



Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche
scientifique
Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbès
Faculté Technologie
Département de Génie Mécanique

THESE

Pour l'obtention du diplôme de
Doctorat

Spécialité: Génie Mécanique
Option: Sciences des Matériaux

Présenté par Monsieur :

ACHACHE Habib

COMPORTEMENT EN RUPTURE DES MATERIAUX COMPOSITES STRATIFIES SOLLICITES A DIFFERENTES CHARGES

Directeur de Thèse :
Mr. BOUTABOUT Benali

Soutenue le :08 septembre 2016
Devant la commission d'Examen

- JURY -

Président :	Mr. M. BELHOUARI	Pr	UDL SBA
Directeur de Thèse :	Mr. B. BOUTABOUT	Pr	UDL SBA
Examineurs :	Mr. B. BACHIR BOUIADJRA	Pr	UDL SBA
	Mr. A. ZIADI	Pr	UT Ain Timouchent
	Mr. A. BOUTAOUS	Pr	USTO Oran
	M ^m . F. BOUAFIA	MCA	UT Ain Timouchent

Dédicaces

A mes très chers parents..... إلى الوالدين الغاليين
A ma petite famille..... عائلتي الكريمة
A tous ceux qui pensent à moi..... كل من يذكرني

Remerciements

Je tiens tout d'abord à remercier Monsieur le Professeur B. SERIER, directeur de laboratoire mécanique et physique des matériaux, de m'avoir accueilli au sein de son laboratoire de la faculté des sciences de l'ingénieur de l'université Djilali LIABES, sidi Bel Abbès, dans lequel le travail présenté dans ce mémoire a été réalisé, pour ses conseils durant toute la période de mon travail.

Mes remerciements vont aussi particulièrement au Directeur de thèse, Monsieur B. BOUTABOUT, pour son soutien, pour son encadrement et pour m'avoir permis de mener à bien ce travail. Je lui suis profondément reconnaissant de m'avoir fait bénéficier de son expérience et de ses compétences tout au long de ce travail.

Je tiens à remercier l'ensemble des membres du jury, P_r M. BELHOUARI, P_r B. B. BOUIDJRA, de l'UDL- Sidi Bel Abbès, P_r A. ZIADI de D_r M^m F. BOUAFIA, de l'U. T. Ain Timouchent et P_r A. BOUTAOUS de l'USTO Oran, pour avoir accepté de donner une partie de leur précieux temps en tant que membres de jury et d'avoir ainsi partagé une partie de leur savoir.

Je tiens à exprimer mes très sincères remerciements à Messieurs P_r D. OUINAS, de l'Université de Mostaganem, Monsieur D_r A. BENZERDJEB Maître de conférences à l'USTO et Mlle F. GUERROUDJ enseignante à l'université d'Essenia Oran pour leurs précieux aides et ses soutiens qu'ils m'ont porté durant ces années de travail.

J'adresse mes vifs remerciements à qui m'ont aidé tout au long de cette période, pour leur support technique et pour les contacts humains que nous avons pu partager sans oublier le groupe CHAJARA

Enfin, je tiens à associer ma famille et toutes les personnes qui me sont proches à ce travail afin de les remercier de m'avoir accompagné durant toute cette période d'études.

نتيجة تحالف بين تعزيز ليفي (الزجاج والبورون والجرافيت)، وم
(الايبوكسي)، المركبة إمكانيات جديدة في مجال النقل والطيران.
تتها منخفضة للغاية معدن، تتميز هذه المادة
. أدى التقدم في المحاكاة الرقمية في السنوات الأخيرة
تتها الميكانيكية. السيطرة على السلوك الميكانيكي
هياكل المركب ميدان واسع
واهر الفيزيائية ة المميزة
تشوه دورا هاما في تصميم الهياكل. وتهدف دراستنا القيام تحليل عددي
[+ -
، في وجود صدع بين تجويفين دائريين العديد من الع اتجاه الألياف، موق [ايبوكسي
تجويفين من جهة و من جهة تحت تأثير حمولة
ديناميكية (تأثير) بدلالة السرعة و اتجاه الألياف و هذا من اجل نفس الصفيحة
ايبوكسي.

Résumé : Suite à une alliance entre un renfort fibreux (verre, bore et graphite), et un liant (la résine époxy), le matériau composite offre de nouvelles possibilités dans le domaine de transport et de l'aéronautique. Avec sa densité extrêmement plus faible que celle du métal, ce matériau est caractérisée par de meilleures propriétés de résistance à la pression et à la corrosion. Au cours des dernières années, les progrès de la simulation numérique ont donné lieu à des développements significatifs dans l'étude des matériaux composites et leur modélisation mécanique. À l'heure actuelle, le contrôle du comportement mécanique des matériaux et structures composites, sous charges statiques et dynamiques, est un domaine vaste et complexe de la recherche. La modélisation des phénomènes physiques variés caractéristiques du comportement d'un matériau composite en cours de déformation joue un rôle important dans la conception des structures. Notre étude a pour objectif d'analyser numériquement le taux de restitution d'énergie des plaques composites stratifiées en verre et en bore avec une matrice époxy [+ a, -a], en présence d'une fissure entre deux encoches circulaires, en fonction de plusieurs paramètres tels que l'orientation des fibres, la position et la taille de la fissure et la position considérée des deux encoches circulaires d'une part et d'autre part sous l'effet d'un chargement dynamique (impact) en fonction de la vitesse et l'orientation des fibres et ceci pour la même plaque verre/époxy.

Summary: *Following an alliance between fiber reinforcement (glass, boron and graphite) and a binder (epoxy resin), the composite material offers new possibilities in the field of transportation and aerospace. With its extremely lower density than that of the metal, this material is characterized by better strength properties to the pressure and corrosion. In recent years, advances in numerical simulation led to significant developments in the study of composite materials and their mechanical modeling. At present time, the control of mechanical behavior of composite materials and structures under static and dynamic loads, is a vast and complex field in research. The modeling of various physical phenomena characteristic of the behavior of a composite material during deformation plays an important role in the design of structures. Our study aims is to analyze numerically the rate of energy release of laminated composite plates of glass and boron with an epoxy matrix [+ a, - a], in the presence of a crack between two circular notches, for several parameters such as the fiber orientation, the position and size of the crack and the considered position of the two circular notches on one hand and on the other hand under the effect of a dynamic loading (impact) in terms of the speed and the fibers orientation, and this for the same glass / epoxy plate.*

Tables des matières

Dédicace	I
Remerciements	II
Résumé	IV
Tables des matières	1
Nomenclature	4
Tables des figures	6
Introduction Générale	11
Chapitre I : Endommagement des stratifiés sollicités Aux différents charges	14
1.1 Introduction.....	15
1.2 Les matériaux composites.....	16
1.3 Mécanismes d'Endommagement Des Composites Stratifiées.....	18
1.3.1 Introduction.....	18
1.3.2 Définition de l'endommagement dans la cas général.....	18
1.3.3 Définition de l'endommagement dans le cas des composites...	19
1.3.4 Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés.....	19
1.3.4.1 Fissuration matricielle.....	20
1.3.4.2 Décohésion fibre-matrice.....	21
1.3.4.3 Rupture des fibres.....	21
1.3.4.4 Délaminage inter-plis.....	22
1.3.5 Modes de rupture.....	22
1.3.6 Mécanismes d'endommagement lors de l'essai d'impact.....	27
1.3.6.1 Endommagement matriciel.....	28
1.3.6.2 Délaminage.....	28
1.3.6.3 Rupture de fibres.....	29
1.3.4.4 Forme de la zone endommagée	29
1.3.7 Critère de rupture.....	30
a. Critère de Tsai-Hill.....	31
b. Critère de Tsai-Wu.....	32
c. Critère de Hashin.....	32
1.4 Comportement en endommagement des stratifiés sous différentes charges.....	32
1.4.1 Comportement sous chargement statique.....	33

1.4.1.1	Modèle d'endommagement pour les composites stratifiés.....	33
1.4.1.2	Application à une structure : la plaque trouée.....	33
1.4.2	Comportement sous chargement dynamique.....	37
1.4.2.1	Les essais d'impact.....	38
1.4.2.2	Impact basse vitesse – définition.....	39
1.4.2.3	Etudes faites par les auteurs sur les paramètres influençant la réponse à l'impact.....	40
1.4.2.4	La zone endommagée par fissuration.....	43
Chapitre II :	Analyse numérique sous sollicitation statique des plaques stratifiés.....	44
2.1	Introduction.....	45
2.2	Modèle géométrique.....	46
2.3	Modélisation Numérique.....	47
2.3.1	Méthode des éléments finis.....	48
2.4	Résultats et discussions.....	49
2.4.1	Modèle sans fissure.....	49
	• 1 ^{er} cas : Encastrement.....	50
	• 2 ^e cas : Elimination du déplacement suivant l'axe y.....	51
2.4.1.1	Effet de l'inter-distance incline de 45° sur le FCC.....	52
2.4.1.2	Effet de l'orientation des fibres d'un angle α	52
	• Cas de l'orientation des fibres 0°, 45° et 90°.....	52
2.4.1.3	Effet de l'inter-distance horizontale sur le FCC.....	55
	• Cas de l'orientation des fibres 0°, 45° et 90°.....	55
2.4.1.4	Effet de l'inter-distance latérale sur le FCC.....	57
	• Cas de l'orientation des fibres 0°, 45° et 90°.....	57
2.4.1.5	Effet de l'orientation des fibres sur le FCC pour une inter-distance critique.....	59
2.4.2	Modèle avec la présence d'une fissure.....	61
	• Cas des deux fonds de fissure.....	61
2.4.2.1	Effet de l'orientation des fibres d'un angle α pour $\gamma=0^\circ$	62
	• <u>Cas du Verre/Epoxyde</u>	62
	• <u>Cas du Bore/Epoxyde</u>	63
2.4.2.2	Effet de l'orientation de la fissure d'un angle β pour $\gamma=0^\circ$	64
	• <u>Cas du Verre/Epoxyde</u>	64
	• <u>Cas du Bore/Epoxyde</u>	65

2.4.2.3	Effet de l'orientation des fibres d'un angle α pour $\gamma=45^\circ$	66
	• <u>Cas du Verre/Epoxyde</u>	66
	• <u>Cas du Bore/Epoxyde</u>	67
2.4.2.4	Effet de l'orientation de la fissure d'un angle β pour $\gamma=45^\circ$...	68
	• <u>Cas du Verre/Epoxyde</u>	68
	• <u>Cas du Bore/Epoxyde</u>	69
2.4.2.5	Effet de l'orientation des fibres d'un angle α pour $\gamma=90^\circ$	70
	• <u>Cas du Verre/Epoxyde</u>	70
	• <u>Cas du Bore/Epoxyde</u>	72
2.4.2.6	Effet de l'orientation de la fissure d'un angle β pour $\gamma=90^\circ$	73
	• <u>Cas du Verre/Epoxyde</u>	73
	• <u>Cas du Bore/Epoxyde</u>	74
	• <u>Cas des deux matériaux</u>	74
2.4.2.7	Effet de l'orientation des entailles circulaires d'un angle γ	76
Chapitre III	Analyse numérique des plaques stratifiés sous sollicitation dynamique (impact à basse vitesse)	80
3.1	Introduction.....	81
3.2	basse vitesse – définition	81
3.3	Modèle géométrique avec l'impacteur	81
3.4	Maillage.....	83
3.5	Résultats et discussion.....	84
A.	Modèle sans fissure intermédiaire.....	84
A.1	Effet de l'orientation des fibres sur le contour de la déformée	85
A.2	Effet de la vitesse d'impact sur le contour de la déformée.....	88
A.3	Variation de l'énergie de dissipation.....	90
B.	Modèle avec fissure intermédiaire.....	94
B.1	Effet de l'orientation des fibres sur le contour de la surface endommagée pour une vitesse d'impact de 50 m/s.....	94
B.2	Effet de la vitesse d'impact sur l'ouverture de la fissure.....	98
B.3	Variation de la contrainte équivalente de Von Mises.....	99
B.4	la surface endommagée.....	100
	• Critère de Hashin.....	101
B.5	L'énergie de dissipation.....	104
C.	Modèle avec fissure intermédiaire impacté à grandes vitesses.....	105
Conclusion Générale		110
Références bibliographiques		114

Nomenclature

UV	Ultra violet
l	Longueur de la fissure [mm]
γ	Angle d'orientation des deux entailles circulaires [°]
B	Angle d'orientation de la fissure [°]
a	Angle d'orientation des fibres [°]
V	Vitesse [m/s]
E_c	Energie cinétique [J]
g	Accélération de la pesanteur [m/s ²]
M	Masse du projectile [kg]
E_p	Energie potentielle [J]
D_i	Variation d'endommagement
Σ	Tenseur des contraintes [MPa]
E	Tenseur des déformations [MPa]
F_i et F_{ij}	Paramètres de résistance du matériau déterminés expérimentalement
σ_i	Contraintes [MPa]
S	Limite de cisaillement
Y'	Limite de compression transverse
Y	Limite de traction transverse
X'	Limite de compression longitudinale
X	Limite de traction longitudinale
L	longueur entre appuis du montage d'impact.
E_f	Module de flexion [MPa]
T	Epaisseur [mm]
W	Largeur [mm]
σ_f	Contrainte admissible en flexion de l'éprouvette [MPa]
E_f	Module de flexion [MPa]
T	Contrainte admissible en cisaillement interlaminaire de l'éprouvette [MPa]
90°	Angle en degré [°]
E_i	Modules d'élasticité effectifs définis à partir de la matrice de rigidité du Matériau (en contrainte plane ou en déformation plane). [MPa]
R	Résistance à la propagation de fissure
Π	Energie potentielle stockée dans la structure [J]
B	Epaisseur [mm]
da	Variation de la longueur de propagation [mm]
dA	Surface de fissuration créée par la propagation da dans l'épaisseur B [mm ²]
γ	Energie superficielle de cohésion du matériau [J]
U_c	Energie cinétique [J]
U_d	Energie dissipée de façon irréversible [J]
U_e	Energie de déformation élastique emmagasinée dans le système [J]
W_{ext}	Travail des forces extérieures appliquées lors de l'avancée de fissure [J]

U_{total}	<i>Energie totale du système [J]</i>
K_C	<i>Facteur d'intensité de contrainte critique ou ténacité [MPa√m]</i>
K	<i>Facteur d'intensité de contrainte [MPa√m]</i>
G	<i>Taux de restitution d'énergie [J/m²]</i>
K_t	<i>facteur de concentration de contrainte FCC</i>
a	<i>Longueur de la fissure [mm]</i>
σ^∞	<i>Contrainte uniforme à l'infini [MPa]</i>
$f(g)$	<i>Facteur de géométrie de l'éprouvette</i>

Tables des figures

- Figure 1.1 : Composants de l'appareil A380 en matériau composite
- Figure 1.2 : Représentation schématique d'un matériau composite
- Figure 1.3 : Les différentes échelles de modélisation d'un stratifié.
- Figure 1.4 : Mécanismes d'endommagement observés dans un composite
- Figure 1.5 : Mécanismes de rupture dans un stratifié $0^\circ/90^\circ/0^\circ$.
- Figure 1.6 : Modes de rupture
- Figure 1.7 : Endommagements dus à l'impact
- Figure 1.8 : Cône d'endommagement hélice
- Figure 1.9 : Endommagement double
- Figure 1.10 : Essai de traction sur plaque trouée
- Figure 1.11 : Comparaison expérience simulation du champ de déformation près du trou juste avant rupture.
- Figure 1.12 : Mise en évidence d'une distance caractéristique
- Figure 1.13 : Validation du modèle pour des stratifiés de différentes orientations
- Figure 1.14 : Description du comportement mécanique des composites tissés jusqu'à rupture en présence de gradients de contrainte avec prise en compte des incertitudes.
- Figure 1.15 : Schéma d'une zone endommagée par impact (a) Enveloppe conique de dommage (b) Section transversal d'un stratifié après impact.
- Figure 1.16 : Classification des régimes d'impact : a) Impact basse vitesse ; b) Impact à vitesse modérée ; c) Impact balistique / à haute vitesse
- Figure 2.1 : Modèle géométrique
- Figure 2.2 : Maillage avec des éléments triangulaire de type quadratique.
- Figure 2.3 : Evolution de la contrainte V. Mises équivalente en fonction des orientations des fibres pour une plaque en composite sans fissure pour deux conditions aux limites: un encastrement et ($U_2=0$) déplacement suivant l'axe des Y.
- Figure 2.4 : Contour de la contrainte V. Mises équivalente pour l'orientation des fibres 30° dans le cas de l'encastrement.
- Figure 2.5 : Contour de la contrainte V. Mises équivalente pour l'orientation des fibres 30° dans le cas du déplacement suivant l'axe des Y ($U_2=0$).
- Figure 2.6 : Contour de la contrainte équivalente pour deux cercles placés sur la même ligne, inclinée de 45° et à une distance critique de 0.2 mm (l'orientation des fibres: a: 0° , b: 45° et c: 90°)
- Figure 2.7 : Variation du FCC en fonction de l'inter-distance inclinée d'un angle de 45° pour les trois matériaux composites
- Figure 2.8 : Contour de la contrainte équivalente pour deux cercles horizontales placés à une distance critique de 0.2 mm (l'orientation des fibres: a: 0° , b: 45° et c: 90°)
- Figure 2.9 : Variation du FCC en fonction de l'inter-distance horizontale pour les trois matériaux composites.
- Figure 2.10 : Contour de la contrainte équivalente pour deux cercles latérales placés à une distance critique de 0.2 mm (l'orientation des fibres: a: 0° , b: 45° et c: 90°).
- Figure 2.11 : Variation du FCC en fonction de l'inter-distance latérale pour les trois matériaux composites.

