèle, on sélectionne la section souhaitée avec le système Datum csys. La donnée sélectionnée définit ainsi l'orientation des fibres dans chaque couche par rapport au système de coordonnées de la couche, figure 4-6.

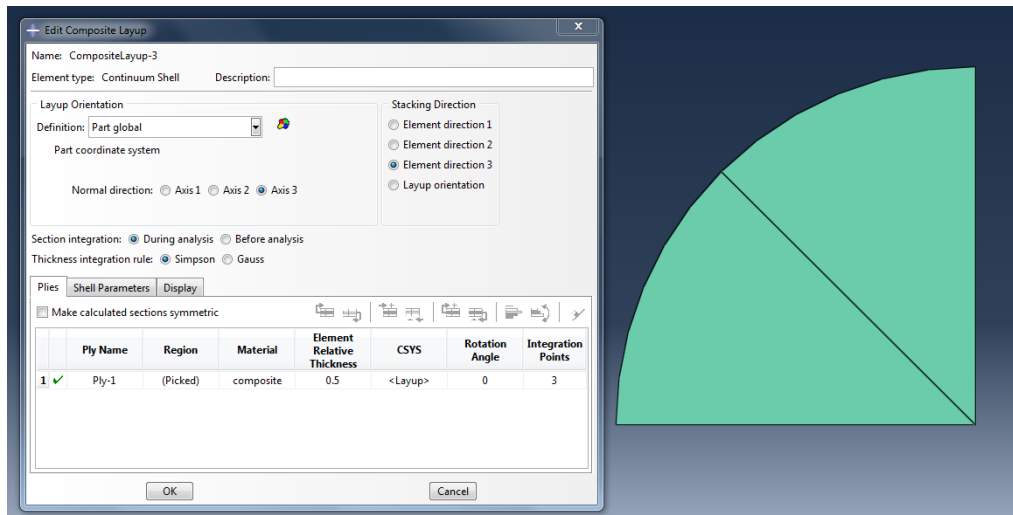


Figure 4-6. Orientation des plis

4.2.1.4 Condition de limite et maillage

La méthode *encastre boundary method available* disponible dans Abaqus est choisie [90]. Cette condition impose des contraintes pour les degrés de liberté en translation et en rotation autour du bord du stratifié composite pendant l'indentation, comme illustré à la figure 4-7.

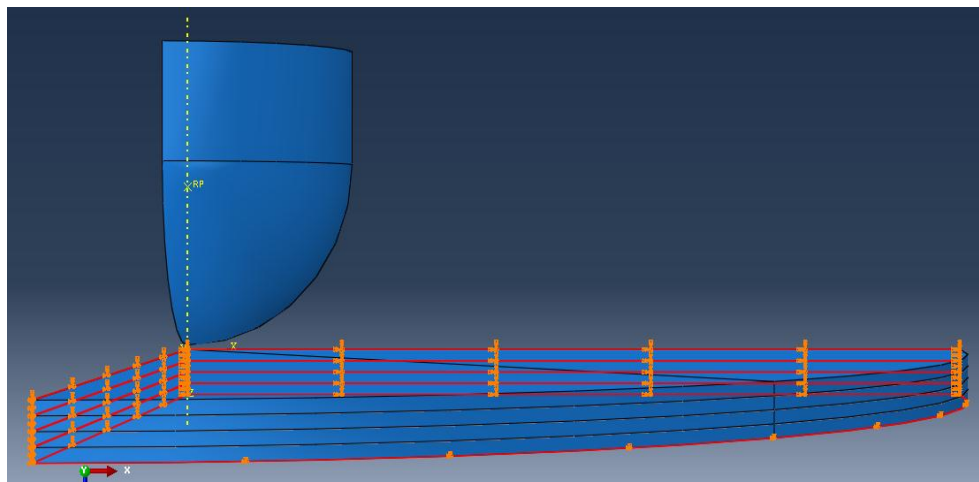


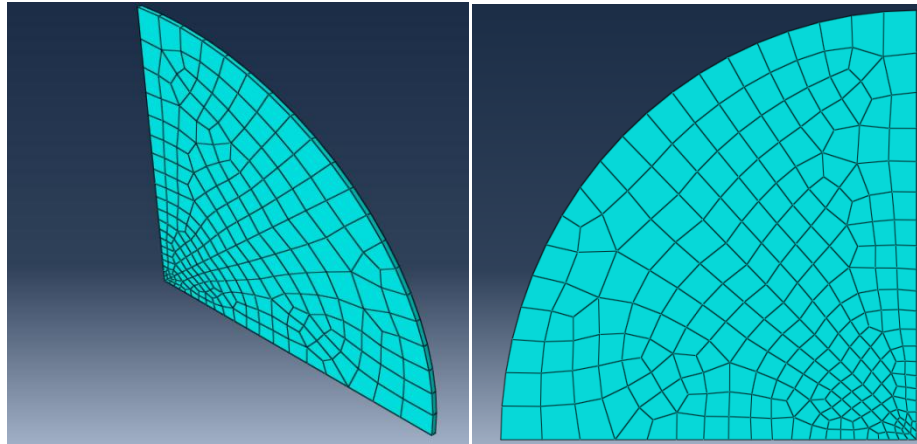
Figure 4-7. Condition aux limites imposées

Afin de mailler le stratifié composite, on attribue aux plaques une taille globale approximative au départ de 0,4 mm. Pour réduire le temps d'exécution de l'analyse, la taille du maillage n'a été affinée qu'autour de la zone d'impact (la zone centrale). Un maillage grossier a été appliqué à l'extérieur de cette zone.

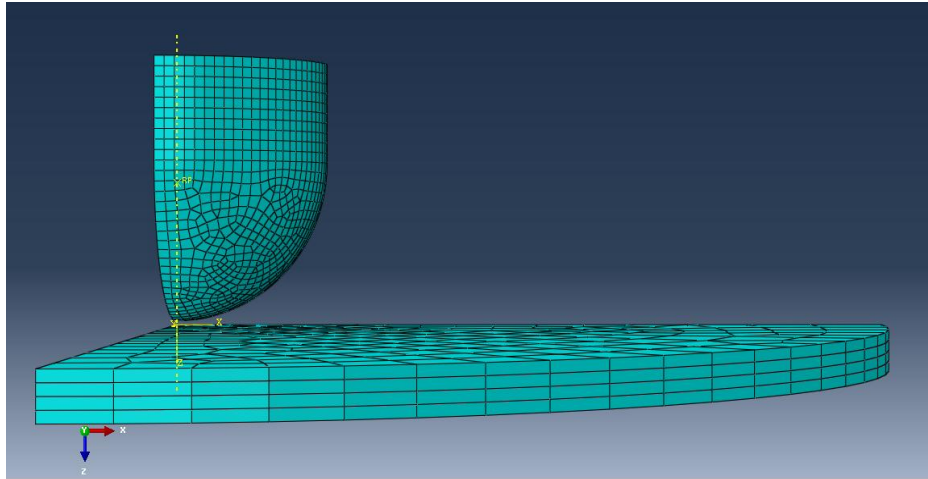
Les plaques composites sont modélisées avec un élément hexaèdre de contrainte tridimensionnelle utilisant une intégration réduite (C3D8R) avec des éléments à huit nœuds.

En effet, le calcul a été fait au départ par des éléments C3D8 dit « *full integration* ». Cependant, ce type de calcul induit des problèmes de convergences, qui ont été aisément résolus en appliquant des éléments de type C3D8R « *reduced integration* ». Ceci fait qu'Abaqus calcule un élément 3D avec 8 points d'intégration, avec réduction du temps de calcul. La plaque est modélisée au niveau des couches, avec un maillage typique pour une

plaque d'épaisseur 4 mm. Cette méthode est utilisée afin de réduire la distorsion créée par la force d'indentation. La figure 4-8 présente le maillage du stratifié.



-(a)- Maillage irrégulier sur un pli



-(b)- forme de maillage de stratifié

Figure 4-8. Maillage de l'indenteur/composite

4.2.1.5 Interactions de contact

Afin de simuler le contact par indentation, il a été utilisé une méthode de contact générale, figure 4-9. L'interaction entre l'indenteur et la surface du stratifié est soigneusement sélectionnée et il est supposé qu'il n'y a pas de frottement entre l'indenteur et la plaque. La vitesse d'impact par indentation du corps rigides est définie par le paramètre des nœuds de référence. Le stratifié est considéré comme un corps déformable et l'indenteur comme un corps rigide.

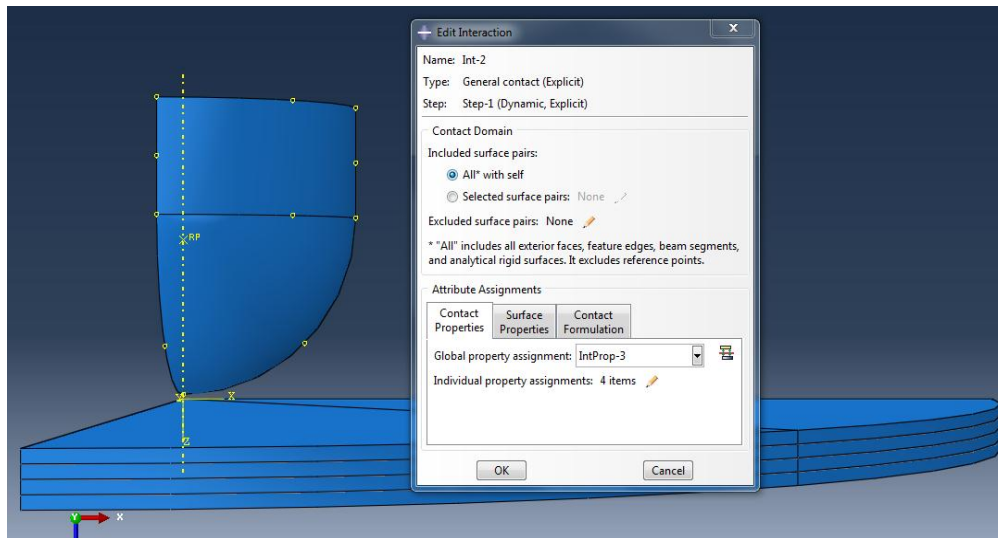


Figure 4-9. Algorithme de contact général

Le contact doit être tel que l'indenteur rigide entre en contact non seulement avec les surfaces externes du stratifié, mais également avec ses surfaces internes dans l'épaisseur. Le contact général dans Abaqus/Explicit permet le contact entre toutes les surfaces extérieures d'un stratifié. Par ailleurs, les propriétés d'interaction doivent être définies afin de renforcer le contact entre l'indenteur rigide et le stratifié composite. L'algorithme d'équilibre maître-esclave est considéré comme méthode par défaut pour cette simulation (annexe B).

4.2.2 Interprétation des résultats

Abaqus/CAE a été utilisé comme pré-processeur pour créer les fichiers d'entrée qui définissent la géométrie, les conditions de chargement des matériaux et le post-processeur pour traiter les résultats.

Lors de la simulation d'impact, l'énergie cinétique de l'indenteur est convertie en force de contact et déplacement de l'indenteur. La force de contact et l'accélération sont déterminées par le déplacement de ce dernier.

Pour le traitement des résultats, il est à définir les variables de sortie requises, notamment les résultats de la distribution des contraintes de Von Mises et le déplacement. Ces informations ont été sélectionnées autour des zones critiques ou de contact indenteur/plaque pour extraire les données appropriées. De ce fait, le logiciel Abaqus permet de déterminer en chaque point de la plaque les contraintes et déplacements (maximales et minimales), les déformations (maximales et minimales) dans toutes les directions. Nous nous intéressons dans notre cas d'étude aux contraintes et déplacements, qui nous permettent d'apprécier le comportement global des plaques. La répartition des contraintes permet ainsi de distinguer les zones de contrainte minimale et maximale.

Cependant, ce modèle préliminaire d'éléments finis n'inclue pas les mécanismes de défaillance (endommagement). En effet, l'événement d'indentation QSI complet n'a pas été capturé. Les résultats prédits en contraintes et déformations sont extraits. Comme prévu pour ces simulations, on insère les propriétés du matériau tirées de l'expérimentation.