- Figure 2.12 : Variation du FCC en fonction de l'inter-distance critique inclinée de 45° pour les trois matériaux composites et différentes orientations.
- Figure 2.13 : Variation du FCC en fonction de l'inter-distance critique horizontale pour les trois matériaux composites et différentes orientations.
- Figure 2.14 : Variation du FCC en fonction de l'inter-distance critique latérale pour les trois matériaux composites et différentes orientations.
- Figure 2.15 : Variation du taux de restitution d'énergie en fonction de l'orientation des fibres pour les deux fonds de fissure.
- Figure 2.16 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.
- Figure 2.17 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.
- Figure 2.18 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.
- Figure 2.19 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.
- Figure 2.20 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45^\circ$.
- Figure 2.21 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45^\circ$.
- Figure 2.22 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45$
- Figure 2.23 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45$
- Figure 2.24 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.
- Figure 2.25 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.

- Figure 2.26 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.
- Figure 2.27 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.
- Figure 2.28 : Variation du taux de restitution d'énergie des deux matériaux pour a/a variable, $\beta=90^\circ$ et $\gamma=0^\circ$; b/a=70°, β variable et $\gamma=0^\circ$ c/a variable, $\beta=90^\circ$ et $\gamma=45^\circ$; d/a=70°, β variable et $\gamma=45^\circ$ e/a variable, $\beta=90^\circ$ et $\gamma=90^\circ$; f/a=70°, β variable et $\gamma=90^\circ$.
- Figure 2.29 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/epoxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour les trois positions des entailles circulaires et les différentes orientations des fibres : a) $\alpha=0^\circ$, b) $\alpha=10^\circ$, c) $\alpha=20^\circ$, d) $\alpha=30^\circ$, e) $\alpha=40^\circ$, f) $\alpha=45^\circ$, g) $\alpha=50^\circ$, h) $\alpha=60^\circ$, i) $\alpha=70^\circ$, j) $\alpha=80^\circ$ et k) $\alpha=90^\circ$.
- Figure 3.1 : Modèle avec Impacteur.
- Figure 3.2 : Modèle sans Impacteur.
- Figure 3.3 : Maillage de l'ensemble.
- Figure 3.4 : Modèle sans fissure impacté pour une orientation des fibres $\alpha=0^\circ$ et pour $v=70\text{m/s}$.
- Figure 3.5 : Contour de la déformée pour différente orientation des fibres et pour $v=70\text{m/s}$.
- Figure 3.6 : Variation du déplacement des points de la surface déformée de la plaque en fonction de l'orientation des fibres pour $v=10\text{m/s}$
- Figure 3.7 : Contour de la déformée pour différentes vitesses d'impact et pour $\alpha=45^\circ$.
- Figure 3.8 : Variation du déplacement des points de la surface déformée de la plaque en fonction de la vitesse de l'impacteur et pour une orientation des fibres $\alpha=0^\circ$.
- Figure 3.9 : Variation du déplacement du point de contact en fonction du temps pour différentes vitesses et pour une orientation des fibres $\alpha=0^\circ$.
- Figure 3.10 : Variation de l'énergie de dissipation en fonction du déplacement pour différentes orientations des fibres et pour chaque vitesse d'impact. (a=10m/s ; b=30m/s ; c=50m/s ; d=70m/s ; e=100m/s)
- Figure 3.11 : Contour de la zone endommagée pour différentes orientations des fibres et pour une vitesse d'impact de 50 m/s. a : $\alpha=0^\circ$; b : $\alpha=10^\circ$; c : $\alpha=20^\circ$; d : $\alpha=30^\circ$; e : $\alpha=40^\circ$; f : $\alpha=45^\circ$; g : $\alpha=50^\circ$; h : $\alpha=60^\circ$; i : $\alpha=70^\circ$; j : $\alpha=80^\circ$; k $\alpha=90^\circ$
- Figure 3.12 : Contour de l'ouverture de la fissure pour différentes vitesses d'impact et pour l'orientation des fibres $\alpha=0^\circ$ et pour $\gamma=0^\circ$. a : $v=1\text{m/s}$; b : $v=10\text{m/s}$; c : $v=20\text{m/s}$; d : $v=40\text{m/s}$; e : $v=50\text{m/s}$; f : $v=70\text{m/s}$; g : $v=100\text{m/s}$; (h : $v=100\text{m/s}$ pour $\gamma=45^\circ$).
- Figure 3.13 : Variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la vitesse de l'impacteur.
- Figure 3.14 : Variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur.
- Figure 3.15 : Variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur dans le cas de la traction des fibres.
- Figure 3.16 : Variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur dans le cas de la traction de la matrice.

Figure 3.17 : Variation de l'énergie de dissipation en fonction du temps pour différentes orientations des fibres et pour $v=50\text{m/s}$.

Figure 3.18 : Contour des étapes du composite impacté pour différentes vitesses jusqu'à rupture.

Figure 3.19 : Variation de la contrainte équivalente de V. Mises en fonction de la vitesse d'impacte jusqu'à rupture.

Tableau 2.1 : Propriétés des trois composites stratifiés.

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Introduction générale

Les exigences toujours sévères dans le milieu aéronautique, en termes de sécurité aussi bien qu'en termes de maîtrise de consommation énergétique, ont incité les grands constructeurs des avions à développer des structures légères présentant une meilleure résistance mécanique. L'objectif est notamment d'alléger la structure tout en conservant une bonne rigidité. Les matériaux composites sont par excellence des matériaux qui satisfont à ces exigences.

Grâce à d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques, légèreté, bonne résistance chimique et meilleure tenue en fatigue, l'utilisation des matériaux composites s'est rependue dans différents secteurs industriels, en particulier le secteur aéronautique. En outre, la progression rapide des techniques de mise en forme des matériaux composites a contribué largement à leurs croissances à l'échelle mondiale.

Parmi les matériaux composites les plus utilisés actuellement figurent les matériaux à matrices organiques. Du fait que l'on peut modifier la nature des matériaux constitutifs de composite (densité, propriétés mécaniques, physiques et chimiques), il est possible de concevoir des structures adaptées aux applications bien définies.

Toutefois, la sensibilité des structures composites aux endommagements et aux chocs à basse vitesse soulève beaucoup d'inquiétudes et restreint relativement leur champ d'applications. En effet, une structure aéronautique est exposée incontestablement à des chocs de divers corps étranges, de taille, de forme et de rigidité variable. Ces chocs provoquent généralement des dommages locaux ayant des conséquences souvent dramatiques sur les performances mécaniques des structures aéronautiques.

Au cours de ces dernières années, plusieurs travaux de recherches ont été menés afin de mieux comprendre le comportement en rupture sous différents phénomènes (fissurations, impacts...ect.) des matériaux composites, afin de construire des structures plus tolérantes aux dommages. C'est dans ce cadre que s'est inscrite une thèse de doctorat menée au sein de

notre laboratoire de mécanique et physique des matériaux dont le directeur est le professeur SERIER Boualem, à l'université de sidi Bel Abbès.

L'objectif général de ce projet est d'évaluer le comportement en rupture d'une part, d'une plaque stratifiée en présence d'une fissure et d'autre part d'une deuxième sans fissure soumise à un chargement statique et dynamique (impact).

Pour mener à bien ce travail, nous avons jugé utile de diviser ce mémoire en trois chapitres :

Le premier chapitre présente une généralité sur l'endommagement sous différentes charges des matériaux composites organiques ainsi que une synthèse bibliographique générale des travaux théoriques et expérimentaux sur le comportement des structures composites stratifiées sous des sollicitations statiques et dynamiques (impact à basse vitesse).

Le deuxième chapitre, quant à lui, présente les matériaux de l'étude en présence d'une fissure, entre deux entailles circulaires, en variant son orientation sous l'effet de plusieurs paramètres.

Le troisième chapitre est consacré à une étude sur les matériaux composites soumis à des sollicitations d'impacts.

Enfin, notre travail se conclut en présentant un récapitulatif des principaux résultats apportés par ce projet de maîtrise.

CHAPITRE I

1.1 Introduction

les composites stratifiés sont maintenant largement utilisés sur des structures vitales, notamment en aéronautique (figure 1.1). Compte tenu des impératifs de sécurité auxquels sont soumises ces structures, le concepteur doit avoir une idée précise des dégradations susceptibles de se produire en leur sein, et ce jusqu'à la ruine (c'est-à-dire la perte des fonctions de rigidité et de résistance mécanique) de la structure.

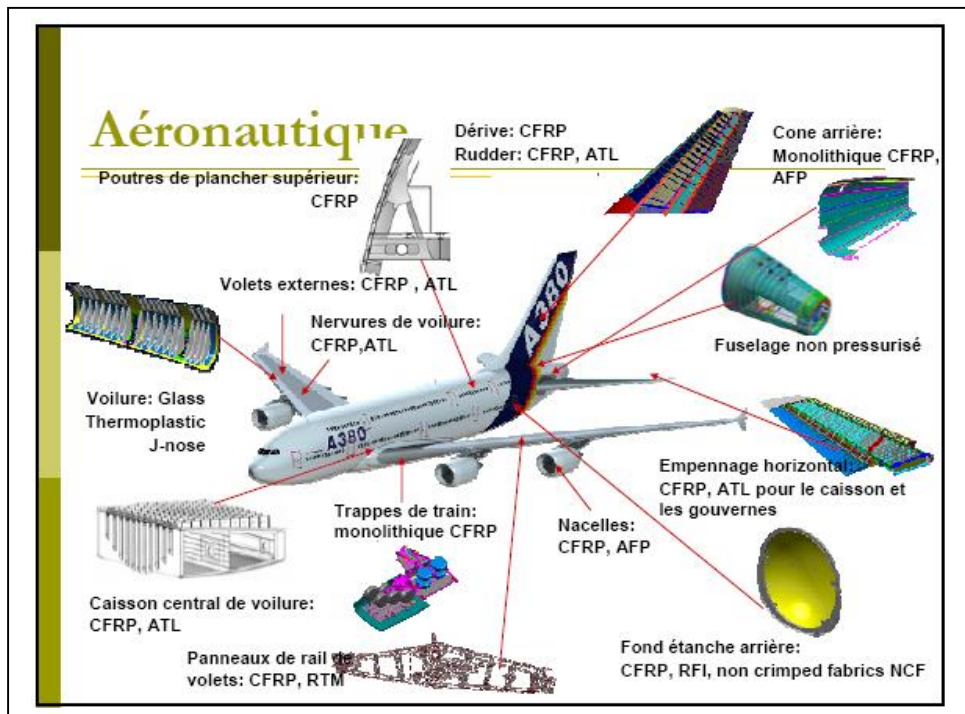


Figure 1.1 : Composants de l'appareil A380 en matériau composite [1].

Ce chapitre est consacré aux dégradations mécaniques que l'on peut observer dans une catégorie très courante de structures composites : les stratifiés à base de plis unidirectionnels, et plus particulièrement ceux qui sont formés de fibres continues dans une matrice organique.

Nous nous limitons ici aux dégradations purement mécaniques survenant à température ambiante. Cependant, à haute température ou lors de cycles thermiques, bien d'autres phénomènes non mentionnés ici peuvent entrer en jeu (fatigue thermique, oxydation, fluage...).

1.2 Les matériaux composites

Le terme composite désigne un matériau solide et hétérogène, formé de plusieurs composants distincts, dont l'association confère à l'ensemble des propriétés qu'aucun des composants considéré ne possède séparément [1]. La réalisation d'un matériau composite nécessite donc l'association d'au moins deux composants : le renfort et la matrice, qui doivent être compatibles entre eux et se solidariser. Pour cela, un agent de liaison, appelé interface, est nécessaire (Figure 1.2). Des charges et des additifs peuvent être ajoutés au composite sous forme d'éléments fragmentaires, de poudres ou liquide, afin de modifier une propriété de la matière à laquelle on l'ajoute (par exemple la tenue aux chocs, la résistance aux UV, la résistance au feu...).

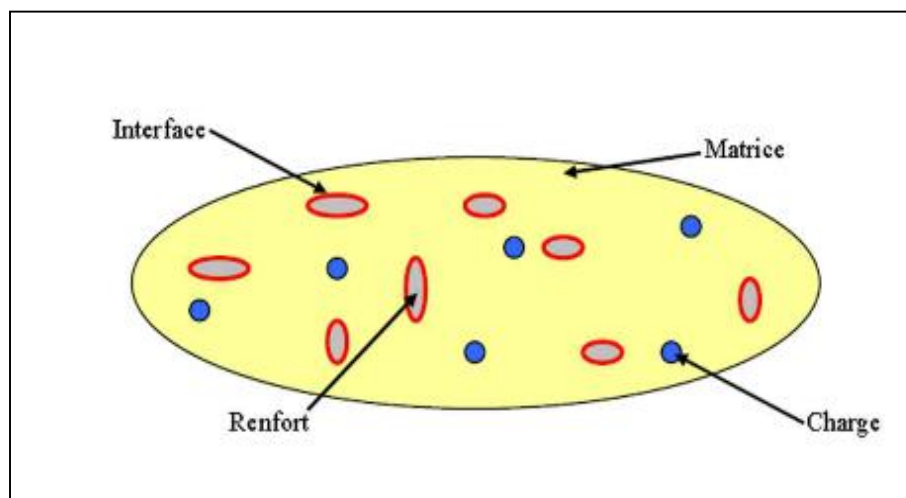


Figure1.2 : Représentation schématique d'un matériau composite [1].

Un composite est un matériau composé de deux phases : le **renfort** et la **matrice**.

- Le renfort assure les propriétés mécaniques du matériau,
- la matrice assure la transmission des contraintes et garantit la géométrie de la pièce.

Dans le cadre de l'étude réalisée, nous nous intéresserons aux composites

stratifiés à matrice organique renforcée de fibres longues. Les fibres utilisées ont un diamètre d'une dizaine de microns et sont en graphite, en bore ou en verre. Les matrices organiques étudiées sont les thermodurcissables (époxyde).

Les composites étudiés sont des composites stratifiés à base de plis unidirectionnels. Les fibres sont arrangées selon une direction privilégiée puis noyées dans la matrice pour former un pli unidirectionnel. L'orientation des fibres définit la direction de résistance privilégiée du pli. Ces plis sont ensuite empilés pour former un matériau stratifié (Figure 1.3).

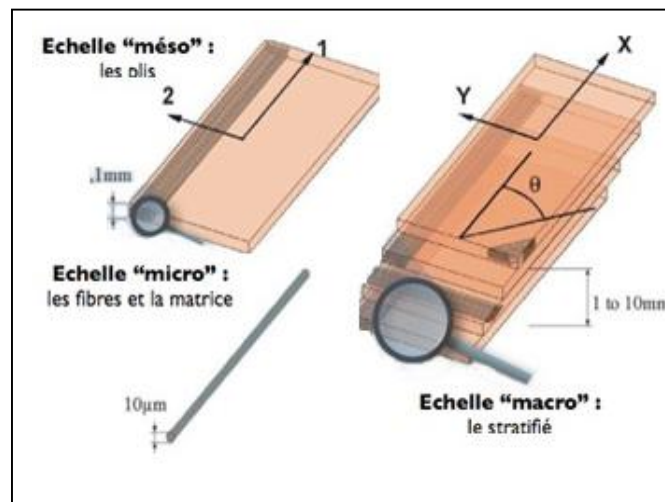


Figure 1.3 : Les différentes échelles de modélisation d'un stratifié.

L'utilisation de plis orientés selon les directions principales du chargement permet de construire des matériaux adaptés aux efforts subis par la pièce.

Cette structure particulière conduit à des matériaux dont les échelles caractéristiques sont très proches. En effet, ils sont composés de phases à petites échelles (échelle de la fibre $\approx 10 \mu\text{m}$), constituant des plis à une échelle supérieure ($\approx 100 \mu\text{m}$) formant un matériau pouvant être épais ($\approx 4 \text{ mm}$) utilisé dans une structure de taille industrielle ($\approx 1 \text{ m}$). Cette forte composante multi-échelle est un point clé de l'étude du matériau, pour la compréhension de ses dégradations.

1.3 Mécanismes d'Endommagement Des Composites Stratifiés

1.3.1 Introduction

De nombreuses travaux expérimentaux ont été réalisées [2,3,4] pour caractériser les étapes de dégradation du matériau. Elles ont permis d'identifier six mécanismes de dégradations dont l'évolution et les interactions conduisent à la ruine complète de la structure. Parce que le matériau est multi-échelle, sa dégradation l'est aussi [5,6]. Kachanov [7] décrit géométriquement les mécanismes d'endommagement par la création de cavités et de fissures à l'intérieur de la structure, c'est-à-dire, par le développement de micro discontinuités de la structure au cours de la sollicitation. Une autre définition consiste à dire que l'endommagement se caractérise par une perte de cohésion de la matière. L'apparition et la propagation de ces microcavités et microfissures ont pour conséquences une perte de rigidité du matériau et une perte d'incompressibilité plastique (pour les matériaux ductiles). Les mécanismes de dégradation peuvent alors être classés en fonction de l'échelle à laquelle ils se développent.

1.3.2 Définition de l'endommagement dans la cas général

De manière générale, l'endommagement est défini comme étant un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau, qui occasionnent une détérioration irréversible plus ou moins importante. Lors de la sollicitation d'une structure en matériaux composites, la dégradation de ses propriétés est effective, bien avant sa rupture finale. Notons également que l'endommagement présente un caractère unilatéral, les microfissures pouvant se refermer sous l'action du chargement.