Les résultats obtenus en termes de contraintes et déplacements sont donnés suivant les trois directions principales. Le champ de déplacement généré pour les plaques SWPP et GFPP est représenté dans la figure 4-10.

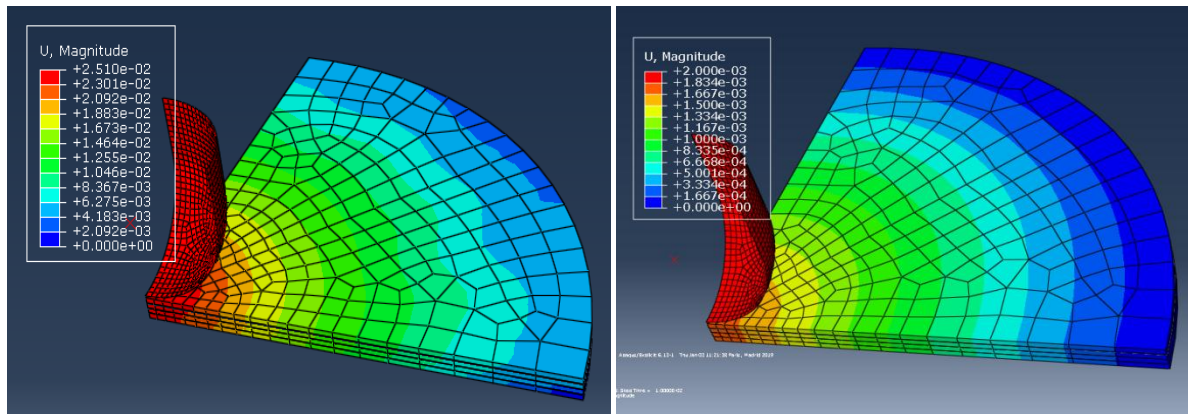
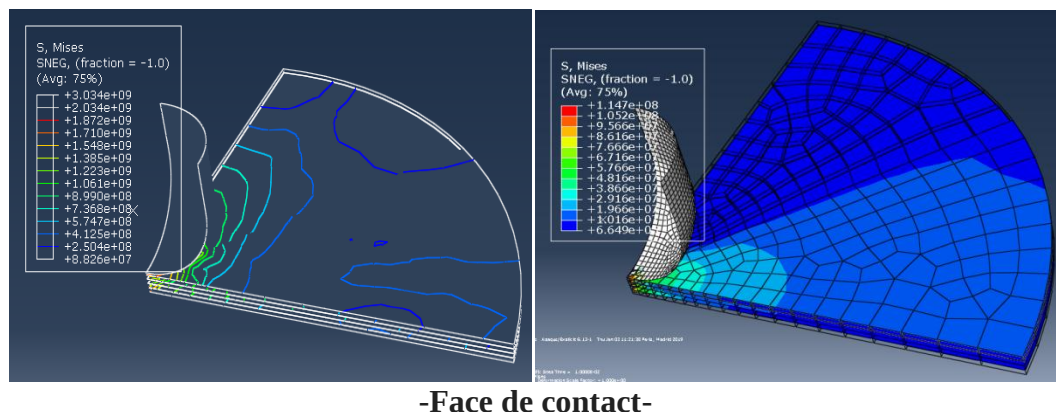


Figure 4-10. Contour de déplacement

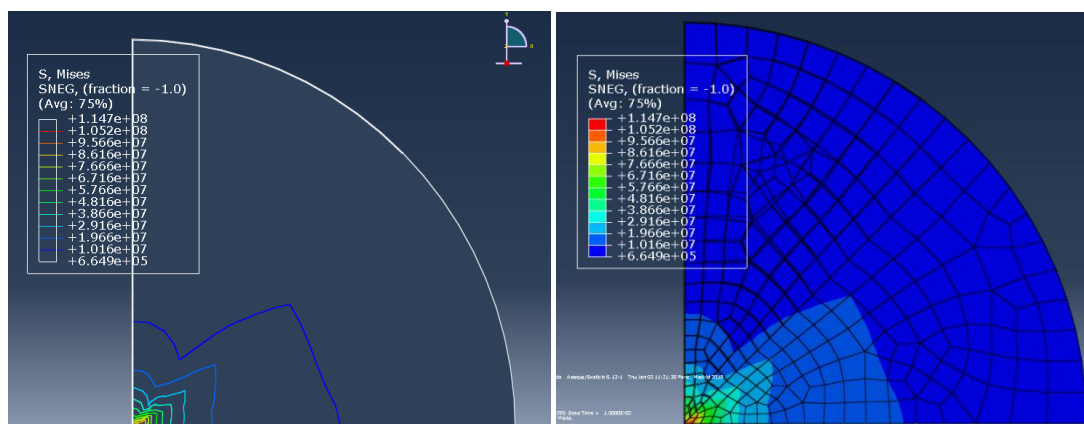
Il est constaté que les plaques GFPP présentent des déplacements, localisés autour de la zone d'indentation. Par contre, les plaques SWPP ont montré des déplacements plus importants et plus étendus.

Une première conclusion, au vu de ces valeurs de déplacements, est que, pour une force maximale de chargement par indentation, la déformation maximale de la plaque SWPP est supérieure à celle de GFPP. Ce résultat est en accord avec ceux des résultats expérimentaux.

La figure 4-11 et 4-12 illustrent la distribution des contraintes Von Mises sous une force d'indentation uni-axiale dans les plaques GFPP et SWPP.



-Face de contact-



-Face opposée-

Figure 4-11. Distribution de champ de contrainte sur la plaque GFPP

Lorsque le processus d'indentation passe par le point de seuil maximale, c'est-à-dire le moment où la force d'indentation et le déplacement de l'indenteur atteignent leur niveau maximale simultanément, ce qui suit est le début du chemin de déchargement du stratifié. Le chemin de déchargement prévu des stratifiés ne correspond pas aux résultats expérimentaux car la force d'indentation simulée est réduite à zéro, ce qui est probablement dû à deux raisons. D'une part, toutes les limites étaient parfaitement serrées (domaine élastique) dans les conditions initiales du modèle numérique, ce qui empêchait l'apparition et la limitation du phénomène d'endommagement. D'autre part, étant donné que les résultats numériques surestimés, la déformation centrale était plus grande dans les résultats expérimentaux. On peut conclure que les plaques composites réalisés par le test d'indentation QSI subissent une déformation plus importante par rapport à la durée d'indentation la plus longue par rapport au résultat prévu.

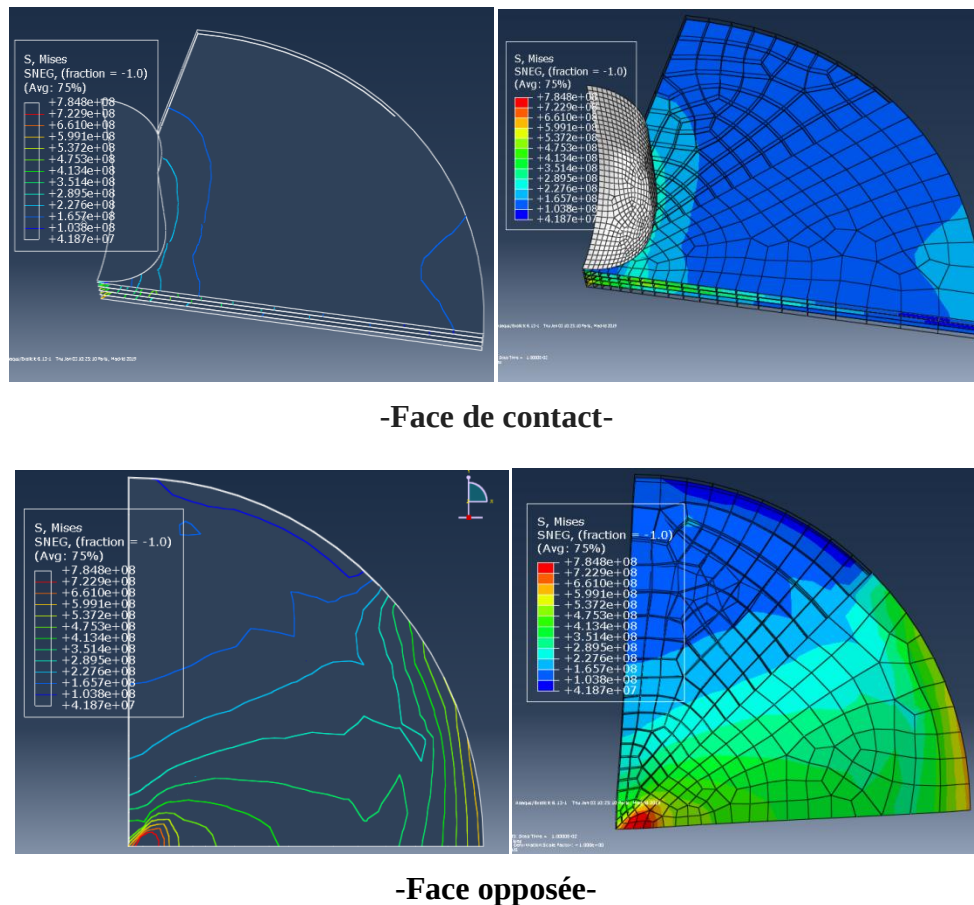


Figure 4-12. Distribution de champ de contrainte dans la plaque SWPP

Les zones de contraintes maximales sont localisées au niveau de la partie d'appui de contact indenteur/plaque. La réponse des plaques composites aux charges d'indentation peut être évaluée à partir des contours dans le plan de la contrainte de Von-Mises. Les contours sont illustrés à la figure 4.11. Dans les cas des plaques GFPP, le cheminement préférentiel des contraintes a tendance à s'orienter d'une manière la plus directe possible dans la direction de l'effort d'indentation appliqué, notamment dans la zone de contact indenteur/plaque. Cette dernière est fortement sollicitée. De ce fait, le transfert des efforts d'indentation induit des déviations locales de contraintes.

Par contre, dans le cas des plaques SWPP (figure 4-12), il est relevé une zone de plasticité beaucoup plus large. Cela pourrait être expliqué par le comportement ductile du renfort en fils

d'acier qui permet à la plasticité de se développer au-delà de la zone d'impact absorbant plus d'énergie. D'autre part, les fibres de verre qui possèdent un comportement fragile limitent la croissance de la plasticité dans le stratifié à une région relativement localisée, assimilé à la région de contact entre l'indenteur et la plaque.

Les résultats de la simulation ont révélé que les contraintes maximales étaient plus élevées dans le composite SWPP que ceux du stratifié GFPP.

Par ailleurs, l'absence des critères de dégradation des matériaux composites correspondants dans la direction de l'épaisseur des couches composites pourrait probablement conduire à une surestimation de la rigidité des stratifiés dans les résultats prévus par rapport aux résultats expérimentaux.

4.3 Utilisation du modèle d'endommagement

Un modèle d'éléments finis a été développé pour simuler l'endommagement dans les stratifiés composites sous charge d'indentation statique. Il est basé sur le modèle de plasticité MLT. Les critères de dommage de la matrice et de la fibre sont implémentés dans un sous-programme en FORTRAN écrit par VUMAT qui lui est implémenté dans le code Abaqus/Explicit. Les plaques ont une épaisseur moyenne de 4 mm.

Un modèle de matériau élastique orthotrope basé sur les propriétés tirées de la partie expérimentale a été attribué aux plaques composites pour simuler la nature anisotrope du matériau stratifié. Les caractéristiques orthotropes post-endommagement et post-défaillance sont utilisées avec les critères de rupture de déformation du matériau afin de détecter les dommages et les défaillances au cours de la simulation.

Les plaques composites sont modélisées avec un élément hexaèdre de contrainte tridimensionnel utilisant une intégration réduite (C3D8R) avec des éléments à huit nœuds. Pour l'indenteur, il est considéré comme un corps rigide, avec un maillage d'éléments coques S4R indéformables (figure 4-13). Les conditions aux limites ont été appliquées conformément aux conditions d'essai.

Le maillage des stratifiés doit être suffisamment affiné dans les zones dont les gradients de contrainte sont élevés (figure 4-13). A cet effet, un maillage raffiné a été créé à proximité du pénétrateur (zone de contact). Un calcul de convergence a été effectué pour garantir que le raffinement du maillage des stratifiés GFPP et SWPP était suffisamment fin pour capturer les contraintes et les dommages avec une bonne précision.

Le pénétrateur en acier de forme hémisphérique avec un diamètre de 16 mm a été conçu comme un corps rigide. Selon les observations expérimentales, les parties de la plaque situées à l'extérieur des limites du trou central ne sont pas affectées par les dommages. Ainsi, pour augmenter l'efficacité temporelle des simulations, seule la partie centrale de la plaque est concernée pour les simulations d'indentation quasi-statiques. Le pénétrateur a été placé à 0,1 mm au-dessus de la surface supérieure du stratifié avec un déplacement à faible vitesse.

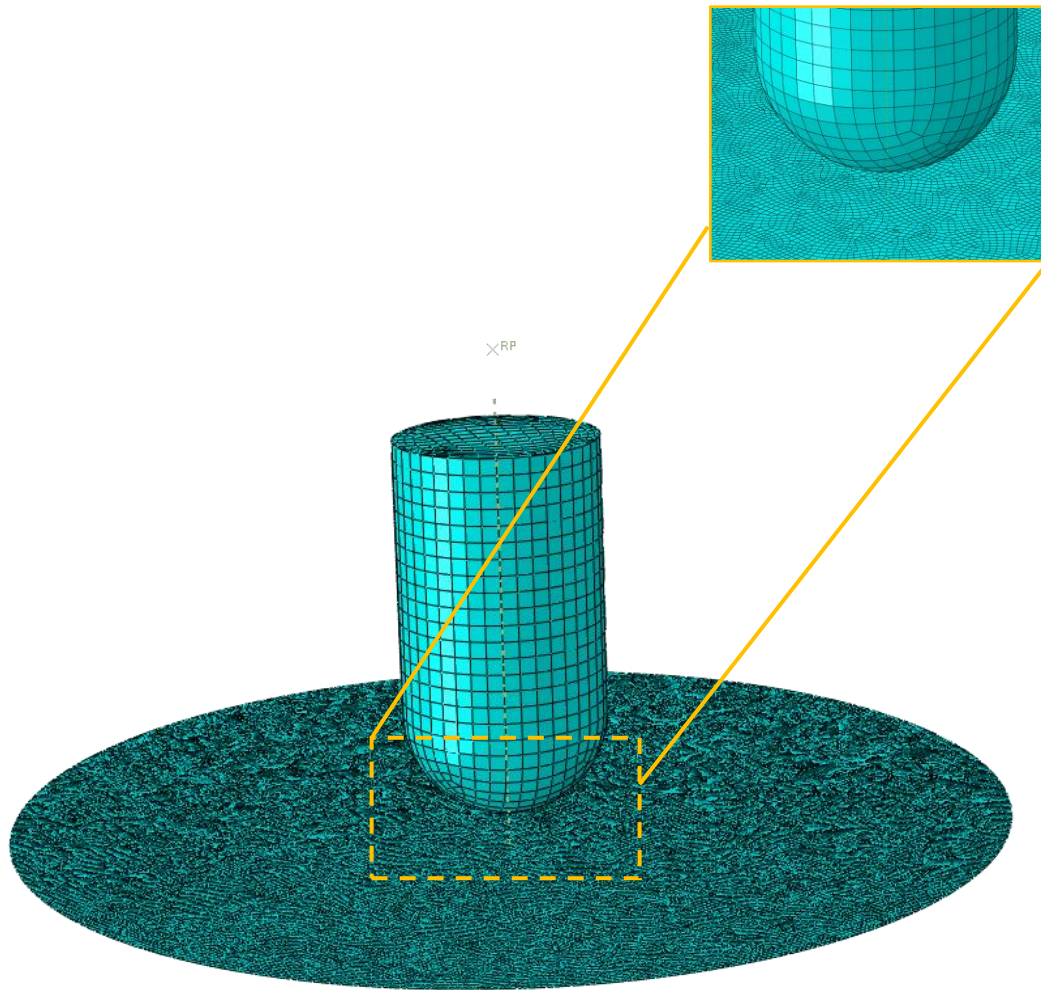
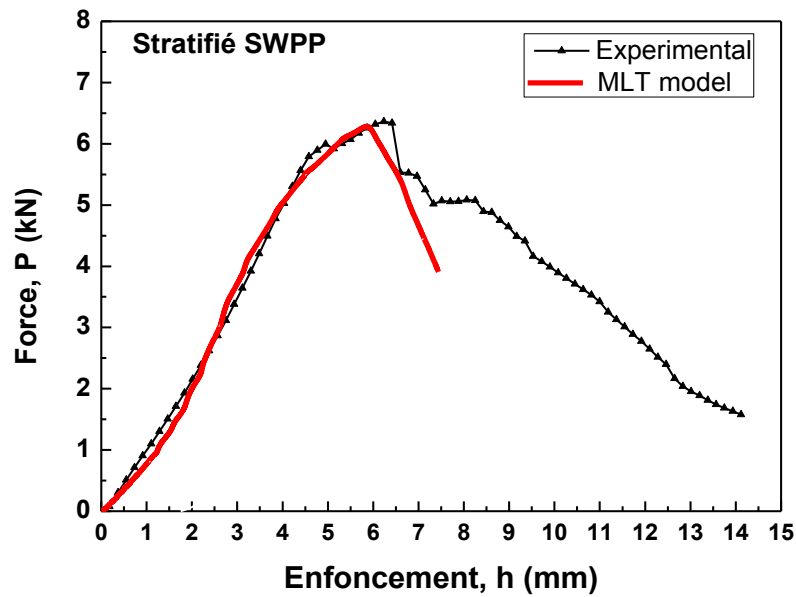
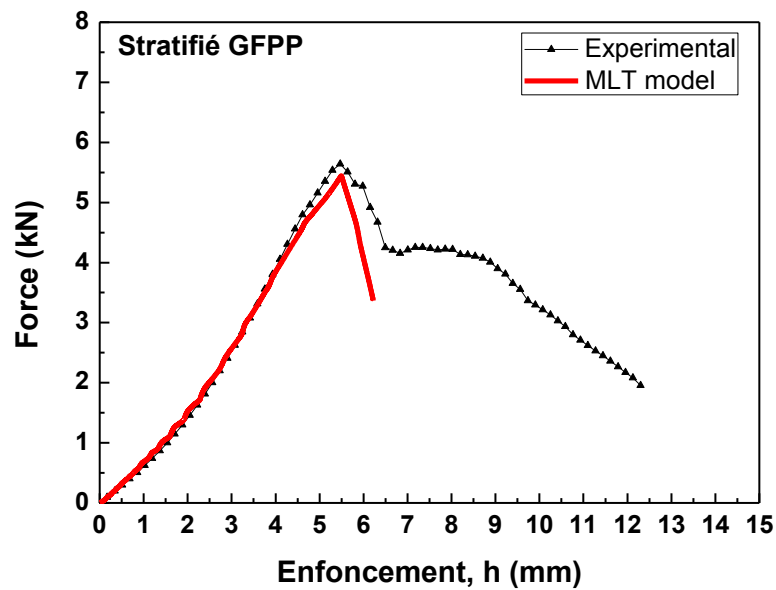


Figure 4-13. Modèle de simulation pour les tests d'indentation QSI.

Une comparaison des résultats expérimentaux et numériques pour les stratifiés GFPP et SWPP est représentée dans la figure 4-14. Il a été relevé que le modèle numérique proposé décrit assez bien la tendance des courbes expérimentales pour les stratifiés étudiés. Les courbes numériques et expérimentales se chevauchent sur la partie non linéaire avant la rupture du stratifié et les limites maximales de résistance à la compression sont similaires. Cette différence semble avoir pour origine les propriétés du matériau utilisés et qui sont tirées de la partie expérimentale.



(a)



(b)

Figure 4-14. Résultats expérimentaux et numériques pour (a) un stratifié GFPP et (b) un SWPP.

Dans la partie d'endommagement, les valeurs numériques obtenues par le modèle MLT sont légèrement inférieures à celles obtenues expérimentalement pour les contraintes à la rupture.

La figure 4-15 montre la distribution des contraintes d'endommagement typiques obtenues pour les deux plaques à partir de la simulation. En effet, les résultats numériques sont en bon accord avec les observations expérimentales, notamment, compte tenu des hypothèses simplificatrices qui ont été faites dans la modélisation des stratifiés.

Comme illustré sur la figures 4-15, le modèle MLT développé a permis de prédire raisonnablement avec une certaine précision l'endommagement des plaques GFPP sous

charge d'indentation. Il a permis également d'identifier la propagation et les modes d'endommagement des plaques composites.

Les résultats obtenus ont relevé que la zone endommagée de la face arrière du composite verre/PP est composée de deux régions distinctes, aux contours similaires où la concentration des dommages était réduite vers la région localisée autour de la zone de contact indenteur/plaque.

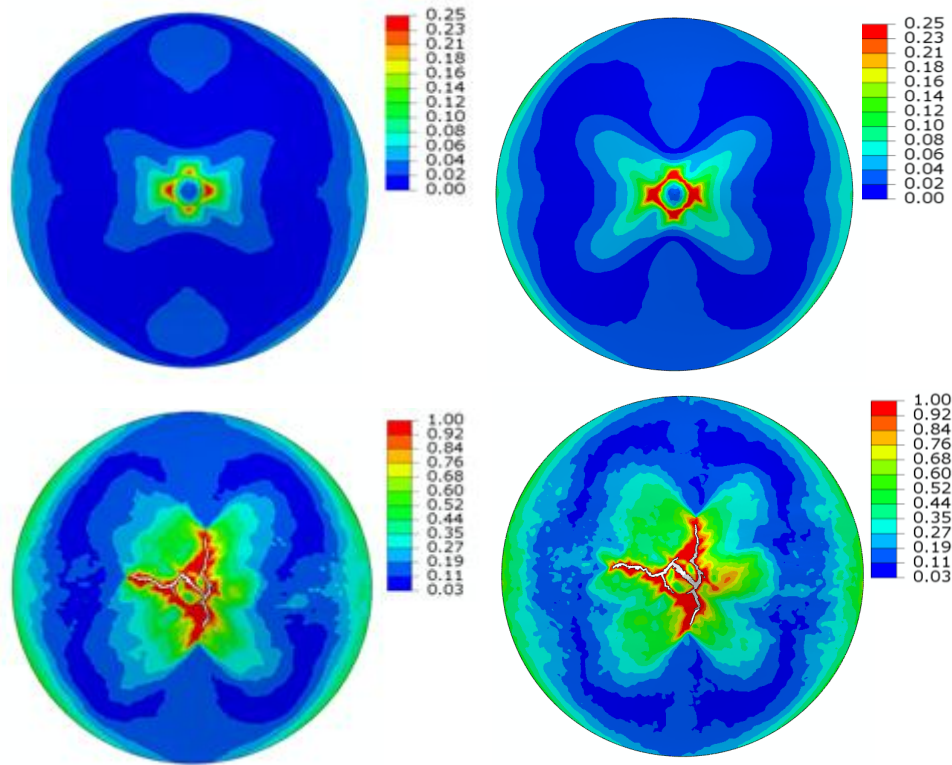


Figure 4-15. Endommagement obtenu par les simulations numériques pour l'essai d'impact sur le stratifié steel/pp $[0^\circ/90^\circ]_{2S}$

Dans le stratifié en fibres de verre GFPP, des fissures primaires apparaissent avec le contact initial entre l'indenteur et la plaque. Ces fissures ont tendance à s'orienter dans le sens diagonal vers 45° (fissure diagonale). Il est constaté que lors de la croissance de cette fissure primaire, d'autres fissures secondaires apparaissent. Au cours de l'augmentation de la profondeur d'indentation dans l'épaisseur de l'éprouvette, une extrémité de la fissure principale s'est scindée en trois fissures et la zone fissurée s'est courbée vers l'extérieur. Ensuite, l'orientation des fissures continue dans les directions des fibres (0° et 90°), en particulier lorsque la taille des fissures est importante, voir figure 4-16. Cette défaillance croisée a la même forme que celle observée après le test dans la partie expérimentale.