1.3.3 Définition de l'endommagement dans le cas des composites

L'endommagement dans les matériaux composites est dû aux hétérogénéités qui engendrent des concentrations de contrainte. C'est le cas à l'interface entre fibre et matrice où on peut voir apparaître des décohésions. L'anisotropie provoque également des concentrations de contrainte, notamment à l'interface entre deux plis d'orientations différentes provoquant des délaminages ou la décohésion.

Il existe plusieurs modes d'endommagement dans les matériaux composites qui dépendent de la sollicitation appliquée et de la géométrie de la structure. Au cours des mécaniques, les premiers endommagements détectés commencent à se développer à l'échelle microscopique lorsque l'effort localisé atteint la limite de rupture d'un des constituants ou celle de l'interface les reliant. Plusieurs paramètres sont responsables de la progression des ces modes d'endommagement dans les matériaux composites parmi lesquels on peut citer : la fraction volumique, l'orientation des fibres, l'épaisseur des plis et l'espacement entre fibres. L'accumulation des différents modes d'endommagement est l'origine de la ruine totale de la structure.

1.3.4 Mécanismes d'endommagement des composites stratifiés

Les mécanismes d'endommagement des composites stratifiés peuvent se regrouper en quatre principaux modes (Figure 1.4) :

- fissuration matricielle ;
- rupture de l'interface fibre-matrice et déchaussement des fibres;
- délaminage inter plis;
- rupture des fibres.

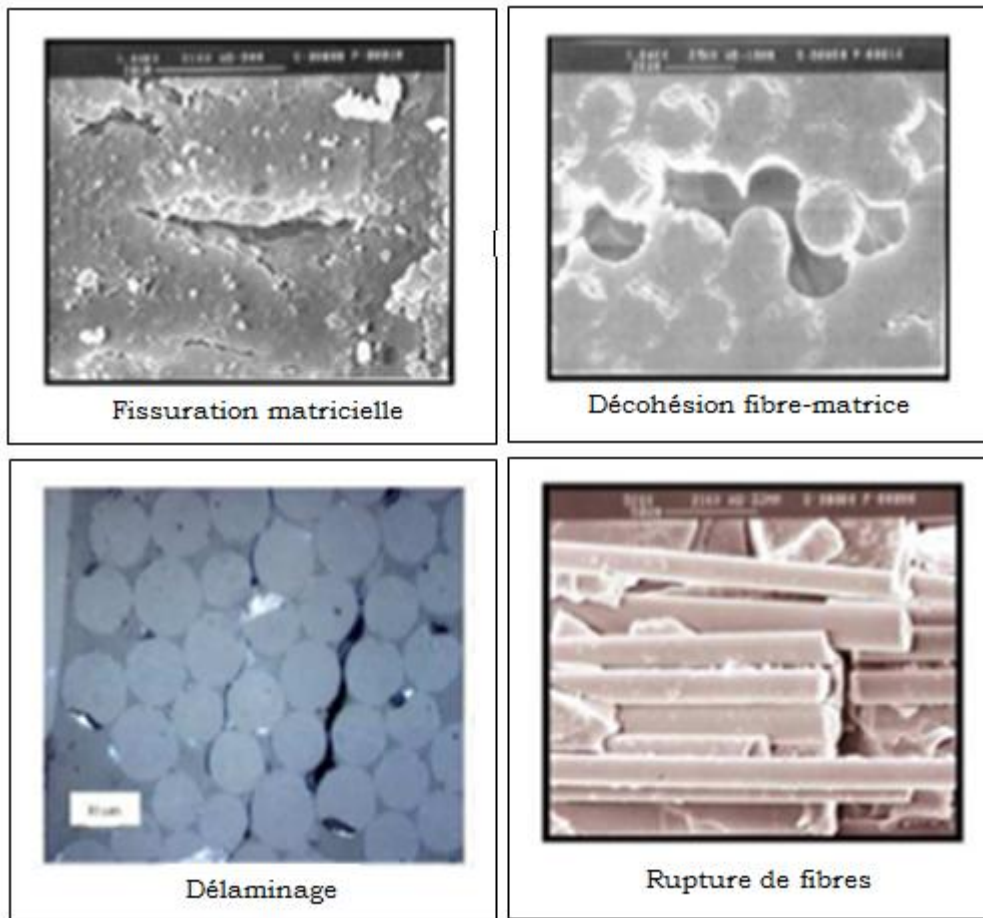


Figure 1.4 Mécanismes d'endommagement observés dans un composite [8, 9]

1.3.4.1 Fissuration matricielle :

Des microfissurations apparaissent au niveau de la matrice suivies d'une fissure plus importante qui se propage perpendiculairement à la sollicitation. Ce phénomène se déroule en deux étapes:

a) des microfissurations apparaissent au niveau de défauts présents dans la matrice (inclusions, porosités...);

b) une fissure se propage ensuite selon la direction perpendiculaire à la sollicitation. Si la contrainte en fond de fissure est suffisamment importante, la fissure peut provoquer, à l'arrivée à une interface, une rupture de fibre ou un décollement interfacial (l'une de ces deux possibilités sera favorisée par rapport à l'autre selon la plus ou moins bonne cohésion fibre/matrice). Il arrive que certaines fissures se ferment selon le sens de la sollicitation et

selon la forme de ces dernières.

La fissuration de la matrice peut se produire, soit par fissuration transverse, lorsque la contrainte de traction dans la matrice atteint la contrainte à la rupture de la matrice, soit par fissuration longitudinale, lorsque la contrainte de cisaillement dans la matrice atteint la contrainte en cisaillement à la rupture.

1.3.4.2 Décohésion fibre-matrice

Dans la pratique, même après avoir choisi les constituants (fibres et matrice) avec soin en les soumettant à des contrôles précis, l'interface issue de leur interaction ne peut être totalement maîtrisée par les efforts d'analyse et de prévision. Dans le cas particulier où les fibres sont discontinues, la zone inter faciale est le siège d'initiation de fissures et devient de ce fait critique à l'accumulation de l'endommagement. Cela est dû essentiellement à l'efficacité du transfert de charges à l'interface fibre/matrice ainsi qu'à la concentration des contraintes aux extrémités des fibres. Le comportement de l'interface fibre/matrice dépend essentiellement de ses propriétés mécaniques comparées à celles des fibres et de la matrice. Généralement la décohésion a lieu dans deux cas :

- lorsque la cohésion est inférieure à la contrainte de cisaillement à la rupture de la matrice ;
- lorsque l'adhérence fibre-matrice est faible

Dans le cas d'une adhérence fibre-matrice élevée, la rupture initiée, par rupture de fibres, ou par rupture de matrice, induit en front de fissure des concentrations de contraintes conduisant à une propagation de la rupture successivement dans les fibres et dans la matrice.

1.3.4.3 Rupture des fibres

Dans certains cas, l'endommagement dans les composites est initié par une rupture de fibre. Cela se produit en général lorsque l'orientation des fibres coïncide plus ou moins avec l'axe de sollicitation du matériau composite. La rupture a lieu lorsque la contrainte de rupture de la fibre est atteinte. L'endommagement produit ne cesse de progresser au fur et à mesure que la contrainte appliquée augmente, et provoque ainsi la rupture de la matrice et autres fibres jusqu'à la rupture totale du matériau.

1.3.4.4 Délaminage inter-plis

C'est un décollement des plis pour un matériau constitué d'une superposition de couches de fibres. Les mécanismes de rupture induits dépendent de la nature des constituants, l'architecture des couches et du mode de sollicitation mécanique imposé. Le délaminage progresse donc essentiellement par fissuration interlaminaire, responsable du dédoublement du matériau composite dans son épaisseur, mais il est associé également à un réseau très important de fissures intralaminaires qui dépendent du drapage. Du point de vue des mécanismes, les premières microfissures se forment à l'intérieur des plis, dans la résine, avant que les décohésions interlaminaires ne se développent. Le rôle de la résistance à la fissuration des résines est de ce fait aussi important que celui de l'interface entre fibres et matrice dans ces problèmes de délaminage. Ce type de dommage plan qui se propage selon un front, sous sollicitations de tension et de cisaillement fait l'objet de traitements par la mécanique de la rupture.

1.3.5 Modes de rupture

La rupture des stratifiés composites peut se produire de plusieurs façons très complexes. Les modes de rupture dépendent de la stratification et de la direction du chargement par rapport à l'orientation des fibres. Des

différences remarquables à l'échelle macroscopique peuvent être constatées selon différentes stratifications. Etant donné la diversité de la stratification et du chargement, des modes de rupture bien définis à l'échelle macroscopique ne peuvent pas, en général, être identifiés [10]. La description de la rupture à l'échelle du pli est, par contre, relativement efficace pour le classement des mécanismes de rupture. Les stratifiés à renforts de fibres longues ont trois types de rupture : rupture intralaminare, rupture interlaminare, et rupture translaminare [10].

Ces trois mécanismes de rupture (Figure 1.5) définissent le plan de rupture par rapport aux constituants du matériau. La rupture intralaminare se trouve à l'intérieur d'un pli et elle est due principalement à la faible résistance de la matrice et de l'adhérence entre la matrice et les fibres, tandis que la rupture interlaminare décrit une rupture entre deux plis adjacents et la surface de rupture montre, en général, la rupture de la matrice et la décohésion fibre/matrice. La rupture translaminare est orientée transversalement à l'orientation de fibres dans le pli endommagé. Elle concerne la rupture de fibres. Les surfaces de rupture sont donc généralement marquées par la morphologie rugueuse des bouts de fibres.

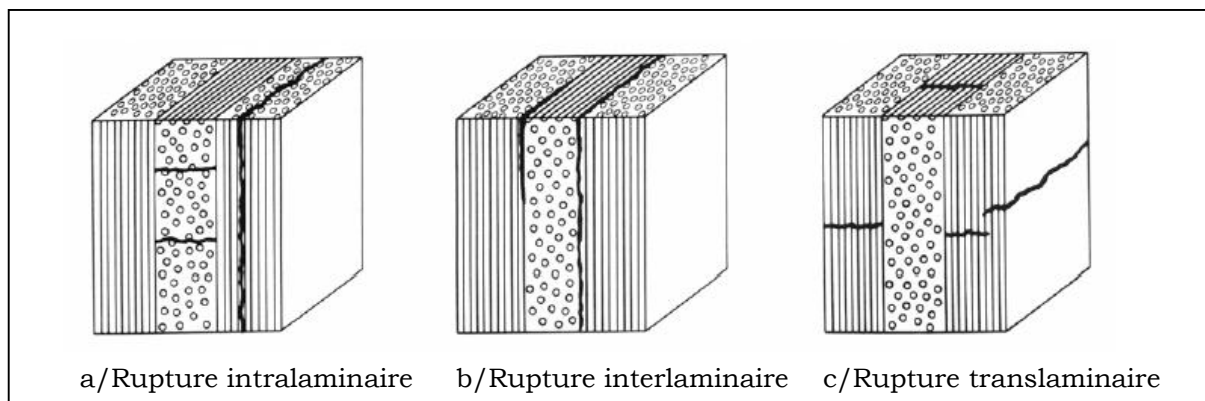


Figure 1.5 : Mécanismes de rupture dans un stratifié 0/90/0 [10].

Ces mécanismes impliquent peu de rupture de fibres. Comme pour les matériaux métalliques, la rupture peut être en mode I (ouverture), mode II (glissement droit), mode III (glissement vis), ou une combinaison des trois

modes. Bien que le mode III soit moins étudié, un grand nombre d'études décrivent les mécanismes de séparation en mode I et mode II (Figure 1.6) [10].

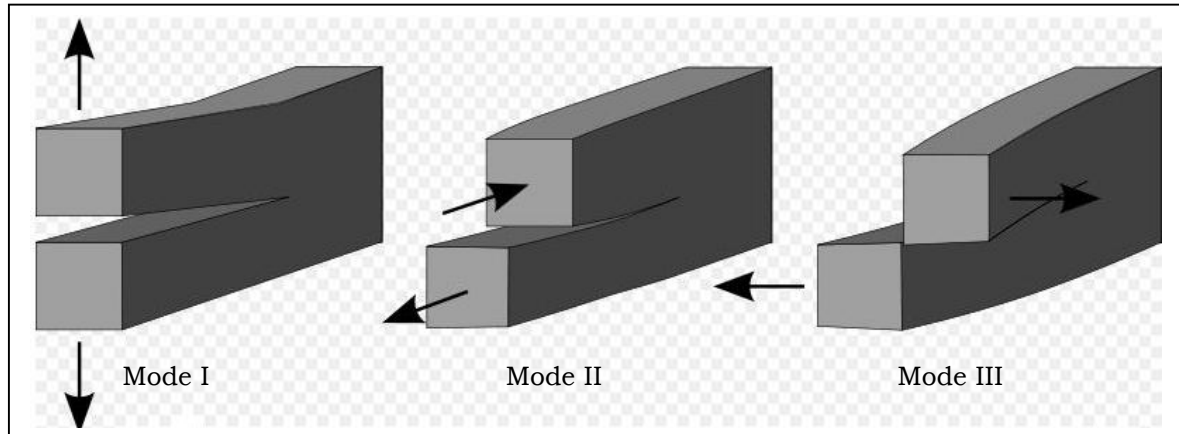


Figure 1.6 : Modes de rupture[10].

A l'origine, la mécanique de la rupture a été développée pour les matériaux homogènes isotropes. Cependant, elle est couramment utilisée pour caractériser la résistance au délaminage des matériaux composites [11]. Des essais de mode I ont été réalisés sur les composites depuis les années 60[12]. Deux paramètres peuvent être utilisés pour caractériser la rupture : le taux de restitution d'énergie (G) et le facteur d'intensité de contrainte (K). L'approche énergétique d'A.A. GRIFFITH utilise le premier principe de la thermodynamique pour contourner ce problème[13]. L'analyse de la fissuration et de la propagation de fissure est fondée sur un bilan énergétique entre un état initial et un état final. Cette approche considère qu'un accroissement de fissure nécessite un apport d'énergie lié à la création d'une nouvelle surface. Cette énergie est fournie par la perte d'énergie potentielle du système de corps fissuré. La fissure peut se propager à condition que la perte de l'énergie potentielle soit au moins égale à l'énergie nécessaire à la création de surface supplémentaire.

Pour une propagation de fissure, le bilan énergétique du système s'écrit :

$$dU_{total} = dW_{ext} - dU_e - dU_d - dU_c - 2 \gamma \cdot dA = 0 \quad (1.1)$$

Où :

- U_{total} : Energie totale du système
- W_{ext} : Travail des forces extérieures appliquées lors de l'avancée de fissure
- U_e : Energie de déformation élastique emmagasinée dans le système
- U_d : Energie dissipée de façon irréversible
- U_c : Energie cinétique
- γ : Energie superficielle de cohésion du matériau
- $dA = B da$: Surface de fissuration créée par la propagation da dans l'épaisseur B

La propagation de fissure se produit lorsque l'énergie cinétique du système augmente. La condition de propagation s'écrit :

$$\frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA} - 2\gamma = \frac{dU_c}{dA} \geq 0 \quad (1.2)$$

En posant $\Pi = U_e - W_{ext}$ où Π représente l'énergie potentielle stockée dans la structure, on appelle alors :

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (1.3)$$

Où G est le taux de restitution d'énergie, c'est-à-dire l'énergie surfacique disponible pour la propagation de fissure.

L'énergie nécessaire à la création d'une surface de fissuration unitaire est :

$$R = 2 \gamma \quad (1.4)$$

Où R est appelé la résistance à la propagation de fissure.

Le critère de propagation de GRIFFITH se traduit alors :

Propagation stable :

$$dU_c/dA = 0 \text{ ou } G = R$$

L'excès d'énergie est dépensé en énergie cinématique du front de fissure.

Le travail de GRIFFITH a été repris par G.R. IRWIN. L'approche énergétique a été reformulée en termes de contraintes. Le taux de restitution énergie (G) est remplacé par le facteur d'intensité de contrainte (K) et l'énergie de création d'une nouvelle surface est remplacée par la ténacité pour la description de la résistance à la propagation de fissure[13]. Pour cette approche, un matériau se fissure au point où le facteur d'intensité de contrainte atteint sa valeur critique (K_C).

Des formules analytiques du facteur d'intensité de contrainte ont été déterminées pour des configurations simples[14]. Elles s'écrivent généralement sous la forme :

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(g) \quad (1.5)$$

Où

- K : Facteur d'intensité de contrainte
- σ : Contrainte uniforme à l'infini
- a : Longueur de la fissure
- $f(g)$: Facteur de géométrie de l'éprouvette

Dans la littérature, le concept du taux de restitution d'énergie est couramment utilisé pour caractériser le délaminage des stratifiés composites [12,15,16]. La résistance au délaminage est mesurée en termes de G_C associé à l'amorçage et à la propagation du délaminage[11].

L'approche énergétique a des avantages par rapport à l'approche de contraintes parce qu'elle est une approche globale. Le taux de restitution d'énergie est relativement facile à déterminer par des méthodes expérimentales ou analytiques ce qui permet d'éviter d'étudier le champ de contraintes qui est très complexe à l'extrémité de la fissure. De plus, les formules analytiques du facteur d'intensité de contrainte pour les matériaux anisotropes sont rarement disponibles.

Par son caractère global, l'approche énergétique est applicable à la rupture de tous les matériaux fragiles, qu'ils soient isotropes ou anisotropes, homogènes ou hétérogènes.

Lorsqu'une fissure se propage dans un milieu homogène orthotrope sous un chargement en mode mixte I+II, le K peut être déterminé à partir du G[15,17]:

$$G_i = \frac{K_i^2}{E_i^*} \quad (i = I, II) \quad (1.6)$$

où E_i^* sont les modules d'élasticité effectifs définis à partir de la matrice de rigidité du matériau (en contrainte plane ou en déformation plane).