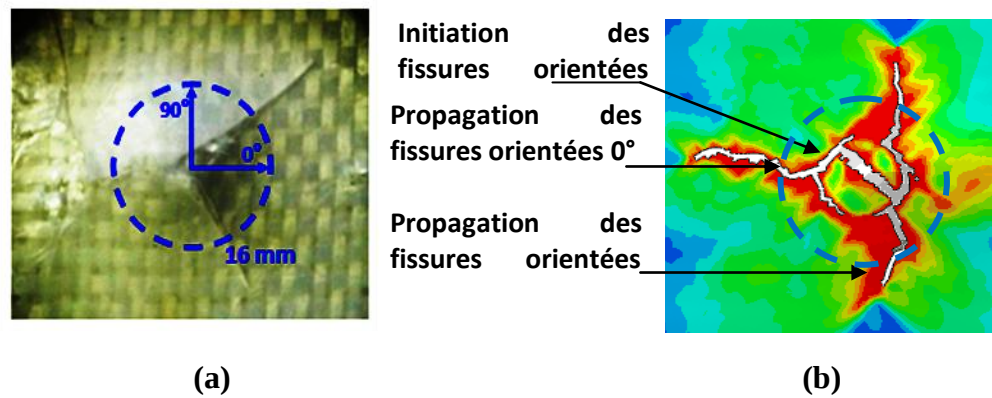


Figure 4-16. Surfaces de rupture pour plaques GFPP soumises à des charges indentées (face arrière) pour (a) un test expérimental et (b) modèle numérique.

La figure 4-17 illustre les zones endommagées typiques de la face arrière des plaques SWPP sollicitées à une charge d'indentation QSI.

Dans le cas de composites SWPP, les fissures ont été localisées initialement le long du contour circulaire de la zone de contact, et qui se développent au-delà de la zone d'impact. Ce cheminement de l'évolution de fissures a conduit à une absorption d'énergie élevée et ce, avec l'augmentation de la force d'indentation.

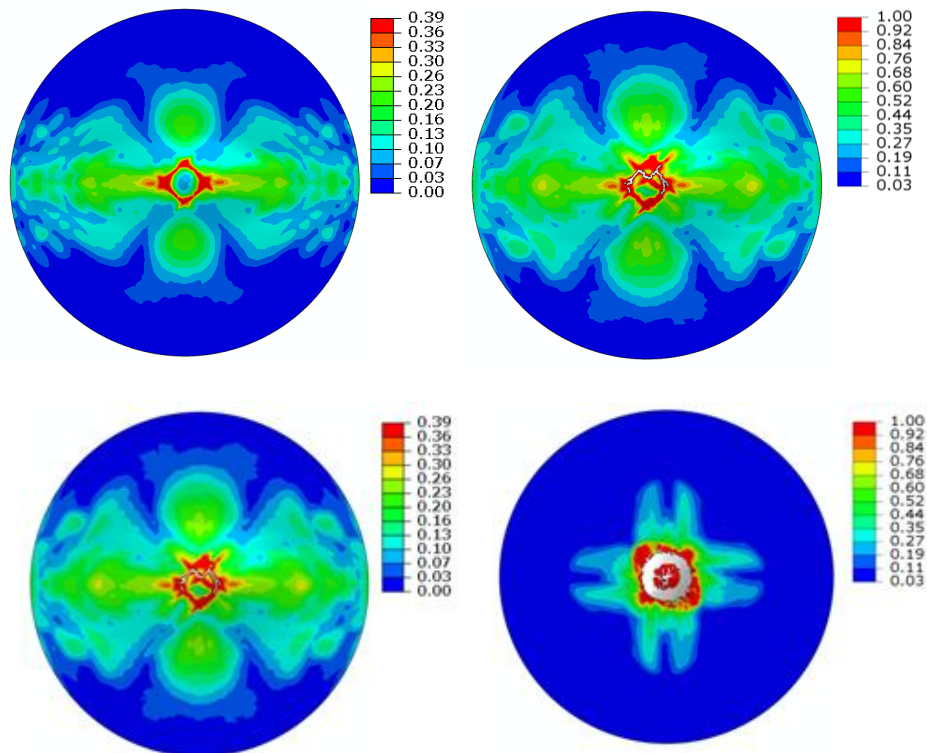


Figure 4-17. Endommagement obtenu par les simulations numériques pour l'essai d'impact sur le stratifié SWPP [0°/90°]_{2s}

En effet, la déformation plastique de la plaque prend la forme d'une empreinte au cours du processus d'indentation dont la surface inférieure de la plaque présente une empreinte plus sévère que la surface supérieure. De plus, avec la progression de la force d'indentation, l'étendue des dommages près de la zone indentée est plus grave que celle du côté des

extrémités non touché. En outre, la différence de rigidité entre les stratifiés composites GFPP et SWPP ayant un comportement mécanique différent conduit à des délaminages beaucoup plus importants qu'entre l'interface acier/PP que dans le cas de fibres de verre/PP.

On suppose également qu'en les dommages subis par la matrice se présentent sous la forme de fissures multiples causées par la présence de fortes contraintes de cisaillement transversal lorsque l'indenteur entre en contact avec le stratifié [32, 75] par la dégradation de la liaison entre les fibres et la matrice. Dans ce cas, il est difficile de déterminer quel type de dommage de la matrice est issu du résultat de la simulation. Cependant, les dommages à la matrice surviennent un peu plus tôt probablement parce que le délaminage se produit en raison de la présence de fissures multiples dans la matrice, notamment le cas des plaques SWPP qui dissipent une forte énergie élastique et plastique, avec l'augmentation de la charge.

La figure 4-18 illustre la propagation des fissures de la face arrière du stratifié SWPP, qui représente la (forme semi-ellipse). Cette fissure de forme semi-ellipse relevée dans la simulation et a la même forme que celle observée après le test dans la partie expérimentale. Contrairement au premier type de défaillance (cas du stratifié GFPP), la fissure suit la direction circulaire. La zone de contact avec le pénétrateur est confinée dans une dent circulaire de 16 mm de diamètre, appelée dommage diffus.

Les aires endommagées sont plus grandes dans les stratifiés en fils d'acier qu'en composite en fibres de verre, avec une énergie maximale transmise à la plaque. La plaque SWPP présente un grand nombre de dommages diffus et superficiels, comparé aux GFPP, ce qui tend à expliquer son aire endommagée projetée plus importante. Cela corréle l'hypothèse que la plaque SWPP absorbe plus d'énergie sous forme d'endommagement que la plaque GFPP.

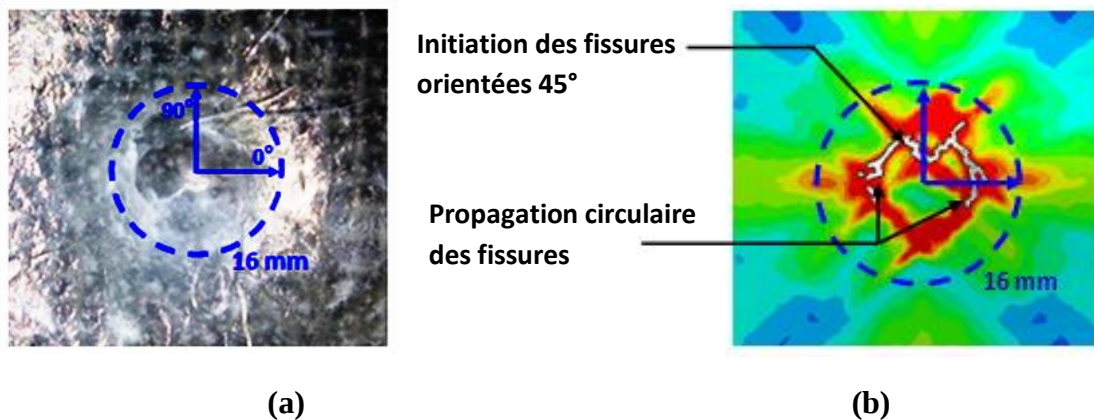


Figure 4-18. Surfaces de rupture des SWPP soumis à des charges d'indentation (face arrière) pour (a) un test expérimental et (b) modèle numérique

4.4 Conclusion

Les performances des plaques composites GFPP et SWPP sous charge d'indentation ont été caractérisées en termes de résistance et de scénarios d'endommagement suivi de fissures. Un modèle aux éléments finis a été développé à l'aide du logiciel Abaqus/Explicit pour simuler le chargement QSI de deux plaques stratifiées et validé avec des résultats issus de l'expérimentation. Les résultats numériques ont présenté la séquence de défaillances des plaques lorsqu'ils sont soumis à l'indentation QSI à basse vitesse. En comparant les résultats de simulation et ceux expérimentaux, on peut conclure que la tendance des résultats expérimentaux peut être bien prédite dans la plupart des séries d'essais simulés. Par ailleurs, des erreurs entre la simulation et les résultats expérimentaux sont évidentes en raison de

l'absence du critère de défaillance. Ces simulations ne pouvaient pas être étendues pour correspondre exactement aux expériences.

De ce fait, le modèle FE a été utilisé pour prédire les modes d'endommagement ainsi que l'évolution de dommages générés après indentation, en utilisant un modèle d'endommagement MLT. Ce dernier est couplé au critère de dommage de Hashin, implémenté dans le logiciel Abaqus/Explicit en sous-routine VUMAT (langage fortran). En outre, lorsque l'un des critères de défaillance de Hashin est satisfait en un point de la plaque composite, il s'ensuit des dommages et peuvent être caractérisés par l'introduction de variables internes pour la rupture de fibres et la fissuration de la matrice en traction et en compression.

Les résultats obtenus ont été vérifiés par les résultats expérimentaux du point de vue de résistance à l'indentation, l'étendue et la forme des fissures. En effet, la prédiction des dommages obtenus avec le modèle MLT présente une relative concordance avec les résultats expérimentaux. La validité de notre approche a été démontrée par le bon accord entre les valeurs de forces maximales prédites et mesurées ainsi que du déplacement. L'évolution des fissures et les modes de dommages apparus sur les deux plaques GFPP et SWPP après indentation ont été également cohérents comparativement aux résultats expérimentaux.

Conclusion Générale

Conclusion Générale

Ce travail de thèse a porté sur l'investigation expérimentale et numérique de la réponse et du processus d'endommagement des plaques de stratifiés soumises au test d'indentation quasi statique (QSI) à faible vitesse. Cette étude de recherche est motivée par la nécessité d'approfondir la compréhension du comportement mécanique de ces matériaux afin de prévenir ainsi que d'améliorer leur réponse dans des scénarios de charge par indentation QSI à faible vitesse. L'objectif primordial consiste à analyser les dommages créés lors de l'indentation et aussi de déterminer la cinétique d'endommagement. Cela est nécessaire pour avancer leur mise en œuvre dans une gamme d'applications structurelles, où ils sont soumis à de différents scénarios d'impacts, notamment les impacts à faible vitesse en particulier dans l'industrie d'automobiles et l'industrie de pointe en général.

Deux types de stratifiés composites à matrice de polypropylène (PP) ont été testés et analysés : un stratifié en fibre de verre avec matrice PP dénommé (GFPP) et un autre stratifié de grille en fils d'acier avec matrice PP dénommé (SWPP). Les plaques composites ont tous une séquence d'empilement $[0^\circ/90^\circ]$ et préparées avec la technique de moulage par compression (fusion). L'analyse expérimentale du comportement mécanique sous indentation QSI à faible vitesse a été effectuée à l'aide d'une presse électromécanique de type MTS. Une étude des propriétés mécaniques en traction/compression des stratifiés thermoplastiques a été également réalisée. Les plaques composites ont été testées à trois niveaux d'énergies d'indentations. Un modèle numérique d'impact basé sur la théorie élasticité-endommagement sur composite stratifié de l'étude a été également élaboré.

Les premiers résultats obtenus sont prometteurs. Les résultats présentés dans cette étude fournissent un bon aperçu initial du processus d'endommagement par indentions à faible vitesse sur les composites stratifiés. Cette recherche a montré que les zones de dommages par indentation ont une géométrie très variable et complexe. Les résultats expérimentaux ont révélé que les dommages dus à l'indentation augmentent au fur et à mesure que l'énergie incidente augmente dans les deux types de stratifiés. La série d'essais de traction entrepris ont montré que les composites SWPP offrent une résistance supérieure comparativement aux composites en fibres de verre GFPP.

Les essais d'indentation quasi-statiques à faible vitesse ont révélé que le composite SWPP offre une résistance supérieure à celle du composite thermoplastique GFPP. Les stratifiés SWPP sont capables d'absorber une énergie importante par le biais d'une déformation plastique dans les couches d'acier et matrice PP. Le seuil de perforation du composite SWPP est environ de 24 % supérieur à celui du composite GFPP. Les stratifiés SWPP ont donné de meilleures performances en terme d'énergie dissipée, qui est environ de 33,60 % plus élevée que celle des plaques GFPP.

Le comportement mécanique et l'endommagement des deux types de stratifiés est différent, comme le montrent les vues en coupe d'échantillons endommagés lors des observations visuelles et microscopiques MEB. Les stratifiés SWPP ont présenté des dommages plus importants que les stratifiés GFPP pour tous les niveaux d'indentation. Il a été constaté que la zone d'endommagement se répartissait de manière centro-symétrique autour du point d'indentation dans les plaques SWPP, tandis que le GFPP générait une fissure qui s'étendait dans le sens transversal lorsque la charge atteint la force maximale.

Des fissures matricielles et un léger délaminage ont été observés sur la plaque SWPP alors qu'il n'a été constaté que la fissuration de la matrice et la rupture des fibres sur les plaques

GFPP, du côté de la face indentée des échantillons. Cependant, à mesure que la charge d'indentation augmente, la défaillance de fibre observée sur le coté opposé constitue le mode de dégradation dominant dans les deux plaques. Ces dommages sont provoqués par un écrasement de la matrice PP sur la zone de contact poinçon/plaque, provoquant au final une rupture croissante des fils d'acier qui se déplace vers le bas en direction de la face arrière de la plaque composite. La gravité des dommages est visible sous la zone d'indentation. Des délaminages répartis sur l'épaisseur de la plaque se trouvent des deux côtés au voisinage d'impact, caractérisés par une rupture des fils d'acier. Dans le cas des plaques GFPP, l'endommagement de la face de contact révèle des dommages répartis initialement de manière uniforme. Ces dommages sont constitués ensuite par une fissure de la matrice suivi par une rupture des fibres répartie dans l'épaisseur de l'échantillon. En effet, l'accumulation des dommages est localisée en premier dans la matrice polypropylène avant la fissuration des fibres.

À la suite des essais expérimentaux et de l'examen microstructural des composites, le comportement de dommage sous indentation quasi-statique a été étudié en développant un modèle élément fini (FE) à l'aide du logiciel Abaqus/Explicit. Un modèle élasticité-endommagement implémenté dans le logiciel éléments finis a été développé à base d'analyse des résultats expérimentaux. Une série de simulations a été réalisée pour étudier l'initiation et l'évolution du processus de dommage. Deux variables d'endommagement ont été utilisées pour quantifier à la fois la réponse non linéaire et la rupture des plaques composites. La variable d'endommagement ajoutée, basée sur l'aspect phénoménologique de l'endommagement diffus avec apparition de plasticité dans le cas des stratifiés SWPP, a permis de simuler de façon cohérente les différents modes d'endommagement générés. Les modèles FE ont permis de mieux comprendre les processus d'initiation et d'évolution des dommages dans les stratifiés tissés. Des simulations numériques ont montré que l'initiation des dommages et leur croissance étaient sensibles notamment dans la zone de contact indenteur/plaque. La forme et l'étendue des dommages sont assez bien retranscrites par les simulations.

Les simulations numériques ont fourni également des informations utiles telles que la distribution des contraintes et des déformations, la variation de la longueur des fissures avec la charge appliquée et l'interaction de divers modes d'endommagement dans les plaques composites, ce qui est difficile à obtenir avec des essais réels.

Les modélisations numériques sont validées avec succès en comparant avec les résultats obtenus expérimentalement. Les résultats obtenus notamment dans le cas de l'endommagement des deux types de stratifiés semble être cohérents. Dans le stratifié GFPP, les fissures ont tendance à être orientées dans les directions 0° et 90° des fibres, en particulier lorsque la taille des fissures est importante. La propagation de la fissure de la face arrière du stratifié SWPP, qui représente la forme semi-ellipse est différente du premier type de défaillance des plaques GFPP. Ces défaillances ont la même forme que celles observées dans les essais expérimentaux.

Le modèle de modélisation numérique étudiée peut servir de référence pour la modélisation explicite du couplage de divers modes d'endommagement dans les stratifiés sollicités aux impacts à faible vitesse. 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. Cependant, des recherches futures sont nécessaires pour étudier un certain nombre de questions.

Perspectives

La nécessité de poursuivre les travaux découle des résultats de cette thèse. Les perspectives de ce travail sont nombreuses. En effet, certaines recherches futures sont suggérées pour des expériences et des simulations.

L'effet de la variation d'épaisseur des stratifiés doit être examiné plus en détail sous des charges d'indentation quasi-statiques à faible vitesse utilisant une plage plus large d'épaisseurs. Cela serait utile pour mieux comprendre le comportement mécanique des stratifiés. Il serait intéressant également d'étudier l'effet de la variation de la vitesse de chargement ainsi que l'influence de l'orientation des fibres pour différents empilements sous charges d'indentation QSI. Concernant la caractérisation de l'endommagement, il serait utile d'opter pour une technique d'ultrason pour obtenir les images d'endommagement. Cela conduira à une meilleure compréhension du processus de dommage impliqué. Des simulations par éléments finis pourraient être réalisées pour capturer diverses zones de contraintes critiques.

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. La modélisation à l'échelle réduite sera possible à la position du pénétrateur de l'impact et la rupture induite. Des futures recherches sont nécessaires sur l'évolution de dommages sous impacts en faible vitesse LVI dans le but de les comparer avec les tests QSI. Ils pourraient être étudiés plus en détail à l'aide des simulations par éléments finis avec divers critères de défaillance tels que les dommages de Hashin et les modèles cohésifs. Ce qui permettra de mieux comprendre les délaminages, les ruptures des fibres et la fissuration de la matrice.

Annexes

Annexe A

A.1. Comportement mécanique d'un composite unidirectionnel

Nous introduisons dans ce paragraphe la notion de matériau composite unidirectionnel.

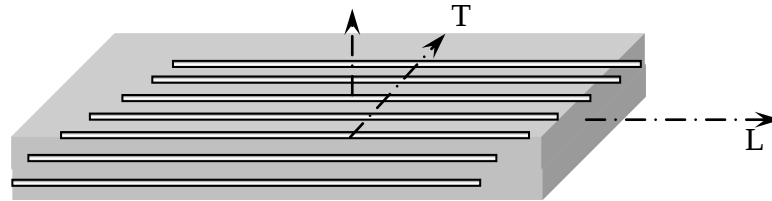


Figure A.1 Matériau composite unidirectionnel [7]

Si l'on considère une cellule élémentaire de ce type de matériau, constituée d'une fibre entourée d'un cylindre de matrice. On obtient un matériau orthotrope possédant de plus un axe de révolution. C'est pourquoi ce type de matériau est appelé matériau orthotrope de révolution ou isotrope transverse.

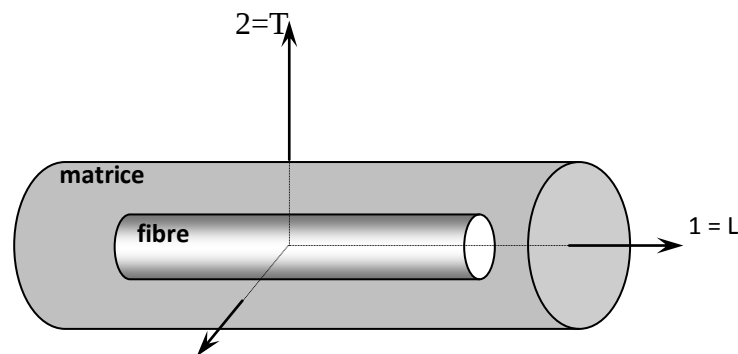


Figure A.2 Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel [7]

Cette propriété conduit à la forme suivante des matrices de rigidité et de souplesse :

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22}-C_{23}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad [S] = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2 \cdot (S_{22} - S_{23}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix}$$

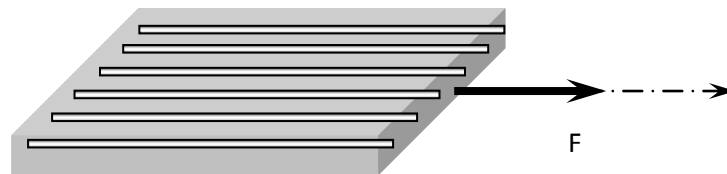
Les propriétés du matériau unidirectionnel sont déterminées par 5 constantes indépendantes. Les expressions des modules de l'Ingénieur sont résumées dans le tableau A.1.

Tableau A.1 Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse [7, 88]

Désignation	Notation	expression	expression
Module de Young longitudinale	E_L	$C_{11} - 2 \frac{C_{12}^2}{C_{22} + C_{23}}$	$\frac{1}{S_{11}}$
Coefficient de poisson	ν_{LT}	$\frac{C_{12}}{C_{22} + C_{23}}$	$-\frac{S_{12}}{S_{11}}$
Module de Young transversal	E_T	$C_{22} + \frac{C_{12}^2(C_{22} - 2C_{23}) + C_{11}C_{23}^2}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$\frac{1}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	ν_{TL}	$\frac{C_{12}(C_{23} - C_{22})}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$-\frac{S_{12}}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TT'}$	$-\frac{C_{12}^2 - C_{11}C_{23}}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$-\frac{S_{23}}{S_{22}}$
Module de cisaillement longitudinal	G_{LT}	C_{66}	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de cisaillement transversal	$G_{TT'}$	$\frac{C_{22} - C_{23}}{2}$	$\frac{1}{2(S_{22} - S_{23})}$
Module de cisaillement	$G_{LT'}$	C_{66}	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de compression latérale	K_L	$\frac{C_{22} + C_{23}}{2}$	$\frac{1}{2\left(S_{22} + S_{23} - 2\frac{S_{12}^2}{S_{11}}\right)}$

A.1.1 Composite unidirectionnel soumis à une traction longitudinale

Soit un composite unidirectionnel soumis à un effort F de traction longitudinale (même sens que l'orientation des fibres), figure A.3.

**Figure A.3** composite unidirectionnel soumis à une traction Longitudinale [7]

Selon que la déformation ultime de la fibre ε_{fu} soit supérieure ou inférieure à la déformation ultime de la matrice ε_{mu} , on obtient les deux courbes contraintes déformations suivantes.