1.3.6 Mécanismes d'endommagement lors de l'essai d'impact

A cause de l'hétérogénéité et de la nature anisotrope des matériaux composites, quatre modes majeurs de dégradation peuvent être identifiés (Figure 1.7) :

- la fissuration matricielle (échelle microscopique)
- le délaminage
- la rupture et le flambement des fibres
- la pénétration et les écrasements associés

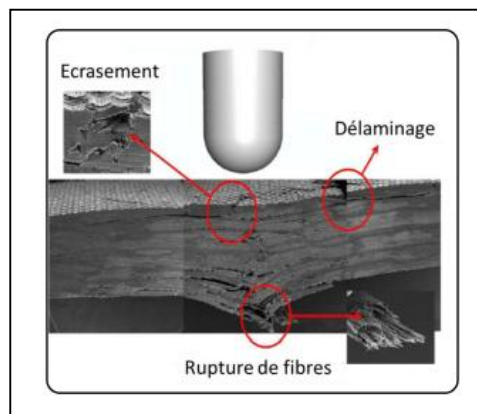


Figure 1.7 : Endommagements dus à l'impact

Il est très important d'identifier les modes d'endommagement de façon à obtenir des informations, non seulement sur l'impact, mais aussi sur les caractéristiques mécaniques résiduelles de la structure. De plus, les

interactions entre les différents modes d'endommagement sont importantes dans la compréhension de l'initiation et de la propagation de l'endommagement [18]. Dès lors, chacun de ces modes est développé dans le cas de l'impact faible énergie.

1.3.6.1 Endommagement matriciel

L'endommagement matriciel est le premier type d'endommagement qui se produit lors d'un impact faible énergie transverse [19]. Cet endommagement se traduit par de la fissuration matricielle et du décollement entre les fibres et la matrice. Cette fissuration matricielle est due à la différence des propriétés mécaniques entre les renforts et le liant. Elle est souvent orientée dans le plan, et parallèlement aux fibres dans le cas des plis unidirectionnels [18,20].

1.3.6.2 Délaminage

Le délaminage est caractérisé comme des fissurations qui se propagent dans une zone riche en résine (approximativement 0,7 μm pour des stratifiées carbone/époxyde) entre les plis d'orientation différente [21,22]. Le délaminage est dû à la différence de module de flexion entre les plis d'orientation différente. Dans le cas de stratifiés ($0^\circ/90^\circ$), il prend généralement la forme d'une ellipse dont l'axe principal est orienté suivant les fibres du pli inférieur [18,20,21,23]. Les contraintes induites par la flexion de la plaque sont les principales causes de délaminage puisque dans la direction des fibres, la plaque tend à avoir une flexion concave alors que dans la direction transverse, sa flèche est convexe.

Dorey a travaillé sur l'énergie élastique de déformation au niveau des délaminages, dans le cas des plaques impactées, et il en a déduit l'expression suivante [24]:

$$E = \frac{2\tau^2 w L^3}{9tE_f} \quad (1.7)$$

Avec :

- τ la contrainte admissible en cisaillement interlaminaire de l'éprouvette,
- w sa largeur,
- t son épaisseur,
- E_f son module de flexion et L la longueur entre appuis du montage d'impact.

1.3.6.3 Rupture de fibres

Ce mode d'endommagement apparaît plus tard dans le mode de dégradation des composites impactés et est principalement le résultat d'une contrainte importante dans les fibres lors du flambement. Son lieu d'apparition est la face opposée à la face d'impact. Dorey présente une équation simple de l'énergie nécessaire à provoquer des ruptures de fibres [24]:

$$E_{ff} = \frac{\sigma^2 w t L}{18 E_f} \quad (1.8)$$

avec :

- σ la contrainte admissible en flexion de l'éprouvette,
- w sa largeur,
- t son épaisseur,
- E_f son module de flexion et
- L la longueur entre appuis du montage d'impact.

1.3.6.4 Forme de la zone endommagée

Dans la littérature, deux formes caractéristiques de la zone endommagée sont mises en évidence : le cône d'endommagement (Figure 1.8) et la forme en double hélice (Figure 1.9) [25]. Le cône d'endommagement est situé sous l'indentation résiduelle et se propage jusqu'à la face opposée de l'éprouvette. Il prend en compte l'ensemble des endommagements provoqués par l'impact. On distingue souvent trois types d'informations importantes : la

zone délaminée, la zone endommagée et l’empreinte de l’impacteur. L’endommagement en double hélice caractérise, quant à lui, la zone délaminée dans des stratifiées 0/90 °. L’hélice est de plus en plus importante dans l’épaisseur de l’éprouvette (face impactée vers face opposée à l’impact).

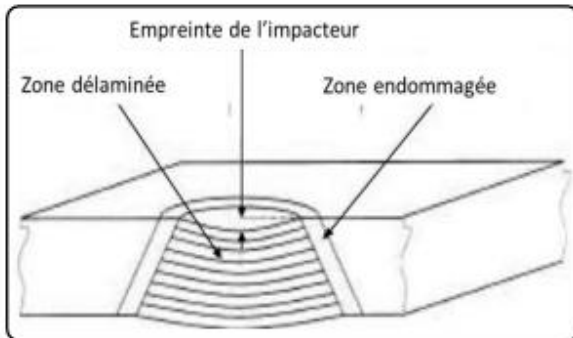


Figure 1.8 : Cône d’endommagement [25]
hélice

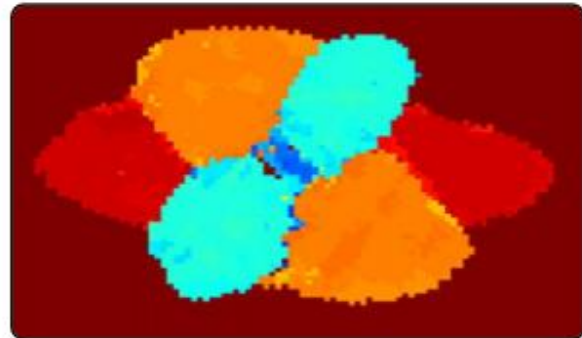


Figure 1.9 : Endommagement double [25]

1.3.7 Critère de rupture

Ils existent de nombreux critères de rupture utilisés pour prévoir l’évolution des dégradations. Ils peuvent se regrouper en trois familles : les critères de déformations ou contraintes maximales, des critères basés sur des fonctions de contraintes permettant de prendre en compte les interactions entre les modes de rupture, et les critères plus phénoménologiques considérant séparément la rupture des fibres et celle de la matrice.

Les critères de déformations ou contraintes maximales consistent à déterminer, pour un matériau donné, les contraintes (ou déformations) à rupture en traction et compression d’un pli unidirectionnel dans les trois directions du matériau puis de comparer ces valeurs avec les contraintes (ou déformations) locales calculées pour définir le point de rupture.

Toutefois, ce type de critère ne prend pas en compte les interactions entre les différents modes de rupture et peut ainsi conduire à une surestimation de la tenue de la structure.

Le second type de critère est comparable au critère de Von-Mises pour les

matériaux métalliques. Il permet de prendre en compte les interactions entre les modes de rupture. L'enveloppe de rupture est définie par une combinaison linéaire des contraintes locales dans le matériau, dont les coefficients sont des paramètres du matériau identifiés à partir des contraintes à rupture. Parmi les plus couramment utilisés, il y a le critère de Tsai-Wu [26], extrapolation du critère de Tsai-Hill permettant de prendre en compte la dissymétrie du comportement en traction et en compression.

Le dernier groupe de critères rassemble les multi-critères, type critère de Hashin [27]. Ils se basent généralement sur la décomposition de la rupture du composite en différents modes : la rupture de la fibre en traction, en compression, la rupture de la matrice en traction/compression sur des plans parallèles à l'axe des fibres.

La rupture finale d'un matériau composite peut être le résultat de :

- Traction longitudinale : rupture des fibres
- Traction longitudinale : rupture transversale de la matrice
- Traction longitudinale : rupture longitudinale de la matrice
- Traction longitudinale : rupture de l'interface fibre-matrice
- Traction longitudinale : propagation de fissures
- Traction longitudinale : déchaussement dû à un problème de cohésion entre le renfort et la matrice
- Traction transversale : Coalescence de fissures : conjonction de plusieurs microfissures en une seule fissure.

Les paramètres de résistance sont :

- X = Limite de traction longitudinale
- X' = Limite de compression longitudinale
- Y = Limite de traction transverse
- Y' = Limite de compression transverse
- S = Limite de cisaillement

a. Critère de Tsai-Hill

Le critère de Tsai-Hill suppose que la rupture est atteinte quand cette égalité est vérifiée

$$\frac{\sigma_{11}^2}{X^2} - \frac{\sigma_{11}\sigma_{22}}{X^2} + \frac{\sigma_{22}^2}{Y^2} + \frac{\sigma_{12}^2}{S^2} = 1 \quad (1.9)$$

Ce critère ne distingue pas totalement la traction de la compression.

b. Critère de Tsai-Wu

$$F_{11}\sigma_1^2 + F_{22}\sigma_2^2 + F_{66}\sigma_6^2 + 2F_{12}\sigma_1\sigma_2 + F_1\sigma_1 + F_2\sigma_2 = 1 \quad (1.10)$$

Les termes F_{11} , F_{22} , F_{66} , F_{12} , F_1 et F_2 dépendent des limites de traction et de compression dans le sens longitudinal et transverse (X , X' , Y , Y' , S). Ce critère généralise le critère de Von Mises pour les matériaux orthotropes. Le critère de Tsai-Wu s'intéresse à l'apparition de la première fissure dans le pli.

c. Critère de Hashin

A la différence du critère de Tsai-Wu, le critère de Hashin prend en compte 4 modes de rupture :

- - Fibre en traction
- - Fibre en compression
- - Matrice en traction
- - Matrice en compression

1.4 Comportement en endommagement des stratifiés sous différentes charges.

Les matériaux composites stratifiés à matrice organique occupent une place importante dans les industries des transports (automobile, aéronautique,...). Pour répondre aux cahiers des charges de plus en plus sévères qui leurs sont fixés, ces matériaux doivent notamment posséder une bonne tenue aux chargements statiques, cycliques, dynamiques et thermomécanique...ect. Ceci est particulièrement vrai en ce qui concerne les structures aéronautiques. Typiquement, lors d'un vol présentant des phases subsoniques et supersoniques, les matériaux composites constituant la structure de l'avion sont soumis à des variations de chargement et de température qui, répétées à chaque vol, conduisent à un endommagement qui peut aller jusqu'à la ruine de l'appareil.

Cette partie est consacrée aux travaux expérimentaux et numériques traités par différents auteurs dans différents profils.

1.4.1 Comportement sous chargement statique

La plupart des ruptures en service ont pour origine les concentrations de contrainte qui émanent des discontinuités géométriques d'une structure (trou, rainure, épaulement, gorge, fond de fissure, ...). Ces discontinuités induisent une élévation générale de la contrainte et une concentration locale due à une modification du flux de force.

1.4.1.1 Modèle d'endommagement pour les composites stratifiés

Le modèle présenté est issu du travail de Ladevèze et al. sur la modélisation à l'échelle du pli de l'endommagement de composites stratifiés [28]. Il a été adapté à des stratifiés constitués de plis tissés par Hochard et al. [29]. Cette modélisation en contrainte plane et sous l'hypothèse des petites perturbations a pour but de décrire de manière locale le comportement. Il s'inscrit dans le formalisme thermodynamique à variables internes. Aux variables classiques, tenseur des déformations ε et tenseur des contraintes σ , s'ajoutent des variables d'endommagement d_i ($i=1,2,12$) pour modéliser les chutes de rigidité dans chaque pli :

$$E_1 = E_1^0 (1 - d_1) \quad (1.11)$$

$$E_2 = E_2^0 (1 - d_2) \quad (1.12)$$

$$G_{12} = G_{12}^0 (1 - d_{12}) \quad (1.13)$$

1.4.1.2 Application à une structure : la plaque trouée

Le comportement local présenté précédemment a été intégré dans le code éléments finis Abaqus_ standard. La structure testée en traction est une plaque trouée (Figure 1.10).

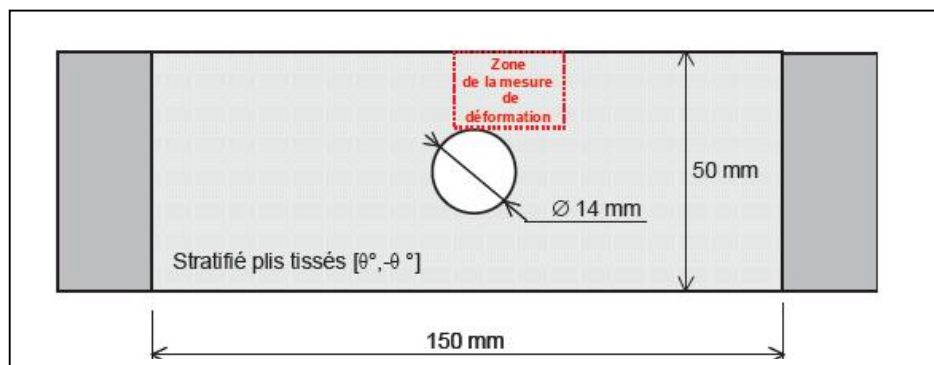


Figure 1.10 : Essai de traction sur plaque trouée.

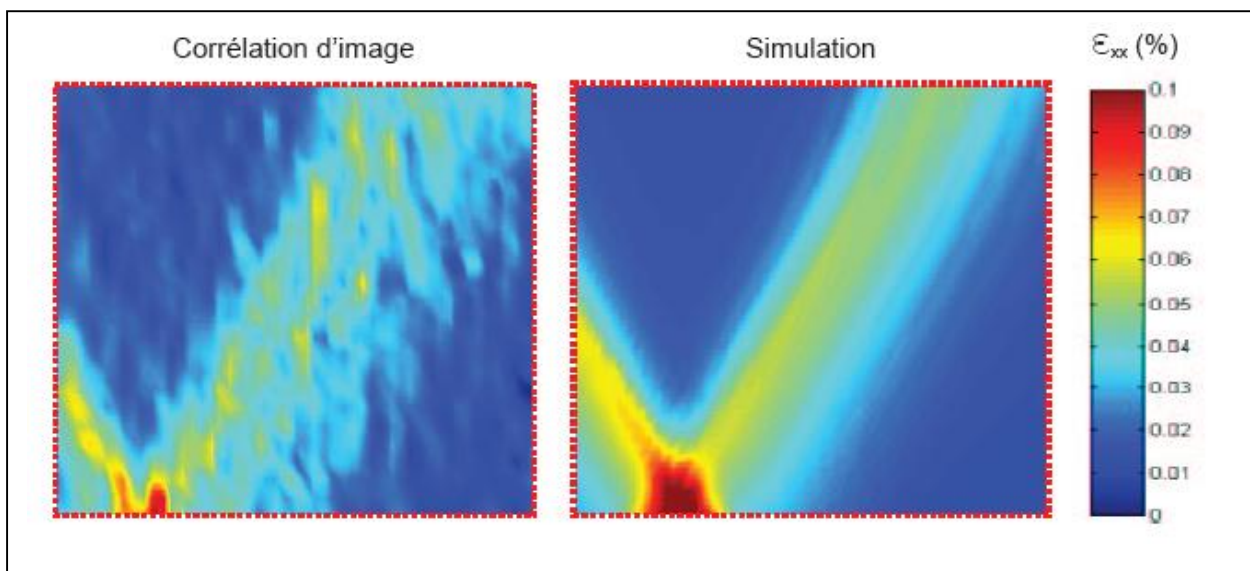


Figure 1.11 : Comparaison expérience simulation du champ de déformation près du trou juste avant rupture.

La Figure 1.11 permet de comparer juste avant rupture le champ de déformation près du trou obtenu expérimentalement avec celui obtenu avec la simulation pour un stratifié $[45^\circ, -45^\circ]_2s$. La mesure expérimentale du champ de déformation a été effectuée par corrélation d'image. Ils ont observé une bande de forte déformation à 45° partant du haut du trou. L'endommagement obtenu par simulation dans ces zones est de 0,5.

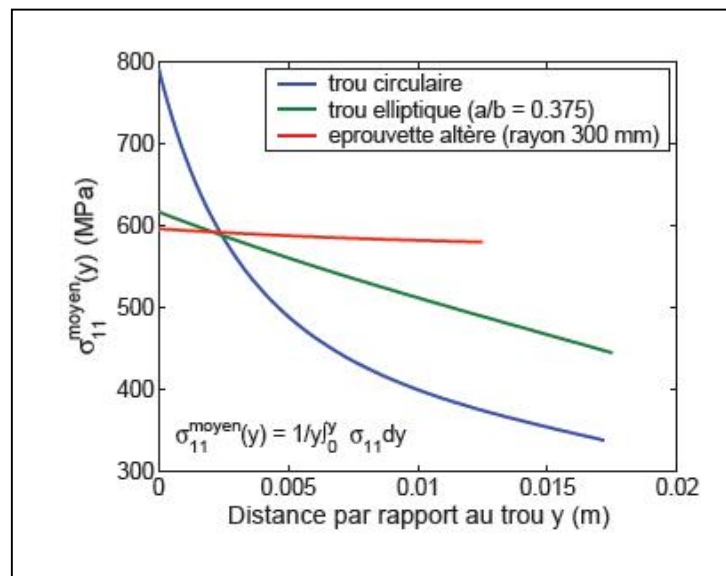


Figure 1.12 : Mise en évidence d'une distance caractéristique.