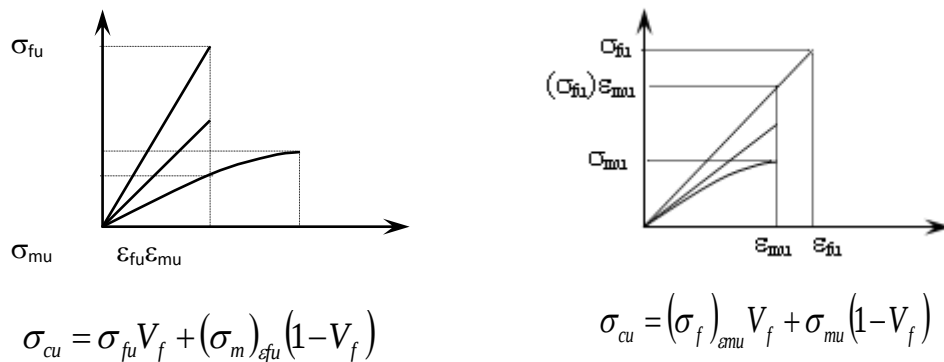


Figure A.4 Courbes contraintes déformations d'un composite unidirectionnel soumis à une traction Longitudinale

σ_{cu} : Contrainte de traction à la rupture du composite [MPa]

σ_{fu} : Contrainte de traction à la rupture de la fibre [MPa]

σ_{mu} : Contrainte de traction à la rupture de la matrice [MPa]

ε_{fu} : Déformation ultime de la fibre [mm]

ε_{mu} : Déformation ultime de la matrice [mm]

V_f : La teneur en volume de renfort [%]

V_m : La teneur en volume de la matrice [%]

A.2 Détermination expérimentale des caractéristiques mécaniques :

Comme nous l'avons déjà mentionné dans les paragraphes précédents, le comportement élastique d'un matériau composite peut être décrit entièrement par la connaissance de :

- Neuf (9) coefficients dans le cas d'un matériau composite orthotrope.
- Cinq (5) coefficients dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel.

Dans le cas particulier d'un état de contraintes planes, le nombre de coefficients nécessaires pour décrire le comportement d'un matériau composite (qu'il soit orthotrope ou unidirectionnel) se réduit à quatre (4).

Ces quatre coefficients sont :

- Le module de Young longitudinal E_L
- Le module de Young transversal E_T
- Le coefficient de Poisson ν_{LT}
- le module de Coulomb G_{LT}

Les essais utilisés pour la détermination de ces quatre coefficients seront développés dans le paragraphe qui suit.

A.2.1 Les essais mécaniques

a)-Essai de traction longitudinale

Dans cet essai, la force F est appliquée suivant la direction des fibres, figure A. 5. Dans le sens des fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. Dans le sens de la chaîne dans le cas d'un matériau composite tissu.

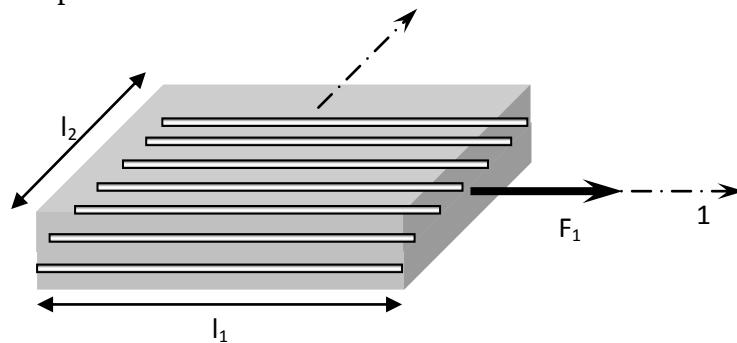


Figure A.5. Traction Longitudinale [7]

La contrainte σ_1 est donnée en fonction de la force F_1 appliquée suivant l'axe 1, perpendiculairement à la section transversale S_1 , comme suit :

$$\sigma_1 = \frac{F_1}{S_1} \quad \text{A.1}$$

L'étude expérimentale consiste, à mesurer sur l'éprouvette les paramètres suivants :

- * La charge appliquée F_1
- * L'allongement de l'éprouvette selon l'axe 1 (suivant la longueur l_1) Δl_1
- * la variation de la longueur transversale l_2 (suivant la longueur l_2) Δl_2

La déformation longitudinale ε_{11} est donnée par : $\varepsilon_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1}$

La déformation transversale ε_{22} est donnée par : $\varepsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$

On déduit :

Le module d'élasticité longitudinal E_L (Young) : $E_L = \frac{\sigma_{11}}{\epsilon_{11}}$

Le coefficient de Poisson ν_{LT} : $\nu_{LT} = -\frac{\epsilon_{22}}{\epsilon_{11}}$

b)-Essai de traction transversale

Dans cet essai, la force F est appliquée suivant la direction transverse aux fibres, figure A.6. Perpendiculairement aux fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. Dans le sens de la trame dans le cas d'un matériau composite tissu.

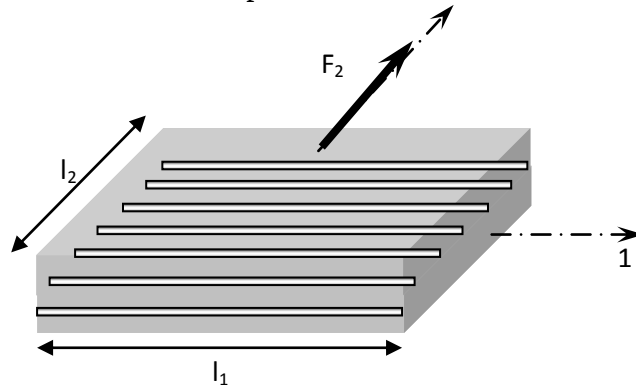


Figure A.6 Traction transversale [7]

La contrainte σ_2 est donnée en fonction de la force F_2 appliquée suivant l'axe 2, perpendiculairement à la section transversale S_2 , comme suit : $\sigma_2 = \frac{F_2}{S_2}$

L'étude expérimentale consiste, à mesurer sur l'éprouvette les paramètres suivants :

- * La charge appliquée F_2
- * L'allongement de l'éprouvette selon l'axe 2 (suivant la longueur l_2) Δl_2
- * la variation de la longueur transversale l_1 (suivant la longueur l_1) Δl_1

La déformation transversale ϵ_{22} est donnée par : $\epsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$

La déformation longitudinale ϵ_{11} est donnée par : $\epsilon_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1}$

On déduit : le module d'élasticité transversal E_T (Young) : $E_T = \frac{\sigma_{22}}{\epsilon_{22}}$

Le coefficient de Poisson ν_{TL} : $\nu_{TL} = -\frac{\epsilon_{11}}{\epsilon_{22}}$

Les valeurs ainsi obtenues doivent vérifier la relation suivante : $\frac{\nu_{LT}}{E_L} = \frac{\nu_{TL}}{E_T}$

c)-Essai de traction hors axes

Dans cet essai, la force F est appliquée suivant une direction qui fait un angle de 45° avec les fibres, (figure A.7). 45° par rapport à la direction des fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. 45° par rapport à la direction de la trame dans le cas d'un matériau composite tissu.

La contrainte σ_x est donnée en fonction de la force F appliqué suivant l'axe x , perpendiculairement à la section transversale S , comme suit :

$$\sigma_{xx} = \frac{F}{S}$$

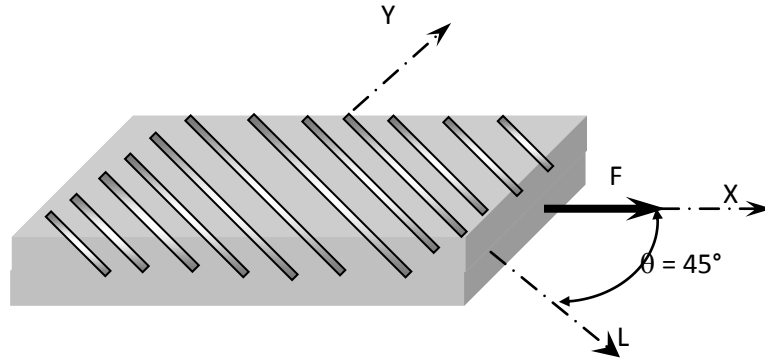


Figure A.7. Traction hors axe

L'étude expérimentale consiste, à mesurer sur l'éprouvette les paramètres suivants :

- * La charge appliquée F_2
- * L'allongement de l'éprouvette selon l'axe x (suivant la longueur l_x) Δl_x

La déformation suivant l'axe x ϵ_{xx} est donnée par : $\epsilon_{xx} = \frac{\Delta l_x}{l_x}$

On déduit :

Le module d'élasticité suivant l'axe x E_{xx} (Young) : $E_x = E_{45} = \frac{\sigma_{xx}}{\epsilon_{xx}}$

Nous savons que :

$$\frac{1}{E_x} = \frac{1}{E_{45}} = \frac{1}{4} \left(\frac{1}{E_L} + \frac{1}{E_T} + \frac{1}{G_{LT}} - 2 \frac{\nu_{LT}}{E_L} \right) \quad (A.-2)$$

Nous constatons que dans cette relation, seul le module de cisaillement (Coulomb) G_{LT} est une inconnue. Nous déduisons alors :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + 2 \frac{\nu_{LT}}{E_L} \quad (A-3)$$

A.3. Rupture des Matériaux Composites

Un matériau composite est par définition constitué d'une matrice et d'un renfort (fibres). C'est pour cette raison que la rupture finale d'un matériau composite unidirectionnel est définie comme étant le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires isolés ou qui peuvent se produire au même moment.

L'existence de tel ou tel mécanisme élémentaire est conditionnée par la nature des constituants du composite et par le type de sollicitation mécanique appliquée.

A.3. 1. Mécanisme de rupture d'un matériau composite unidirectionnel

a)- Rupture des fibres

Lorsqu'un composite unidirectionnel est soumis à une sollicitation mécanique et que la contrainte de traction résultant dans une fibre donnée σ_{fb} atteint la contrainte à la rupture de la fibre σ_{fib} , il y a alors rupture de notre matériau composite. Cette rupture engendre dans son voisinage une concentration de contraintes, figure A. 8.

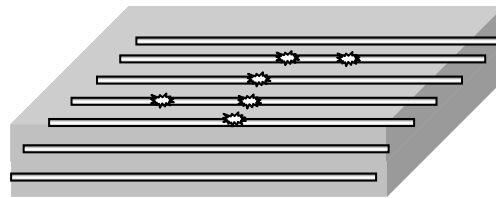


Figure A.8. Rupture des fibres dans un composite unidirectionnel [7]

b)- Rupture de la matrice

Lorsqu'un composite unidirectionnel est soumis à une sollicitation mécanique, la rupture de la matrice se manifeste soit, par une rupture transverse qui correspond au cas où la contrainte en traction σ_m dans la matrice atteint la contrainte ultime à la rupture σ_{mu} de la matrice, soit par une rupture longitudinale, généralement au voisinage de la fibre (figure A. 9), qui correspond au cas où la contrainte de cisaillement τ_m dans la matrice atteint la contrainte ultime en cisaillement à la rupture τ_{mu} .

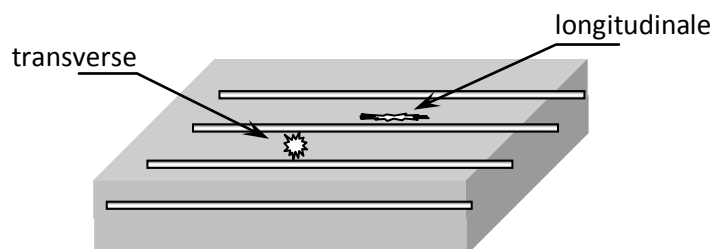


Figure A.9. Rupture de la matrice dans un composite unidirectionnel [7]

c)- Rupture de l'interface

On définit par τ_d la contrainte de décohésion caractérisant la qualité de l'interface fibre matrice (adhérence).

La rupture de l'interface fibre-matrice se produit lorsque la contrainte de décohésion τ_d est inférieure à la contrainte en cisaillement à la rupture de la matrice τ_{mu} ($\tau_d < \tau_{mu}$.) Si dans le cas contraire c-à-d $\tau_d > \tau_{mu}$, il y aura rupture longitudinale de la matrice, figure A. 10.