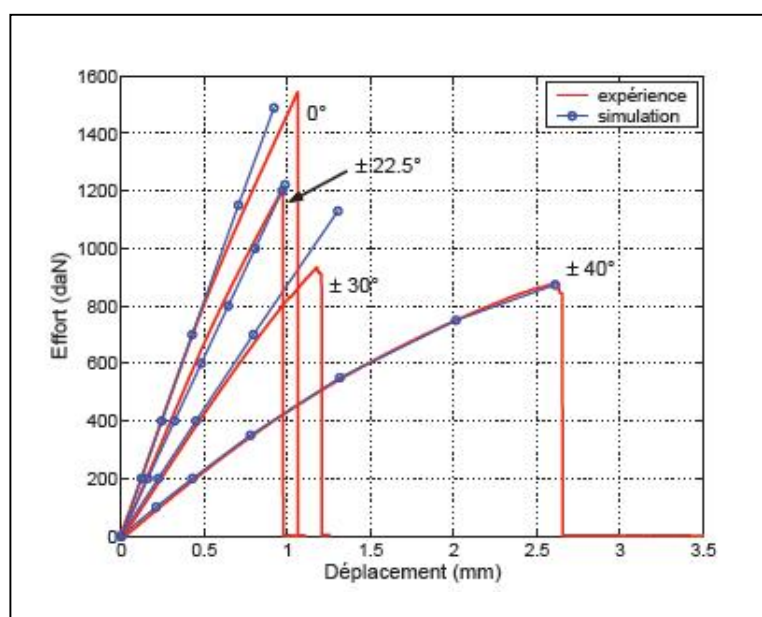


Figure 1.13 : Validation du modèle pour des stratifiés de différentes orientations.

La rupture du composite sens fibre ne peut être déterminée par un critère local. La Figure 1.13 représente la distribution des contraintes moyennes dans le sens des fibres obtenue par un calcul éléments finis. Cette distribution correspond à l'effort à rupture expérimental. On remarque que la contrainte maximale sur le bord dépend de la géométrie. Cependant, il existe une longueur caractéristique indépendante du gradient de contrainte qui permet de définir un critère de rupture sens fibre non local[30]. La Figure 1.13 permet de comparer le modèle aux résultats expérimentaux pour différentes orientation des plis [31].

Plus l'utilisation d'un matériau est élargie, plus la probabilité de rupture éventuelle est augmentée. La capacité à caractériser les ruptures, par exemple en termes d'identification des modes de rupture, des paramètres caractéristiques, ou des valeurs critiques à la rupture, est essentielle pour assurer l'intégrité des pièces en service et pour la conception des futures produits. Le principal aspect de cette rupture est la fissure , ce qui assure la localisation et la progression de la fracture. La fracture a plusieurs aspects qui peuvent affecter de façon significative l'apparition de la fracture et à la progression de même que les propriétés de rupture des composites stratifiés. Plusieurs travaux ont été entamés dans ce domaine. Shastry et Raj ont analysé l'effet de l'orientation des fibres pour un stratifié composite unidirectionnel avec la méthode des éléments finis en assumant un problème sous contraintes planes dans le plan de charges statiques [32]. TODO et JAR présenté une étude par éléments finis micro- macro - mécanique de la croissance de la fissure interlaminaire en matrice de fibre de verre / époxy DCB spécimens pour le mode I[33]. D. Ouinas et al ont procédé à l'analyse du facteur de concentration de contraintes dans une plaque stratifiée en présence d'une entaille circulaire[34].. Xiwu et al. ont évalué la concentration des contraintes de composites stratifiés finis avec trou elliptique et plusieurs trous elliptiques fondée sur la théorie classique plaques stratifiées [35].

Iwaki a travaillé sur les concentrations de contraintes dans une plaque avec deux trous circulaire inégaux [36].. Smith B. W a déterminé l'angle de propagation de la fissure et a trouvé à être de plus en plus avec la contribution mode I de 55 % , et de diminuer légèrement au-dessus de cette valeur [37]. Une enquête a été menée à nouveau par TODO et al . en utilisant le modèle de ENF mode II et composite glass-fibre/vinylester [38]. Mahiou et Bekaou ont étudié pour la concentration de contraintes locales et la prédiction de rupture à la traction dans les composites unidirectionnels [39]. Il a été conclu que, dans le mode -II du chargement de la progression de la fissure est fonction des propriétés de l'interface fibre / matrice. Finalement P. L. Marcin et al ont développé un modèle d'endommagement macroscopique décrivant des mécanismes physiques observés expérimentalement (anisotropie initiale du matériau, anisotropie de l'endommagement, viscosité, etc.) et à augmenter la robustesse du calcul de structures (Figure 1.14) [40].

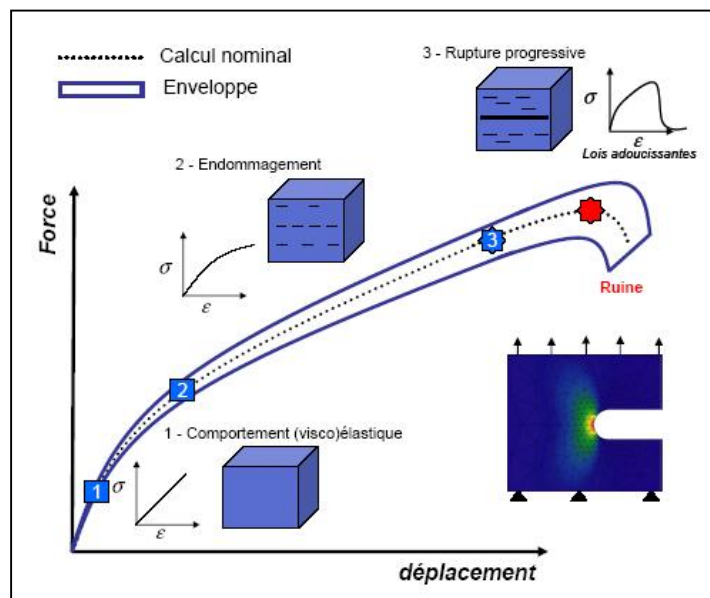


Figure 1.14 : Description du comportement mécanique des composites tissés jusqu'à rupture en présence de gradients de contrainte avec prise en compte des incertitudes [40].

1.4.2 Comportement sous chargement dynamique

Une structure peut subir des impacts d'objets en service ou pendant la maintenance (une chute d'outil par exemple). En général, un choc à basse vitesse sur un stratifié composite ne laisse pas de traces apparentes dans la surface, mais entraîne des ruptures importantes de la matrice à l'intérieur de celui-ci. Lors de l'impact, les contraintes de cisaillement entre les plis provoquent également des délaminages. L'enveloppe de dommages qui en résulte est typiquement de forme conique (Figure 1.15).

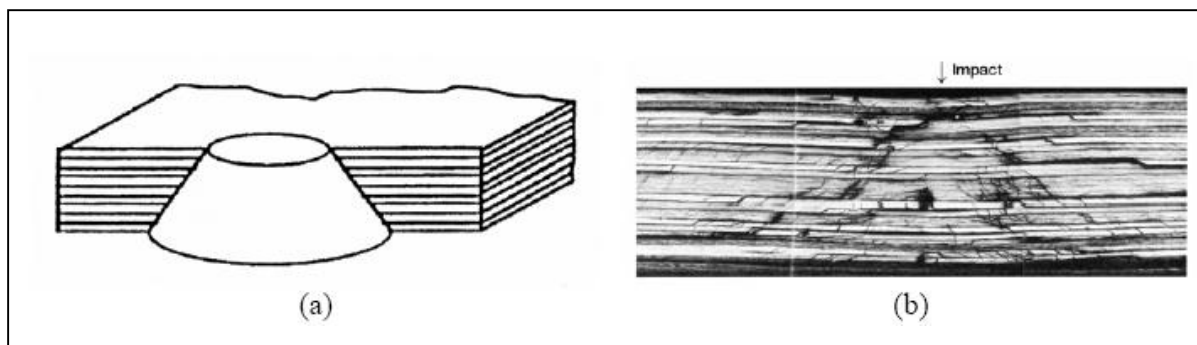


Figure 1.15 : Schéma d'une zone endommagée par impact
(a) Enveloppe conique de dommage
(b) Section transversal d'un stratifié après impact.

1.4.2.1 Les essais d'impact

Dans le cas de la chute libre, représentation la plus utilisée pour reproduire les essais d'impact, l'énergie d'impact est définie par la hauteur de chute notée h . Celle-ci est déterminée par l'énergie potentielle :

$$E_p = mgh \quad (1.14)$$

avec :

- m la masse du projectile,
- g l'accélération de la pesanteur

De plus, un calcul de la vitesse au moment de l'impact est fait. Nous considérons la conservation de l'énergie au moment de l'impact. Dès lors, nous avons équilibre entre l'énergie potentielle E_p et l'énergie cinétique E_c :

$$E_p = E_c \quad (1.15)$$

Avec E_c définie par :

$$E_c = \frac{1}{2}mv^2 \quad (1.16)$$

Nous obtenons donc le calcul de la vitesse :

$$v = \sqrt{2gh} \quad (1.17)$$

1.4.2.2 Impact basse vitesse – définition

En fonction de l'énergie cinématique de l'impacteur, les tests d'impact peuvent être classés selon trois catégories (figure 1.6);

- Impact basse vitesse,
- Impact à vitesse élevée et finalement
- Impact hyper vitesse (c.-à-d., Impact balistique).

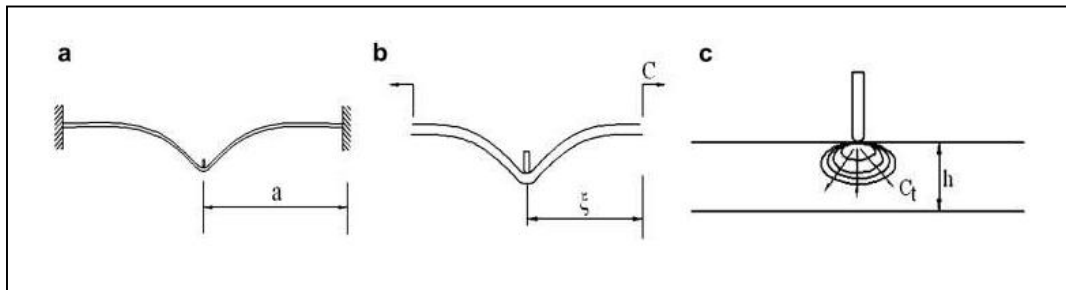


Figure 1.16 : Classification des régimes d'impact :

- Impact basse vitesse ;
- Impact à vitesse modérée ;
- Impact balistique / à haute vitesse [47]

Néanmoins, jusqu'à présent il n'existe pas une transition claire entre les différentes catégories et les auteurs sont en désaccord quant à leur définition. Sjoblom et coll. [41], Shivakumar et coll. [42] définissent l'impact basse vitesse comme étant un impact où la réponse dynamique de l'échantillon testé est négligeable. En d'autres termes, l'impact est un événement qui peut être analysé par une approche quasi statique . Selon la

rigidité et les propriétés des matériaux de l'échantillon, ainsi que la masse et la rigidité de l'impacteur, la limite supérieure des vitesses peut varier de quelques dizaines de m/s. Pour des vitesses élevées, la structure n'a pas assez de temps pour répondre à l'impact.

En conséquence, la réponse à l'impact est dominée par la propagation des ondes de déformation. En outre, l'énergie de déformation élastique devient faible, et une plus grande portion de l'énergie initiale de l'impact est donc transférée à la création de dommages autour du point d'impact. En effet, l'influence des conditions aux limites peut être négligeable. En revanche, pour de faibles vitesses d'impact, étant donné que la durée de contact est suffisamment longue pour que la structure entière réponde à l'impact, la réponse dynamique structurale de l'échantillon est d'une importance capitale et en conséquence une grande partie de l'énergie incidente est absorbée sous forme de déformation élastique.

Cantwell et Morton [43] proposent une classification qui repose sur les moyens d'essais les plus utilisés dans la simulation de tests d'impact (essais de choc instrumenté de type masse tombante, Charpy, Izod, etc.).

D'après les auteurs, un test d'impact à basse vitesse est celui où la vitesse cinétique (incidente) ne dépasse pas 10 m/s. En revanche, Abrate [44] précise dans son article sur le comportement sous chargement d'impact des matériaux composites stratifiés que les impacts à faible vitesse se produisent pour des vitesses d'impact de moins de 100 m/s. D'autres auteurs ont choisi de classer les tests d'impact selon les mécanismes d'endommagement induits lors d'une sollicitation de choc.

Encore Nous citons à titre d'exemple les travaux de Liu et Malvern [18], Joshi et Sun [20]. Les auteurs indiquent que l'impact à haute vitesse est caractérisé par la pénétration de l'impacteur due à la rupture de fibres. Tandis que, pour l'impact à basse vitesse, les dommages sont initiés par décollement et fissuration de la matrice (c.-à-d., microfissuration de la matrice et déchaussement de l'interface fibre-matrice).

Finalement, Davies et Olsson [45, 46] définissent l'impact à basse vitesse comme étant un impact où les ondes de choc n'ont pas une influence

significative sur la distribution des contraintes. Aussi, les auteurs ont proposé un modèle simple pour définir l'étape de transition d'un impact basse vitesse à un impact à haute vitesse.

Nous signalons qu'on a pris en considération dans notre étude la définition d'Abrate pour l'impact à basse vitesses.

1.4.2.3 Etudes faites par les auteurs sur les paramètres influençant la réponse à l'impact

Dans de nombreux travaux, nous trouvons des éléments concernant les facteurs prépondérants dans le comportement en réponse à l'impact des matériaux composites. La plupart d'entre eux sont évoqués pour un système fibre/résine particulier et souvent pour une technologie en pré- imprégné. Dans son rapport final de 2000 [48] , la FAA (Federal Aviation Administration) fait un état des lieux des paramètres influençant la réponse à l'impact des structures composites. Dans ce rapport, un regroupement de ces paramètres en 3 classes est établi : une relative à l'impacteur, une relative à la cible (structure impactée) et une dernière relative aux matériaux et à leur processus de fabrication.

En 1992, Demuts et coll. [49] comparent deux systèmes : un système carbone/époxyde (AS4/3501-6) et un système graphite/bismaléimide (IM6/CYCOM3100). Ils ont pour but de comparer l'utilisation de deux types de résine. Les résultats montrent que la résistance par pli en Compression Après Impact (CAI) est similaire pour les deux systèmes. L'utilisation de la résine bismaléimide n'apporte pas d'avantage concernant la résistance résiduelle en compression après impact.

En 1994 et 2005, Hitchen et Kemp [50] étudient l'influence de la séquence d'empilement sur des éprouvettes carbone/époxyde impactées à 7 Joules. Ils notent que la séquence d'empilement modifie la forme et la taille de la zone endommagée pour un impact à énergie équivalente. De plus, la séquence d'empilement influe sur la rigidité de la plaque avant et après impact.

En 1995, Hinrich et coll. [51] s'intéressent à l'impact sur des panneaux en compression élaborés par le procédé RFI (Resin Film Infusion). Ils notent que la force de contact dépend de la taille et de la forme de l'impacteur. Cette force peut être prédite en séparant l'énergie cinétique en énergie élastique et énergie de contact hertzien.

En 1998, Fuoss et coll. [52,53] étudient l'influence de la séquence d'empilement en réponse à l'impact en faisant varier trois paramètres : les angles d'interface (différence d'angle entre 2 plis consécutifs), l'orientation des plis par rapport à un axe fixe et le groupement de plis de même orientation. La modification des angles d'orientation des plis par rapport à un axe fixe et le changement de la séquence d'empilement modifient le comportement à l'impact des composites. L'augmentation du nombre d'interfaces entre plis réduit la zone endommagée. Il faut noter qu'en mécanique des composites, chaque configuration est spécifique et entraîne une réponse différente d'une configuration à une autre : par exemple, tout changement de conditions aux limites modifiera le comportement de la structure. De plus, le groupement de plis de même orientation réduit la résistance à l'impact et, de ce fait, favorise une zone endommagée plus étendue.

En 1998, Ambur et Starnes [54] étudient l'effet du rayon de courbure sur la réponse à l'impact de plaques composites. Les essais sur plaques courbes montrent que le rayon de courbure n'influe pas sur la force de contact à l'impact mais modifie les caractéristiques mécaniques résiduelles après impact.

En 1999, Tai et coll. [Tai 1999] et Caprino [55] étudient l'influence de l'épaisseur du stratifié sur sa réponse à l'impact et son comportement en fatigue. Ils en concluent qu'un impact faible énergie a une influence beaucoup plus importante sur la diminution de rigidité en flexion pour les stratifiés fins. Pour tous les stratifiés, impactés ou non, il existe une relation linéaire entre le niveau de contrainte appliqué et la durée de vie en fatigue. Pour un niveau de contrainte donné, les composites les plus épais sont plus fiables en fatigue.

En 2002, Cartié et coll. [56] étudient l'influence des propriétés des fibres et de la résine en réponse à l'impact. Ils utilisent six systèmes carbone/époxyde conçus à partir de quatre résines et deux renforts différents. Les vitesses d'impact varient de 1 à 3 m.s⁻¹. Les essais de Compression Après Impact montrent que la dureté de la résine est le paramètre agissant le plus. Le type de résine influe aussi sur le niveau de chargement d'initiation de l'endommagement après impact.

De 2004 à 2007, Mitrevski et coll. [57,58,59] ont fait une étude pour déterminer l'influence de la forme de l'impacteur. Ils étudient aussi deux séquences d'empilement différentes [45° /0°/45°/0°] et [0°/45°/0°/45°] (le dernier pli de la séquence d'empilement est le pli impacté). Ils utilisent trois impacteurs différents dont le diamètre de corps est de 12 mm. Les têtes sont de forme hémisphérique, plate et conique, pour des énergies d'impact de 4 et 6 joules. Ils en concluent que plus l'indentation (profondeur de pénétration) est importante, plus l'énergie absorbée par l'éprouvette est importante. Le pic de force de contact est atteint lorsque la durée de contact est la plus faible. L'impacteur de forme hémisphérique permet d'avoir une durée de contact plus faible que les autres, un pic de force plus important et une indentation inférieure.

D'autres études sont en cours concernant les résines utilisées [60,61,62]. Au lieu d'utiliser seulement des résines thermodurcissables, des résines thermoplastiques ou hybrides sont utilisées. Les résines thermodurcissables avec des particules thermoplastiques intégrées ou avec des films thermoplastiques aux interfaces permettent un comportement à l'impact bien meilleur du fait de leurs propriétés amortissantes.

Le facteur d'amortissement peut être amélioré de 3 à 100 fois suivant les séquences d'empilement utilisées, en insérant des films de polyuréthane entre chaque pli. Il faut aussi constater que l'insertion de ses films provoque une chute du module de flexion : 15 % avec l'utilisation d'un monomère basé sur l'éthylène et 50 % avec un film polyuréthane thermoplastique [63].

Cette recherche bibliographique nous a permis de mettre en évidence que le phénomène d'impact est complexe et que sa maîtrise dans le cas des

composites est difficile. De nombreux paramètres sont à prendre en compte et font varier leur réponse à l'impact. Ils peuvent être liés au matériau ou à l'essai. Il faut aussi trouver les moyens pour mesurer l'indentation résiduelle et la taille de la zone endommagée.

1.4.2.4 La zone endommagée par fissuration.

Joshi et coll. [64] étudient un empilement [0/90/0] impacté à une énergie inférieure à 5 Joules et déduisent que les fissures présentes dans le pli supérieur et dans le pli moyen apparaissent dès le début de l'essai. Ces fissurations de cisaillement [49] sont dues à la répartition importante de la contrainte de cisaillement transverse dans tout le matériau : celle-ci étant liée à la force de contact et à la taille de la zone de contact. Elles sont inclinées à 45° [65,66]. Un troisième type de fissure apparaît dans le dernier pli : les fissurations de flexion. Elles sont principalement verticales et induites par une forte contrainte de flexion [Jih 1993]. Chang et coll. ont approfondi les recherches à propos des fissurations de flexion. Ils en concluent qu'elles sont la combinaison de σ_{33} , σ_{11} et σ_{13} . Ils montrent que σ_{33} est très faible comparé à σ_{11} et σ_{13} et ce, durant tout l'impact.

CHAPITRE II

2.1 Introduction :

Les composites stratifiés à fibres longues de verre, graphite et de bore et à matrice époxy présentent d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques. Dans les industries aérospatiale et aéronautique, ils ont pris une place importante dans certaines pièces de structures. Néanmoins, autant ces composites stratifiés peuvent avoir une résistance et une raideur très élevée dans le sens des fibres, autant, leur résistance sur les plis perpendiculaires au chargement est faible. La contrainte pour laquelle des fissures apparaissent étant plus faible dans la direction perpendiculaire que dans le sens des fibres, un réseau de fissures apparaît dans la couche 90°. Cette dégradation du composite a été étudiée par de nombreux auteurs.

Expérimentalement, il a été observé que les différents mécanismes d'endommagement dans les stratifiés croisés sont la fissuration transverse, le délaminage en pointe de fissure ou interlaminaire et la fissuration longitudinale [61]. L'ordre et la séquence d'apparition de ces endommagements dépendent principalement des paramètres suivant : la nature des constituants fibre/matrice, l'architecture de la plaque stratifiée, le processus de fabrication et de mise en forme ainsi que les différents types de sollicitations. La rupture finale du composite résulte de la propagation et de l'accumulation de ces trois types d'endommagement. Dans la littérature, ces endommagements ont généralement été étudiés de manière séparée : les études portent soit sur la propagation des fissures transverses par une méthode analytique ou numérique [64], soit sur un modèle analytique de délaminage [62]. Cependant quelques auteurs étudient le rôle des fissures transverses dans le déclenchement du délaminage entre les couches. Par exemple, Wang et Karihaloo [63] étudient le meilleur empilement (0°,45°,90°) pour réduire la concentration de contrainte en pointe de fissure et la constante de cisaillement en mode II à l'interface. En raison de l'hétérogénéité du matériau composite, des études probabilistes ont aussi été réalisées par deux approches : certains [65, 64] utilisent un critère

probabiliste sur la répartition de contrainte critique alors que [66] utilise un critère de répartition aléatoire sur le taux de restitution d'énergie critique. Notre travail a pour objectif l'analyse par la méthode des éléments finis l'évolution du paramètre G taux de restitution d'énergie de deux plaques constituées de la même matrice Epoxy et avec différentes fibres de renforcement (bore et verre), dont les caractéristiques mécaniques des matériaux composites stratifiés sont indiqués dans le tableau 3.1 [67].

Propriétés	verre/époxyde	Bore/Epoxyde	Graphite/Epoxy
E ₁₁ (GPa)	50	208	134
E ₂₂ (GPa)	14.5	25.4	10.3
E ₃₃ (GPa)	14.5	25.4	10.3
G ₁₂ (GPa)	2.56	7.2	5.5
G ₁₃ (GPa)	2.56	7.2	5.5
G ₂₃ (GPa)	2.24	4.9	3.2
v ₁₂	0.33	0.1677	0.33
v ₁₃	0.33	0.1677	0.33
v ₂₃	0.33	0.035	0.53

Tableau 2.1 : Propriétés des trois composites stratifiés.

2.2 Modèle géométrique

Le modèle géométrique choisi est une plaque composite stratifié carré, celle - ci est soumise à une contrainte appliquée de 70 MPa suivant l'axe des y, l'autre face étant fixe (voir Figure 3.1). Notre étude montre d'une part l'évolution du paramètre K_t (facteur de concentration de contrainte) de trois plaques sans fissure, entaillées de deux trous circulaires, constituées de la même époxyde et avec différentes fibres de renforcement (graphite, bore et verre) et d'autre part l'évolution du facteur G (taux de restitution d'énergie) de deux plaques, entaillées et fissurées, des mêmes matériaux précédents (verre/époxyde et bore/époxyde) en variant l'angle β de l'orientation de la fissure, l'angle α de l'orientation des fibres ainsi que l'angle γ de la position des deux entailles circulaires.

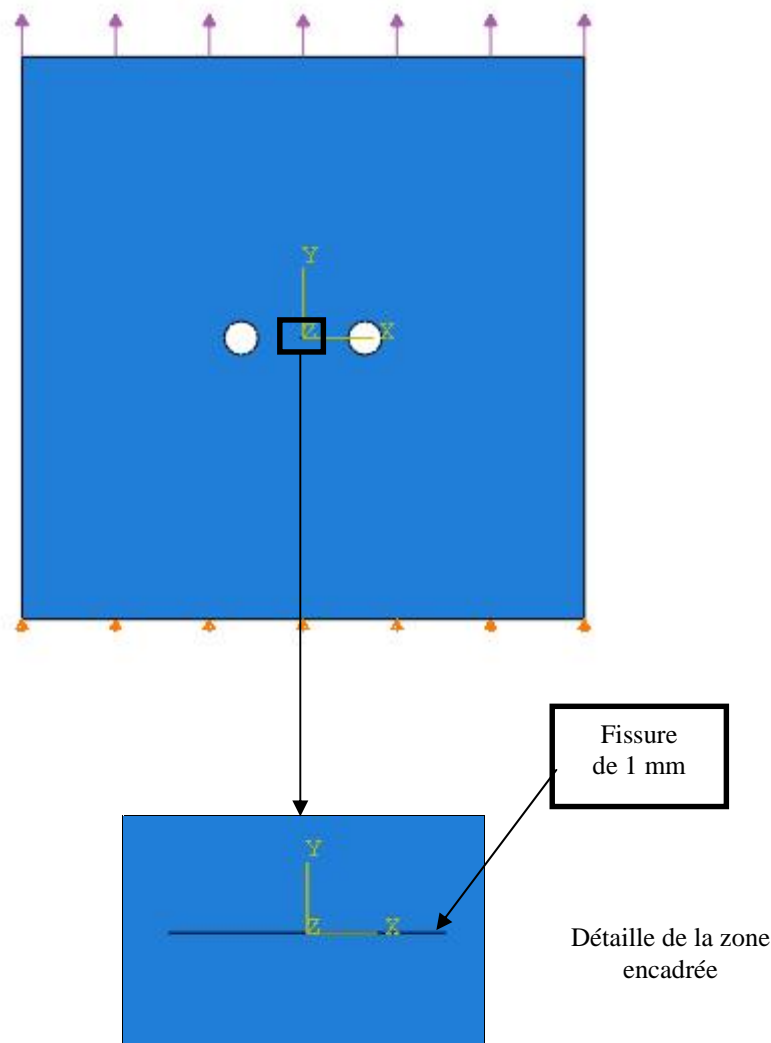


Figure 2.1 : Modèle géométrique

α : angle d'orientation des fibres
 β : angle d'orientation de la fissure
 γ : angle d'orientation des deux entailles circulaires
 l : longueur de la fissure

2.3 Modélisation Numérique

Pour simuler le comportement linéaire en traction et l'influence d'orientation des fibres ainsi que les autres paramètres, nous avons utilisé un code de calcul « Abaqus » pour l'analyse des structures composites par la méthode des éléments finis. Ce code présente un système complet, intégrant non seulement les fonctions de calcul proprement dites, également des fonctions

de construction du modèle (pré processeur) et de traitement des résultats (post-processeur) [69].

2.3.1 Méthode des éléments finis

Cette méthode est une extension des techniques d'analyse des structures bidimensionnelles et tridimensionnelles, telles que les poutres et les coques, elle est considérée aussi comme l'un des outils les plus efficaces et les plus favorables pour la simulation numérique, et s'applique aux problèmes de mécanique des milieux continus présentant une linéarité ou une non linéarité de la mécanique du solide (élasticité, plasticité...etc.)

L'objectif est de savoir comment mailler le domaine pour avoir des résultats satisfaisants. Sachant qu'un maillage trop fin donne une bonne précision du résultat mais avec un temps de calcul long, alors qu'un maillage grossier fait perdre en précision mais réduit le temps de calcul. La démarche adoptée est d'utiliser dans cette analyse un maillage «raisonnable» tout en affinant les régions jugées critiques (entailles et délaminage). Le maillage doit être affiné jusqu'à l'obtention de résultats voisins. Un bon maillage est obtenu par un raffinement idéal très proche de l'entaille; il est constitué d'un nombre optimal d'éléments, c'est-à-dire, capable de nous fournir des résultats précis en un temps de calcul raisonnable. Pour bien mener cette étude, on a choisi un élément coque quadrilatéral de type quadratique (Figures 3.2).

Pour bien mener cette étude, nous avons choisi un élément coque quadrilatéral de type quadratique.

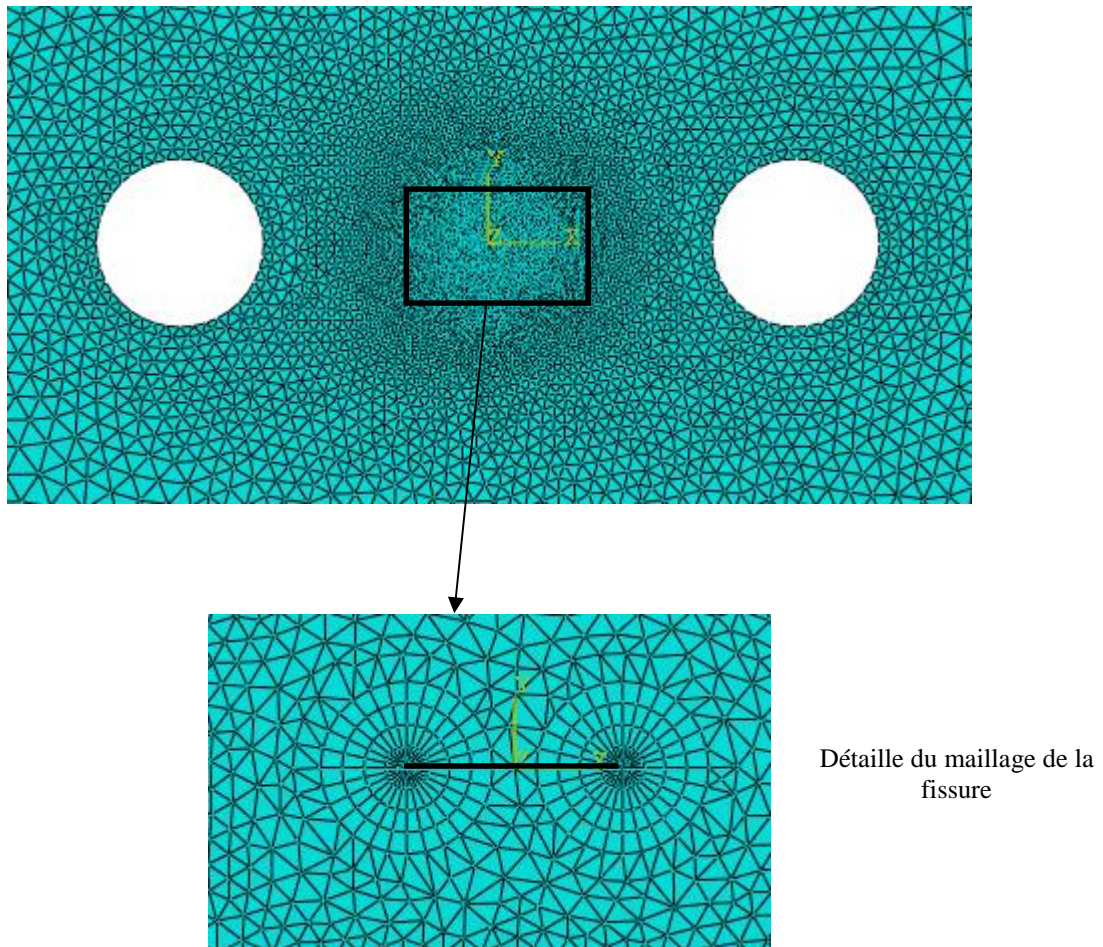


Figure 2.2: Maillage avec des éléments triangulaire de type quadratique.

2.4 Résultats et discussions

2.4.1 Modèle sans fissure

Le graphe de la Figure 2.3 est déterminé pour un stratifié sans fissure. Les résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis dépendent étroitement du mode de chargement et des conditions aux limites imposées sur la frontière du modèle géométrique. Pour cette raison on a étudié l'intensité et la répartition de contraintes pour les deux de conditions aux limites suivantes :

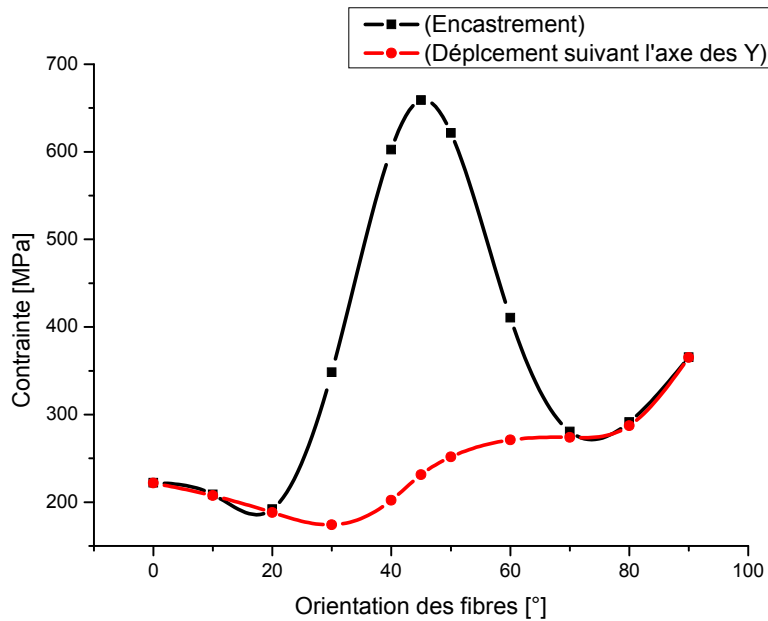


Figure 2.3 : Evolution de la contrainte V. Mises équivalente en fonction des orientations des fibres pour une plaque en composite sans fissure pour deux conditions aux limites: un encastrement et ($U_2=0$) déplacement suivant l'axe des Y.

1^{er} cas : Encastrement.

L'une des deux extrémités du matériau composite est encastree et l'autre est exposée à une charge répartie uniformément sur sa surface, dont la contrainte appliquée est égale à 70 MPA selon la direction de l'axe y.

La Figure 2.4 montre que les contraintes maximales de Von Mises sont localisées au niveau de l'encastrement et leurs niveau dépasse largement la contrainte appliquée. Cette courbe présente trois pics, correspondant aux deux orientations 40°, 45° et 50°, ce qui est dangereux pour la structure parce qu'elles conduisent à des contraintes maximales. Pour ces raisons on a opté pour un deuxième mode de fixation.