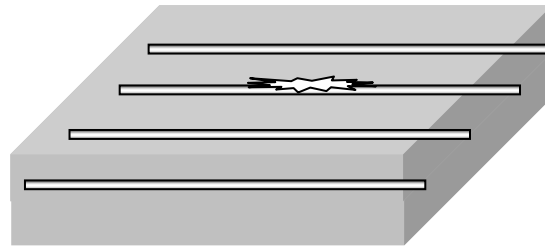


Figure A.10. Rupture de l'interface fibre-matrice dans un composite unidirectionnel [7]

Annexe B

B.1 Abaqus/Explicit Dynamique

La méthode des éléments finis est devenue la méthode la plus couramment utilisée dans le domaine de la recherche en simulation numérique. Abaqus est un logiciel d'analyse par éléments finis (Abaqus v6.14). Les méthodes explicites conviennent aux problèmes dynamiques et non linéaires. Au moment de l'impact, la durée du contact étant très faible, il est important de disposer de résultats détaillés de l'historique temporel de la force et des déplacements de la structure composite. Des solutions haute résolution peuvent être obtenues efficacement en utilisant cette méthode. L'algorithme explicite fournit un outil efficace pour simuler une grande variété d'événements de dynamique solide et structurelle non linéaires.

Abaqus/Explicit utilise une règle de différence centrale pour intégrer explicitement les équations du mouvement dans le temps, en utilisant les variables cinématiques à un incrément pour les calculer au prochain incrément (Abaqus / Explicit v6.14). Au début de l'incrément, le programme résout un équilibre dynamique indiquant que la matrice de masse nodale, M , multipliée par les accélérations nodales, $\ddot{u}$, est égale à la force nodale totale.

$$M\ddot{u} = P - I \quad (\text{B-1})$$

Les accélérations au début d'incrément du temps t sont calculées et l'équation (B.1) peut être écrite comme suit:

$$\ddot{u}_{(t)} = (M)^{-1} (P - I)_{(-1)} \quad (\text{B-2})$$

Dans Abaqus/Explicit, chaque incrément est peu coûteux car il n'y a pas d'équations simultanées à résoudre. Ainsi, l'accélération d'un nœud dépend de sa masse et de la force nodale qui l'agit, ce qui rend les calculs nodaux rentables.

À partir de l'équation (B.2), les accélérations sont intégrées dans le temps à l'aide de la règle de différence centrale, qui calcule le changement de vitesse en supposant que l'accélération est constante. Ce changement de vitesse est ajouté à la vitesse à partir du milieu de l'incrément précédent pour déterminer les vitesses au milieu de l'incrément actuel:

$$\dot{u}_{\left(t+\frac{\Delta t}{2}\right)} = \dot{u}_{\left(t-\frac{\Delta t}{2}\right)} + \frac{(\Delta t_{(t+\Delta t)} + \Delta t)}{2} \ddot{u}_{(t)} \quad (\text{B-3})$$

À partir de l'équation (B.3), les vitesses sont intégrées dans le temps et ajoutées aux déplacements au début de l'incrément pour déterminer les déplacements à la fin de l'incrément (voir l'équation B.4).

$$u_{(t+\Delta t)} = u_{(t)} + \Delta t_{(t+\Delta t)} \dot{u}_{\left(t+\frac{\Delta t}{2}\right)} \quad (\text{B-4})$$

Ainsi, la satisfaction de l'équilibre dynamique au début de l'incrément fournit les accélérations. Connaissant les accélérations, les vitesses et les déplacements sont avancés «explicitement» dans le temps. Le terme «explicite» fait référence au fait que l'état à la fin de la période d'incrément est basé uniquement sur les déplacements, les vitesses et les

accélérations au début de l'incrément. Cette méthode intègre exactement les accélérations constantes. Pour que la méthode produise des résultats précis, les incréments de temps doivent être assez faibles pour que les accélérations soient presque constantes pendant un incrément.

Explicit et Implicite analyse

Il existe deux types principaux de méthodes d'intégration directe dans le temps (Abaqus / Explicit v6.14) [90].

1-Méthode implicite

2-Méthode explicite

Les deux procédures résolvent les accélérations nodales et utilisent les mêmes calculs d'élément pour déterminer les forces internes de l'élément. La plus grande différence entre les deux procédures réside dans la manière dont les accélérations nodales sont calculées.

Abaqus peut résoudre un grand nombre de problèmes statiques et dynamiques linéaires et non linéaires en utilisant Abaqus/Standard et Abaqus/Explicit. En fonction du problème et d'autres paramètres, l'utilisateur peut utiliser des méthodes implicites ou explicites. En général, Abaqus/Standard est plus efficace pour les problèmes lisses et non linéaires, tandis que Abaqus/Explicit est utilisé pour les événements plus dynamiques ou pour l'analyse de la propagation d'ondes.

La méthode d'intégration directe dans le temps est généralement utilisée dans le calcul de des historiques des réponses d'une structure en utilisant une intégration dans le temps, étape par étape (step-by-step), sans modifier la forme des équations dynamiques. Les méthodes d'intégration directe utilisent une approximation par différence finie pour remplacer les dérivées temporelles de l'équation dynamique du mouvement.

B.2 Gestion de contact

Deux méthodes de gestion du contact sont disponibles sur le logiciel Abaqus : la première se fait en utilisant les surfaces en contact et avec une formulation maître-esclave. Ainsi pour chaque contact potentiel, on définit les surfaces pouvant se rencontrer, l'une d'elles sera la surface maître (généralement c'est la surface de la structure la plus rigide), l'autre sera la surface esclave. Pour chaque nœud de la surface esclave, Abaqus cherche le point le plus proche de la surface maître (Figure. B.1).

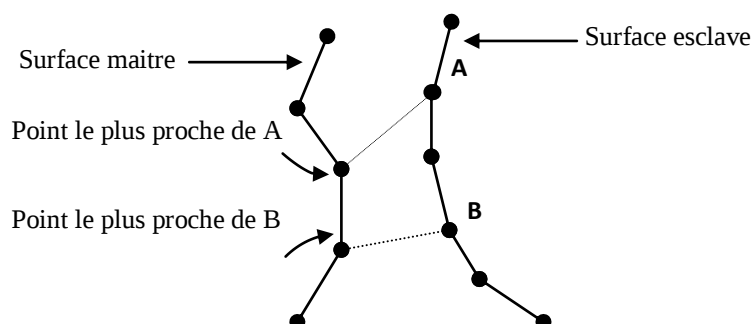


Figure B.1 Positionnement des points les plus proches.

Le problème de contact est alors résolu en le discrétisant entre les points de la surface esclave et ceux de la surface maître qui leur correspondent, avec les conditions suivantes:

- Les nœuds de la surface esclave ne doivent pas pénétrer à l'intérieur de la surface maître. Si au cours d'une itération, un nœud esclave a pénétré la surface maître de plus d'une distance spécifique, Abaqus abandonne l'incrément et recommence avec une taille d'incrément plus petite. En revanche, la surface maître peut en principe pénétrer dans la surface esclave.
- La direction de contact est toujours normale à la surface maître.

La seconde méthode est basée sur l'utilisation de connecteurs sans dimension entre les surfaces en contact.

Ces deux modes de gestion du contact nous permettent d'analyser un comportement global des corps en contact ou d'analyser localement à chaque nœud les contraintes obtenues.

R --- *éférences*

REFERENCES

- [1] Sutherland L, Soares CG. (2005). Contact indentation of marine composites. *Composite Structures*.70(3):287-94.
- [2] A. Yudhanto, H. Wafai, G. Lubineau, S. Goutham, M. Mulle, R. Yaldiz, N. Verghese. (2018). Revealing the effects of matrix behavior on low-velocity impact response of continuous fiber-reinforced thermoplastic laminates. *Composite Structures*.
- [3] Kyle C. Warren, Roberto A. Lopez-Anido, Senthil S. Vel, Harun H. Bayraktar. (2015). Progressive failure analysis of three-dimensional woven carbon composites in single-bolt, double-shear bearing. *Composites Part B*.
- [4] Matzenmiller, A., (1995). Lubliner J and Taylor R. A constitutive model for anisotropic damage in fibre composites, *Mechanics of Materials*; 20/2, 125–152.
- [5] Malhotra, Anjum. (2014). Low velocity edge impact on composite laminates: damage tolerance and numerical simulations. PhD thesis, University of London.
- [6] J.W. Kopp., (2000)“Contribution to the stress and strength analysis of unidirectionally fibre reinforced plastics. PhD thesis,” RWTH Aachen, Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV).
- [7] Berthelot J. M. (1999). *Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures*, Edition Technique & documentation.
- [8] Callister, W.D. (2006), ‘*Materials Science & Engineering*’, John Wiley & Sons.
- [9] Carlsson, L.A., Adams, D.F., Pipes, R.P. (2014), ‘*Experimental characterization of advanced composite materials*’, 4th Edition, CRC Press, Taylor and Francis Group.
- [10] Talreja R, Singh C. (2012). *Damage and failure in composite materials*. New York: Cambridge University Press.
- [11] Himayat Ullah. (2013). Analysis of Mechanical Behaviour and Damage of Carbon Fabric-reinforced Composites in Bending. PhD Thesis, Loughborough University.
- [12] Jones RM. (1999). *Mechanics of composite materials*. 2nd ed: Taylor & Francis.
- [13] Daniel G, Suong VH, Stephen W. (2003). *Composite Materials: Design and Applications*: CRC Press.
- [14] Mokhtari Ahcene. (2017). Modélisation du comportement et de l’endommagement des composites a matrice thermoplastique. Thèse de doctorat. Université de Tizi-Ouzou.
- [15] Pracella M, Chionna D, Anguillesi I, Kulinski Z, Piorkowska E. (2006) Functionalization, compatibilization and properties of polypropylene composites with hemp fibres. *Composites Science and Technology*; 66:2218–30.
- [16] Benjamin Alcock. (2004). *Single Polymer Composites Based on Polypropylene: Processing and Properties*. Queen Mary, University of London, UK.
- [17] M. Vedrines, (2003). 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.

- [18] C. Oudet, (1994). Polymères : structure et propriétés, Masson, pp. 124-129.
- [19] Mohammad Dalour Hossen Beg, (2007). The Improvement of Interfacial Bonding, Weathering and Recycling of Wood Fibre Reinforced Polypropylene Composites, Thèse de doctorat, University of Waikato, Hamilton, New Zealand.
- [20] Maier, C., Calafut, T., (1998). Polypropylene-The Definitive User's Guide and Databook. William Andrew Publishing/Plastics Design Library.
- [21] Hans-Henning Kausch, Nicole Heymans, Christopher John Plummer et Pierre Decroly (2001), Matériaux polymères : Propriétés mécaniques et physiques. Principe de mise en œuvre, Vol. 14, Lausanne 2001.
- [22] George SE Bikakis. (2017) Finite element and analytical modeling to predict the frictional oblique indentation response of GLARE fiber-metal laminates. Journal of Reinforced Plastics and Composites.
- [23] Sun Ying, Tang Mengyun, Rong Zhijun, Shi Baohui and Chen Li. (2016). An experimental investigation on the low-velocity impact response of carbon-aramid/epoxy hybrid composite laminates. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 1-13.
- [24] Chaturvedi, S.K., Sierakowski, R.L. (1997), 'Dynamic loading and characterization of fiberreinforced composites', A Wiley-Interscience publication, ISBN 047113824X, pp: 257.
- [25] Olsson, R. (2000), 'Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates', *Composites Part A*, Vol.31, pp: 879–887.
- [26] Davies, G.A., Hitchings, D., Zhang, X. (2000), 'Damage tolerance to low velocity impact of laminated composites', Defense Technical Information Center Report.
- [27] Cantwell, W.J., Morton, J. (1989), (a), 'Geometrical Effects in the Low Velocity Response of CFRP', *Composites Structures*, Vol. 12, pp: 39-59.
- [28] P. O. Sjoblom, J. T. Hartness, and T. M. Cordell, (1988) "On low-velocity impact testing of composite materials," *J. Compos. Mater.*, vol. 22, no. 1, pp. 30–52.
- [29] D. Liu and L. Malvern, (1987). "Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates," *J. Compos. Mater.*
- [30] Abrate, S. (1991), 'Impact on Laminated Composite Materials', *Applied Mechanics Reviews*, Vol. 44(4), pp: 155–190.
- [31] Abrate, S. (1998), 'Impact on Composite Structures', Cambridge University Press.
- [32] M. Richardson and M. Wisheart, (1996) "Review of low-velocity impact properties of composite materials," *Compos. Part A Appl. Sciences*.
- [33] Abrate, S. (2011). *Impact engineering of composite structures*: Springer.
- [34] Bradshaw, F.J., Dorey G., Sidey. G.R. (1973), 'Impact resistance of carbon fibre reinforced.
- [35] Sutherland, L.S., Soares, C.G. (2004), 'Effect of laminate thickness and of matrix resin on the impact of low fibre-volume, woven roving E-glass composites', *Composites Science and Technology*, Vol.64, pp: 1691-1700.
- [36] A. P. Christoforou and A. S. Yigit, (1998) "Characterization of impact in composite plates," *Compos. Struct.*, vol. 43, no. 1, pp. 15–24.