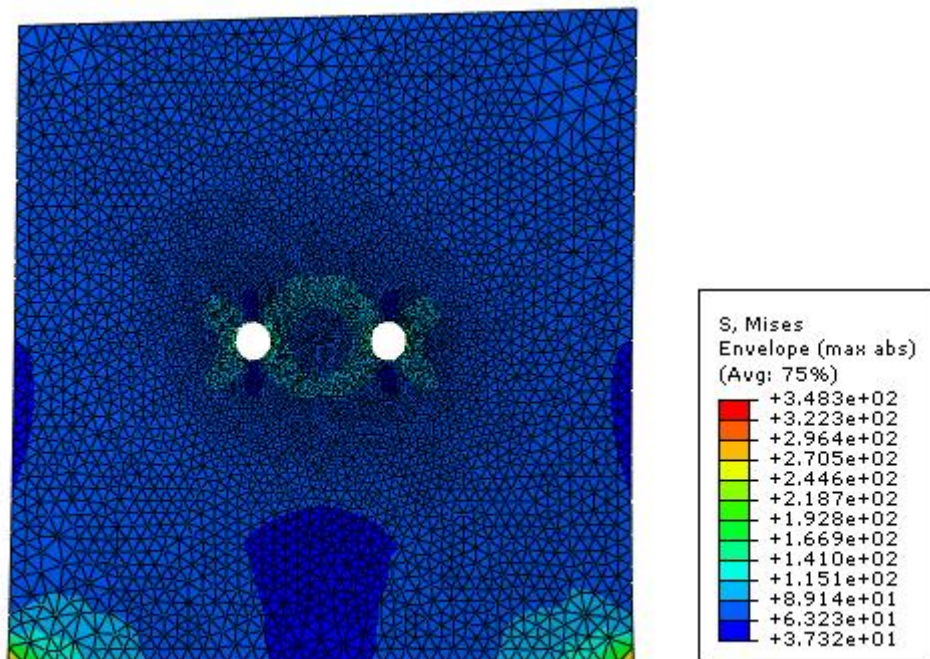


Figure 2.4 : Contour de la contrainte V. Mises équivalente pour l'orientation des fibres 30° dans le cas de l'encastrement.

2^e cas : Elimination du déplacement suivant l'axe y.

Il est important de rappeler que le matériau est soumis à la même contrainte. On remarque d'après la même Figure 2.3, que les pics observés la première courbe sont totalement réduits et que pour l'orientation 30° le matériau composite se comporte mieux qu'un matériau isotrope, ce qui présente un avantage de cet empilement par rapport à celui de l'encastrement.

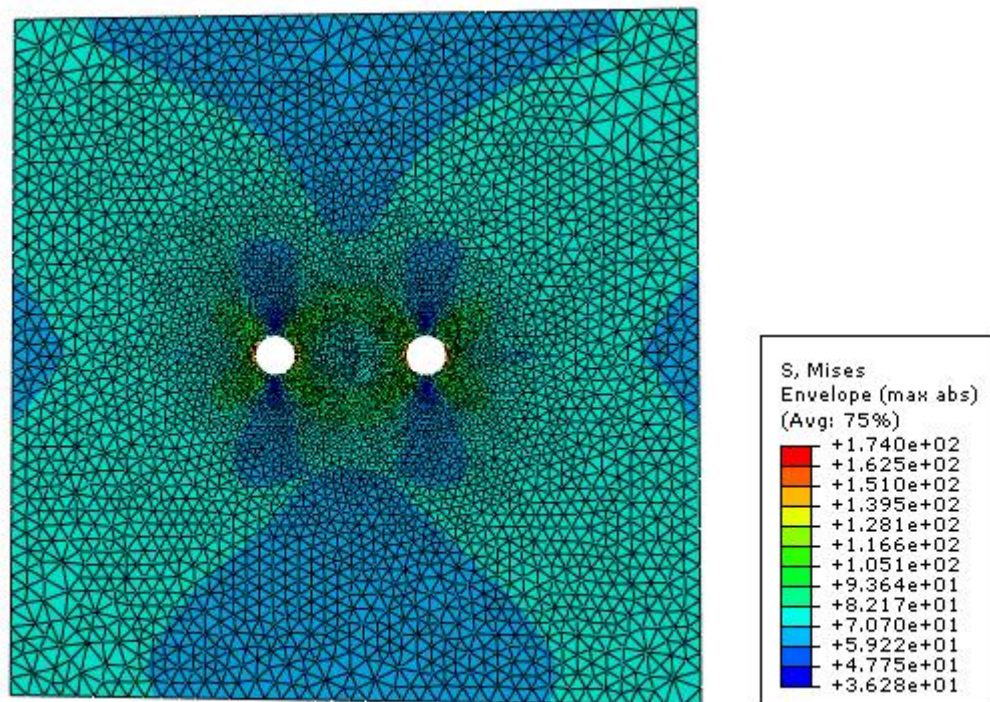


Figure 2.5 : Contour de la contrainte V. Mises équivalente pour l'orientation des fibres 30° dans le cas du déplacement suivant l'axe des Y ($U_2=0$).

2.4.1.1 Effet de l'inter-distance incline de 45° sur le FCC

On a choisi le composite Bore/Epoxyde pour tracer le contour de contraintes avec les trois orientations des couches stratifiées (0°, 45° et 90°). Le matériau composite présente deux cavités identiques de forme circulaire et il est soumis à des efforts de traction dont le sens est dirigé suivant l'axe des y. Les deux entailles sont placées l'une à côté de l'autre par rapport au centre de la structure et elles occupent trois positions différentes (horizontale, latérale et inclinée d'un angle de 45°). Ces dernières sont séparées par une distance critique égale à 0.2mm et leurs diamètre est de 6mm.

2.4.1.2 Effet de l'orientation des fibres d'un angle α .

✚ Cas de l'orientation des fibres 0°, 45° et 90°

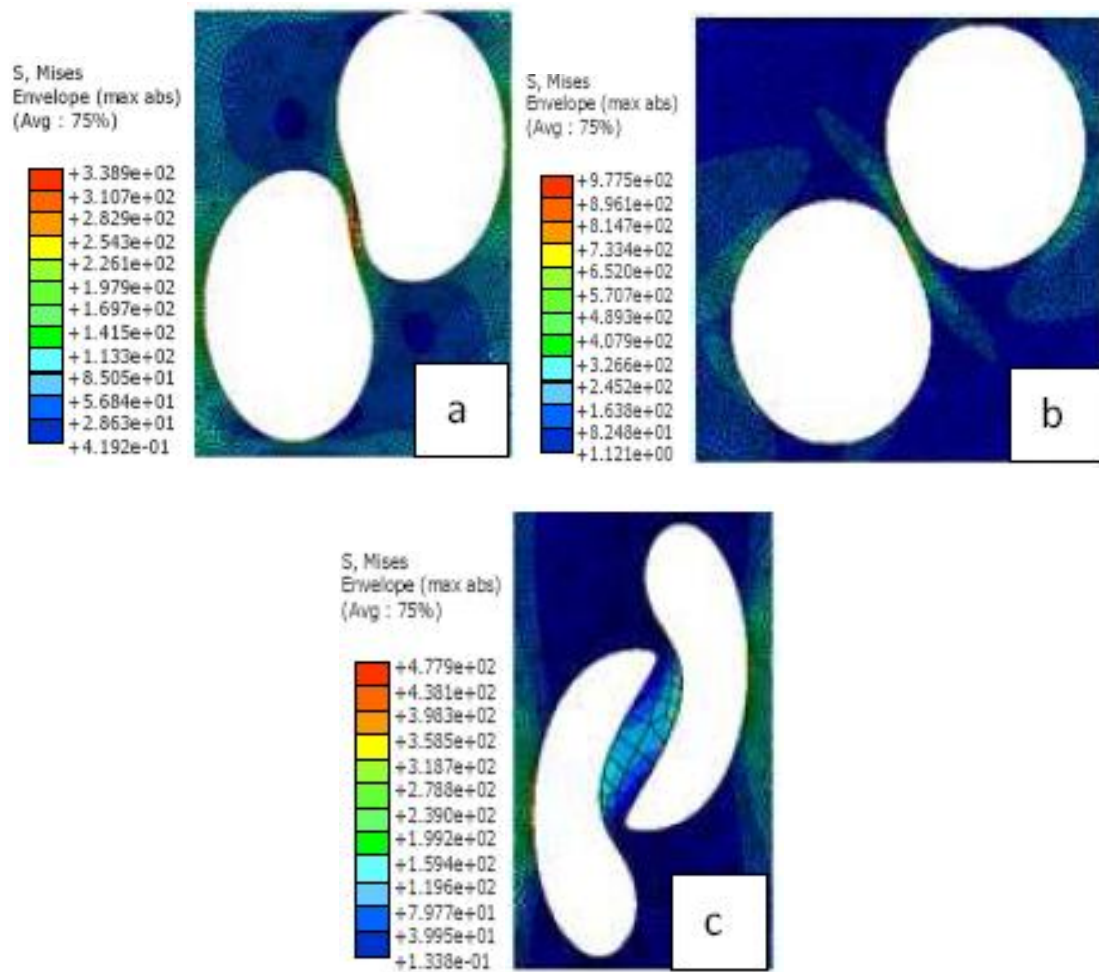


Figure 2.6 : Contour de la contrainte équivalente pour deux cercles placés sur la même ligne, inclinée de 45° et à une distance critique de 0.2 mm (l'orientation des fibres: a: 0°, b: 45° et c: 90°)

La figure « 2.6a, 2.6b et 2.6c illustre l'amplitude et la distribution de la contrainte équivalente sur le contour du composite stratifié croisé dont les empilements sont orientés à 0°, 45° et 90°. Les deux trous se trouvent sur la même ligne inclinée de 45° par rapport à l'axe des y. On observe sur 2a une intensification des contraintes au niveau de la zone qui sépare les deux cavités, qui est de l'ordre de trois fois plus grande que celle d'une seule cavité prise séparément dans le composite stratifié croisé. Cette augmentation de la contrainte est due probablement à la position occupée par les deux entailles, de la distance qui les sépare ainsi que l'orientation du renfort. Le changement de la forme géométrique de la cavité est dû à une déformation du matériau composite sous l'effet des contraintes élevées.

On remarque pour 2.6b une légère déformation de la zone sollicitée même avec un niveau de contraintes plus important que celui des empilements de 0° . Ce qui signifie que les stratifiés orientés dans la même direction que celle des entailles contribuent à renforcer la structure du composite.

Pour le cas 2.6c, on constate une grande déformation de la partie concave des deux cavités et un champ de contraintes importante sur leurs parties convexes dont l'intensité reste relativement inférieure à celui de l'empilement précédent. Les renforts orientés à 90° possèdent une faible résistance mécanique, ce qui conduit à de très grandes déformations au niveau de la zone critique soumise à de fortes concentrations de contraintes.

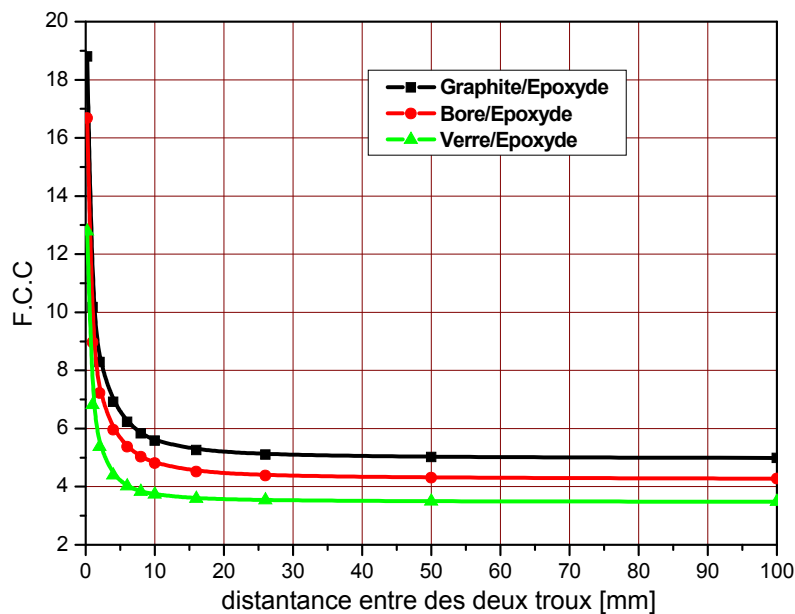


Figure 2.7 :Variation du F.C.C en fonction de l'inter-distance inclinée d'un angle de 45° pour les trois matériaux composites

On remarque que le F.C.C atteint des valeurs maximales lorsque la distance entre les deux trous est de 0.2 mm comme le montre la figure 2.7. L'éloignement des deux trous circulaires par rapport au centre de la structure conduit à la diminution du F.C.C jusqu'à une valeur constante indépendante de l'inter-distance cercle-cercle. Ce graphe montre clairement

que le composite Glace/Epoxyde en présence de deux cavités possède une meilleure résistance.

2.4.1.3 Effet de l'inter-distance horizontale sur le FCC

✚ Cas de l'orientation des fibres 0°, 45° et 90

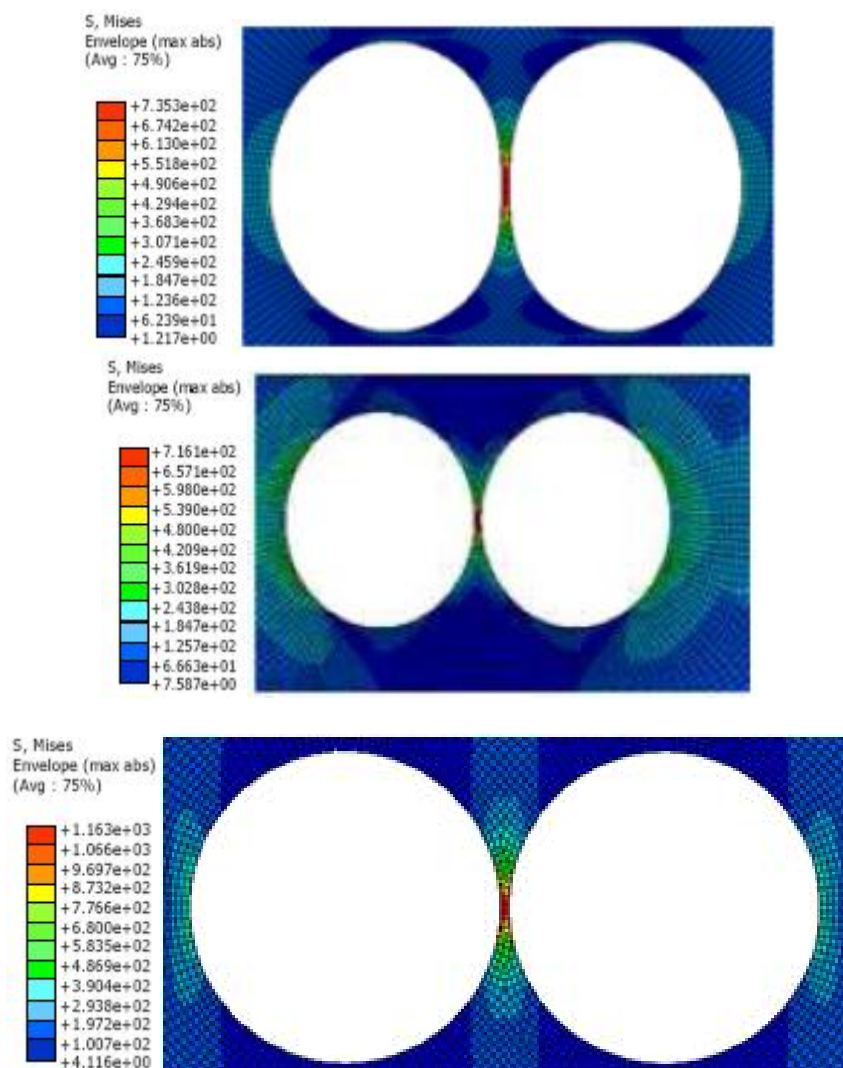


Figure 2.8 :Contour de la contrainte équivalente pour deux cercles horizontaux placés à une distance critique de 0.2 mm (l'orientation des fibres: a: 0°, b: 45° et c: 90°)

Le contour de contraintes dans le stratifié à empilement 0° et plus particulièrement au voisinage des deux trous placés horizontalement et

séparées par une inter-distance de 0.2 mm, est représenté sur la figure 2.8a. On constate qu'une forte concentration de contraintes est localisée dans la zone critique. Au fur et à mesure que les deux entailles s'éloignent, l'intensité de la contrainte équivalente diminue et la concentration de contraintes se distribue de part et d'autre de chacune des deux entailles. L'orientation 0° des fibres influe légèrement sur la variation de la forme géométrique des deux entailles parce que dans cette direction le renfort augmente la rigidité de la structure.

L'orientation des fibres à 45° , 2.8b, influe sur la forme circulaire des deux cavités qui se transforme en ellipse, ceci est dû aux grandes déformations créées au niveau de la zone critique sous l'effet d'un champ de contrainte élevé.

Pour le cas 2.8c, on note des contraintes de Von Mises avec des valeurs intenses au niveau de la zone critique. Ces contraintes sont supérieures à celles des orientations respectives 0° et 45° .