- [37] P. Francescato, A. Gillet, D. Leh, and P. Saffré, (2012) “Comparison of optimal design methods for type 3 high-pressure storage tanks,” *Compos. Struct.*
- [38] N. Mathivanan and J. Jerald, (2010) “Experimental investigation of woven E-glass epoxy composite laminates subjected to low-velocity impact at different energy levels,” *Miner. Mater. Charact.*
- [39] T. Lowe and D. Sandstrom, (2013) “Control of deformation-induced imperfections to enhance strength of metals and alloys,” *US Pat.* 20,130,078,139.
- [40] D. Zheng and W. K. Binienda, (2007) “Effect of permanent indentation on the delamination threshold for small mass impact on plates,” *Int. J. Solids Struct.*, vol. 44, no. 25–26, pp. 8143–8158.
- [41] Cantwell, W.J. (1981), 'The influence of target geometry on the high velocity impact response of CFRP', *Journal of Materials Science Letters*, Vol.7, pp: 756-758.
- [42] Cantwell, W.J., Morton, J. (1989), (b), 'Comparison of the low and high velocity impact response of CFRP', *Composites*, Vol. 20, pp: 545-551
- [43] Swanson SR., (1992) “Limits of quasi-static solutions in impact of composite structures,” *Comp Eng.*, vol. 2, pp. 261–267.
- [44] A. P. Christoforou and A. S. Yigit, (1998) “Characterization of impact in composite plates,” *Compos. Struct.*, vol. 43, no. 1, pp. 15–24.
- [45] S. Reid and G. Zhou, (2000) “Impact Behaviour of Fibre-Reinforced Composite Materials.
- [46] Shyr TW, Pan YH. (2003). Impact resistance and damage characteristics of composite laminates. *Composite Structures*.62(2):193-203.
- [47] G. A. O. Davies and R. Olsson. (2004). Impact on composite structures. *The aeronautical journal*, Vol 108, Issue 1089., pp. 541-563.
- [48] Zukas, J.A. (1982), ‘Impact Dynamics’, John Wiley & Sons.
- [49] Mitrevski, T., Marshall, I.H., Thomson, R.S. and Jones,R. (2004), ‘Low-velocity impacts on preloaded GFRP specimens with various impactor shapes’, *Composite Structures*, Vol.76 Issue 3, pp: 209-217.
- [50] Nairn, (2001).Fracture mechanics of composites with residual stresses, imperfect interfaces, and traction-loaded cracks,” *Compos. Sci. Technol.*
- [51] Natthawat Hongkarnjanakul. (2013). Modélisation numérique pour la tolérance aux dommages d’impact sur stratifié composite : de l’impact à la résistance résiduelle en compression. Doctorat PhD. Université de Toulouse.
- [52] D. Liu, (1988). Impact-induced delamination—a view of bending stiffness mismatching, *J. Compos. Mater.*
- [53] Berthelot JM, Le Corre JF. (2000). A model for transverse cracking and delamination in cross-ply laminates. *Composites Science and Technology*.60(7):1055-66.
- [54] Carrillo,J. Gand Cantwell, W. J. (2009), Mechanical properties of a novel fibre–metal laminate based on a polypropylene composite. *Mechanics of Materials*; 41/7828–838.
- [55] M.R. Abdullah, W.J. Cantwell,(2006). The impact resistance of polypropylene-based

- p>
- fibre–metal laminates. *Composites Science and Technology* 66 1682–1693.
- [56] German Reyes, Sangeeta Gupta,(2009). Manufacturing and mechanical properties of thermoplastic hybrid laminates based on DP500 steel. *Composites: Part A* 40 176–183.
- [57] Rafael C.Santiago, Wesley J.Cantwell, NormanJones, MarcílioAlves,(2018). The modelling of impact loading on thermoplastic fibre-metal laminates. *Composite Structures*. Volume 189, 1, Pages 228-238
- [58] Sanan H. Khan, Ankush P.Sharma, Venkitanarayanan Parameswaran, (2017). An Impact Induced Damage in Composite Laminates with Intra-layer and Inter-laminate Damage. *Procedia Engineering*. Volume 173, Pages 409-416.
- [59] C. Bouvet, S. Rivallant, J.J. (2012).BarrauLow velocity impact modeling in composite laminates capturing permanent indentation. *Composites Science and Technology* 72 1977–1988.
- [60] H. Yazdani Nezhad, F. Merwicka, R.M. Frizzell & C.T. McCarthy. (2014).Numerical analysis of low-velocity rigid-body impact response of composite panels. *International Journal of Crashworthiness*, 20:1, 27-43.
- [61] Ala Tabiei, Wenlong Zhang,(2018). Composite Laminate Delamination Simulation and Experiment: A Review of Recent Development. *Applied Mechanics Reviews* 70(3):030801.
- [62] Ana P.B.M. Amaro, Paulo Reis, Marcelo De Moura, Jaime B. Santos. (2011). Influence of the specimen thickness on low velocity impact behavior of composites. *Journal of Polymer Engineering*. Vol 32, Issue 1.
- [63] R.C. Batra, G. Gopinath, J.Q. Zheng. (2012). Damage and failure in low energy impact of fiber-reinforced polymeric composite laminates. *Composite Structures* 94 540–547.
- [64] Clara Leal Nogueira, Jane Maria Faulstich de paiva, Mirabel Cerqueira Rezende (2005). Effect of the interfacial adhesion on the tensile and impact proprieties of carbon fiber reinforced polypropylene matrices.*Materials Research*, Vol 8, No, 1, 81-89.
- [65] Russo, P., Acierno, D., Simeoli, G., Iannace,S and Sorrentino, L. (2013). Flexural and impact response of woven glass fibre fabric/polypropylene composites. *Composites Part B: Engineering*; 54, 415–421.
- [66] G. Simeoli, D. Acierno, C. Meola, L. Sorrentino, S. Iannace, P. Russo,(2014). The role of interface strength on the low velocity impact behaviour of PP/glass fibre laminates. *Composites: Part B* 62 88–96.
- [67] Yan Li, An Xuefeng, and Yi Xiaosu. Comparison with low-velocity impact and quasi-static indentation testing of foam core sandwich composites. *International Journal of Applied Physics and Mathematics*, Vol. 2, No. 1, 2012.
- [68] W. C. Jackson and C. C. Poe, (1992). The use of impact force as a scale parameter for the impact response of composite laminates, *NASA Technical Memorandum* 104189, January.
- [69] A. T. Nettles, M. J. Douglas, (2002). A comparison of quasi-static indentation testing to low velocity impact testing. *Composite Materials: Testing, Design, and*

- Acceptance Criteria, ASTM STP 141.
- [70] P. A. Lagace, J. E. Williamson, and P. H. Wilson, Wolf, E. and Thomas, S., (1993). A preliminary proposition for a test method to measure impact damage resistance. *J. reinf. Plast. Compos.*, vol. 12, pp. 584-601.
 - [71] Mitrovic, M., Hahn, T., Carman, G. and Shyprykevich, P.E. (1999), "Ect of loading parameters on the fatigue behavior of impact damaged composite laminates", *Compos Sci Technol*, Vol. 59 No. 14, pp. 2059-2078.
 - [72] J. P. Donoghue, (1992). Negative Poisson's ratio effects on the Mechanical performance of composite laminates, University of Liverpool.
 - [73] Patricia Krawczak, (2012). Essai des plastiques renforcés, Caractérisation et propriétés d'usage des composites, Techniques de l'ingénieur, Vol. AM 5405.
 - [74] Chen Qi, Guan Zhidong, Li Zengshan, Ji Zhaojie, Zhuo Yue. (2015). Experimental investigation on impact performances of GLARE laminates. *Chinese Journal of Aeronautics*. 1000-9361.
 - [75] Johannes Reiner, Juan Pablo Torres, Martin Veidt and Michael Heitzmann. (2016). Experimental and numerical analysis of drop-weight low-velocity impact tests on hybrid titanium composite laminates. *Journal of Composite Materials* 0(0) 1–13.
 - [76] Louis Gauthier. (2010).Modelling of high velocity impact on composite materials for airframe structures application. Faculté des sciences et de genie. University Laval. QUEBEC.
 - [77] Hill, R. (1963). Elastic properties of reinforced solids – some theoretical principles. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*. 11(5), pp. 357 – 372.
 - [78] TSAI, S. et WU, E. (1971). A general theory of strength for anisotropic materials. *Journal of Composite Materials*, 5:58–80.
 - [79] Hashin, Z. and Rotem, A. (1973). A fatigue failure criterion for fibre reinforced materials. *Journal of Composite Materials*. 7, pp.448 – 64.
 - [80] Hashin, Z. (1980). Failure criteria for unidirectional fibre composites. *Journal of Applied Mechanics*. 47, pp. 321-329.
 - [81] Hashin, Z. (1985). Analysis of cracked laminates: a variational approach. *Mechanics of materials*. 4(2), pp. 121-36.
 - [82] Thollon, Y. and Hochard, C. (2009). A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure. *Mechanics of Materials*. 41(7), pp.820 –827.
 - [83] Hochard, C., Payan, J. and Bordreuil, C. (2006). A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads. *International Journal of Fatigue*. 28(10), pp. 1270 – 6.
 - [84] Mokhtari A., Ould Ouali,M and Tala-Ighil, N. (2015). Damage modelling in thermoplastic composites reinforced with natural fibres under compressive loading, *International Journal of Damage Mechanics*; 24/8, 1-22.
 - [85] Williams KV, Vaziri R (2001) Application of a damage mechanics model for predicting the impact response of composite materials. *Comput Struct* 79:997–1011.
 - [86] David Trudel Boucher, (2000). Impact à faible vitesse sur un composite Polypropylene/fibre de verre. Ecole polytechnique de Montréal.

- [87] L. Iannucci, and M. Willows, (2006). An energy based damage mechanics approach to modelling impact onto woven composite materials–part I: Numerical models. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 37(11) 2041-2056.
- [88] Frédéric Lachaud (2011). Contribution à l’analyse multi échelle du comportement mécanique non linéaire matériau des structures composites. Phd thesis. Université de Toulouse.
- [89] Jérémie Aucher (2009). Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable. Phd thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Rouen.
- [90] ABAQUS. (2016). ABAQUS 6.14 Theory manual. PDF Documentation, Dassault System.
- [91] Stephen Andrew Thomas (1989). Effects of structural parameters on the static indentation and bending behavior of graphite/epoxy laminates. .B.S. Aerospace Engineering, University of Maryland.

TRAVAUX REALISES

Publication Internationale

M'hamed Mahdad, Aicha Ait Saada, Idir Belaidi, Ahcene Mokhtari, Adel Benidir. Damage modelling in thermoplastic laminates reinforced with steel and glass fibres under quasi-static indentation loading at low-velocity. *Journal of Advanced Composites Letters*. Volume 27, Issue 6, 2018.

Communications nationales/internationales

M'hamed Mahdad, Aicha Ait Saada, Idir Belaidi. Comportement à l'impact à faible vitesse par indentation quasi-statique des stratifiés à matrice polypropylène. Onzième Journées de Mécanique (JM'11), EMP, 10-11 Avril (2018).

M'hamed Mahdad, Ahcene Mokhtari. Modélisation numérique des câbles de précontrainte en traction uni-axiale. 1^{er} congrès internationale CICMA 2014 Université de Khenchela.