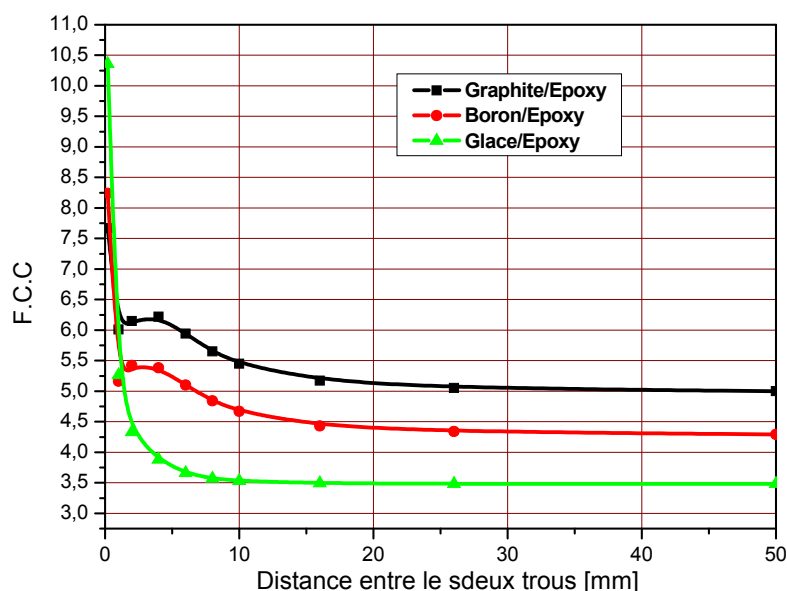


Figure 2.9 :Variation du FCC en fonction de l'inter-distance horizontale pour les trois matériaux composites

La figure 2.9 montre que la variation du facteur de concentration de contraintes en fonction de l'inter-distance cercle-cercle horizontale. On constate que la valeur du F.C.C s'amplifie lorsque les deux entailles s'approchent de plus en plus et atteint une valeur maximale qui est de l'ordre de trois fois plus grande que celle d'un seul trou placé dans la structure. L'éloignement des deux cavités baisse le niveau du champ de contraintes. D'après les résultats obtenus, il est nécessaire de séparer les deux cavités par une distance égale au moins 16 mm afin d'éviter les fortes concentrations de contraintes. Comparativement aux composites stratifiés Bore/Epoxyde et Verre/Epoxyde, le matériau Graphite/Epoxyde présente une faible résistance mécanique pour une distance supérieure à 0.2 mm. On note également que pour les faibles distances cercle-cercle le composite Graphite/Epoxyde contribue mieux au renforcement de la structure du stratifié croisé.

2.4.1.4 Effet de l'inter-distance latérale sur le FCC

✚ Cas de l'orientation des fibres 0°, 45° et 90°

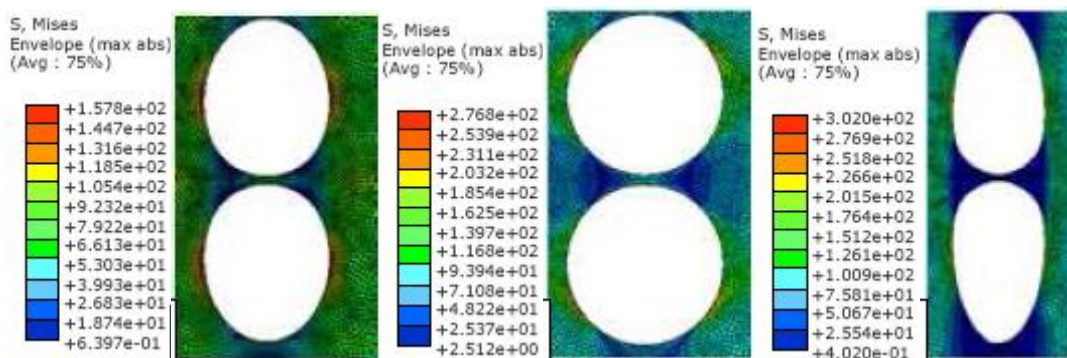


Figure 2.10 :Contour de la contrainte équivalente pour deux cercles latéraux placés à une distance critique de 0.2 mm (l'orientation des fibres: a: 0°, b: 45° et c: 90°)

Le contour de contraintes des Figures 2.10a, 2.10b et 2.10c présente l'intensité et la répartition des contraintes équivalentes pour les orientations

des fibres respectives 0° , 45° et 90° . On note que les contraintes les plus significatives sont réparties équitablement de part et d'autre des deux entailles selon la direction du chargement. Sous l'effet de ce champ de contraintes élevé, les deux entailles se déforment et prennent la forme ovale, plus particulièrement pour l'orientation 90° . Contrairement aux cas précédents, un faible champ de contraintes est observé dans la zone de séparation des deux cavités latérales et plus spécialement pour l'orientation 0° .

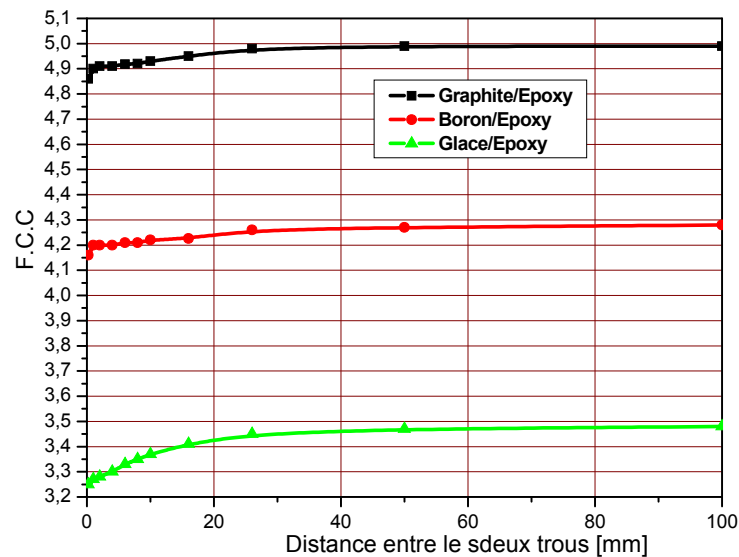


Figure 2.11 :Variation du F.C.C en fonction de l'inter-distance latérale pour les trois matériaux composites

D'après la figure 2.11, on constate d'une part que la contrainte équivalente est répartie uniformément entre les deux entailles et d'autre part le niveau le plus bas des contraintes est enregistré pour le matériau composite Verre/Epoxyde parce qu'il possède une bonne résistance mécanique par rapport aux deux autres composites croisés. On note aussi un comportement inverse à celui des positions horizontales et inclinées des deux cavités. En effet, lorsque les deux entailles latérales s'approchent entre elles, le facteur de concentration est réduit de 6 %, 4% et 3 % pour les

matériaux composites respectifs Verre/Epoxyde, Bore/Epoxyde et Graphite/Epoxyde. Par conséquent, l'influence de l'inter-distance entaille-entaille sur le FCC est négligeable. L'éloignement des deux entailles conduit à des contraintes de Von Mises quasiment constantes.

2.4.1.5 Effet de l'orientation des fibres sur le FCC pour une inter-distance critique

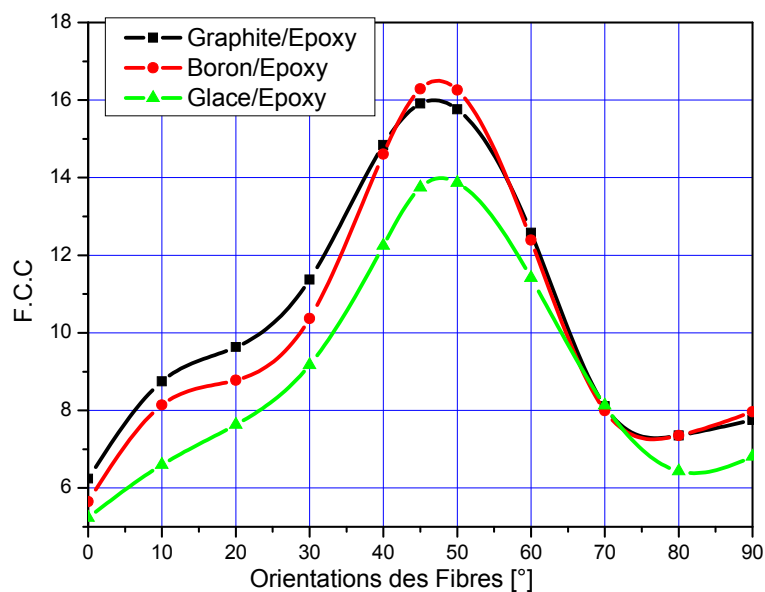


Figure 2.12 :Variation du FCC en fonction de l'inter-distance critique inclinée de 45° pour les trois matériaux composites et différentes orientations.

La Figure 2.12 présente la variation du F.C.C en fonction de l'orientation des fibres pour une inter-distance critique de 0.2 mm entre les deux entailles. Ces deux dernières sont placées sur une ligne inclinée d'un angle de 45° par rapport à l'axe des y. On remarque que l'allure de la courbe du F.C.C est semblable pour les trois composites stratifiés croisés. Le composite stratifié croisé Graphite/Epoxyde présente un niveau élevé du F.C.C. comparativement au composite Glass/Epoxyde et Bore/Epoxyde.

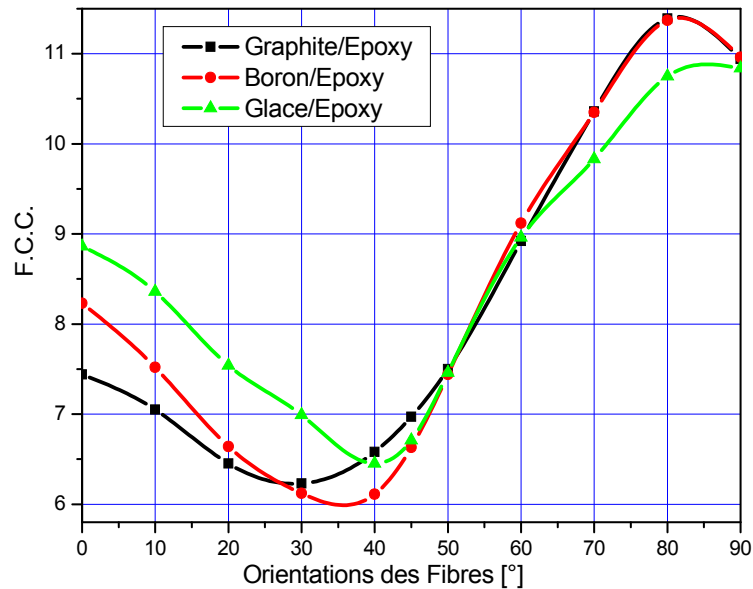


Figure 213 :Variation du FCC en fonction de l'inter-distance critique horizontale pour les trois matériaux composites et différentes orientations.

La variation du F.C.C en fonction des orientations des fibres avec des cavité horizontales situé de part et d'autre de l'origine à une distance de 0.2 mm pour les trois composites, est représenté par la figure 2.13. Comparativement aux résultats trouvé précédemment, cette courbe est inversé a celle de la figure 2.12 est elle présente un danger à la structure pour l'orientation des fibres à 90°.

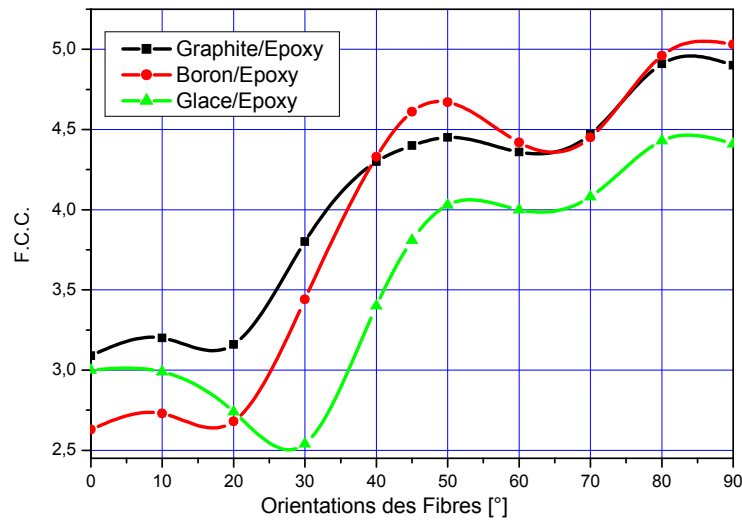


Figure 2.14 :Variation du F.C.C en fonction de l'inter-distance critique latérale pour les trois matériaux composites et différentes orientations.

La figure 2.14 montre la variation du F.C.C en fonction de l'orientation des couches stratifiées avec des entailles latérales de forme circulaire. Ces dernières sont placées parallèlement au chargement, chacune d'entre elles se trouve à une distance de 0.2 mm par rapport à l'origine de la structure. On note que les trois courbes du F.C.C des trois matériaux ont une allure semblable. La disposition des entailles selon la direction de l'axe y conduit à de faibles valeurs du F.C.C comparativement aux entailles horizontales et inclinées d'un angle de 45°. L'orientation des fibres à 90° présente un risque d'amorçage et de propagations du délaminage au niveau des cavités.

2.4.2 Modèle avec la présence d'une fissure Cas des deux fonds de fissure.

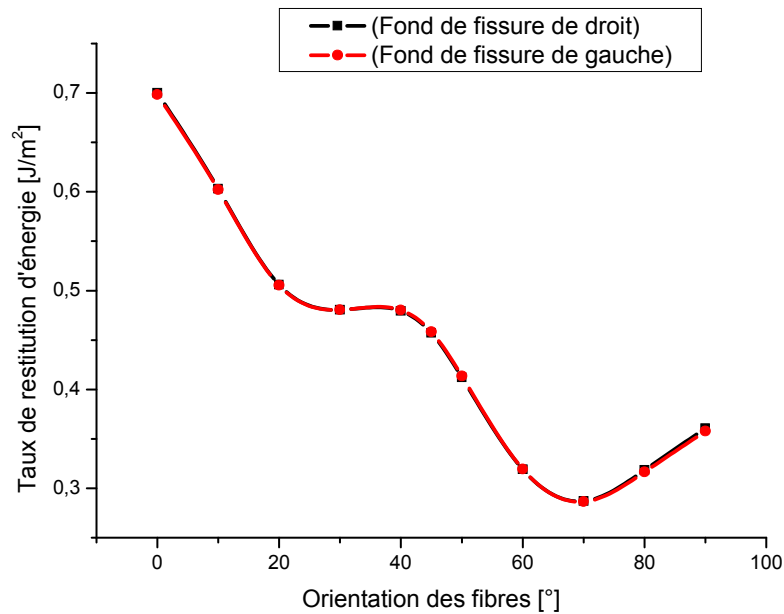


Figure 2.15: Variation du taux de restitution d'énergie en fonction de l'orientation des fibres pour les deux fonds de fissure.

La fissure de longueur 1 mm est initiée au milieu de la plaque stratifiée, elle se situe plus précisément entre les deux entailles circulaires placées horizontalement ($\gamma=0$) et elle est orientée sous un angle $\beta = 0$ par rapport à l'axe des X. La figure 2.15 illustre la variation du taux de restitution d'énergie en fonction de l'angle d'orientation des fibres α pour les deux fonds de fissure, les résultats obtenus nous montrent clairement que les deux courbes sont parfaitement identiques. Pour cette raison, on détermine numériquement par la méthode des éléments finis le taux de restitution d'énergie que pour l'un des deux fonds de fissure et les résultats obtenus par la suite sont déterminés uniquement pour le fond de fissure de droit.

2.4.2.1 Effet de l'orientation des fibres d'un angle α pour $\gamma=0^\circ$.

* Cas du Verre/Epoxyde

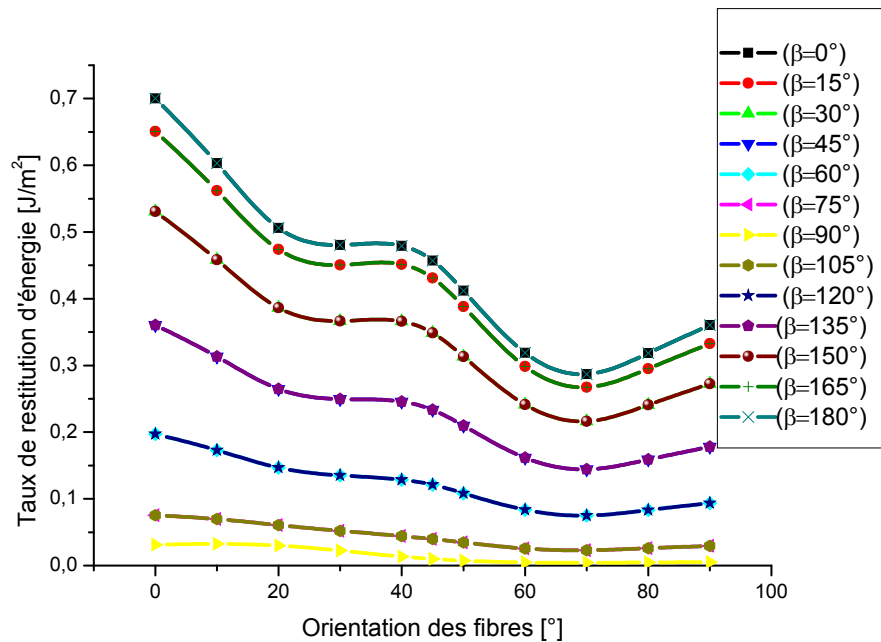


Figure 2.16 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.

La figure 2.16 montre la variation du paramètre G du matériau composite verre/époxyde en fonction de l'angle α et pour toutes les orientations de la fissure lorsque les entailles sont placées suivant l'axe X. On note que les deux courbes qui correspondent respectivement aux angles d'orientations de la fissure β et $\pi - \beta$ sont totalement confondues, ce qui montre une symétrie du paramètre G par rapport à l'axe Y. On remarque que quel que soit l'angle d'orientation des fibres le facteur G diminue proportionnellement à l'angle β allant de 0° jusqu'à 90° puis il croit de nouveau avec l'augmentation de l'angle β dans l'intervalle $[90^\circ, 180^\circ]$. On observe que quelque soit l'angle β le facteur G diminue avec l'accroissement de l'angle d'orientation des fibres en passant par trois extremums qui correspondent respectivement aux angles $\alpha = 30^\circ$, $\alpha = 40^\circ$ et $\alpha = 70^\circ$. Le taux de restitution d'énergie G est quasiment nul pour l'angle $\beta = 90^\circ$ et ceci quelle que soit l'orientation des fibres.

* **Cas du Bore/Epoxyde**

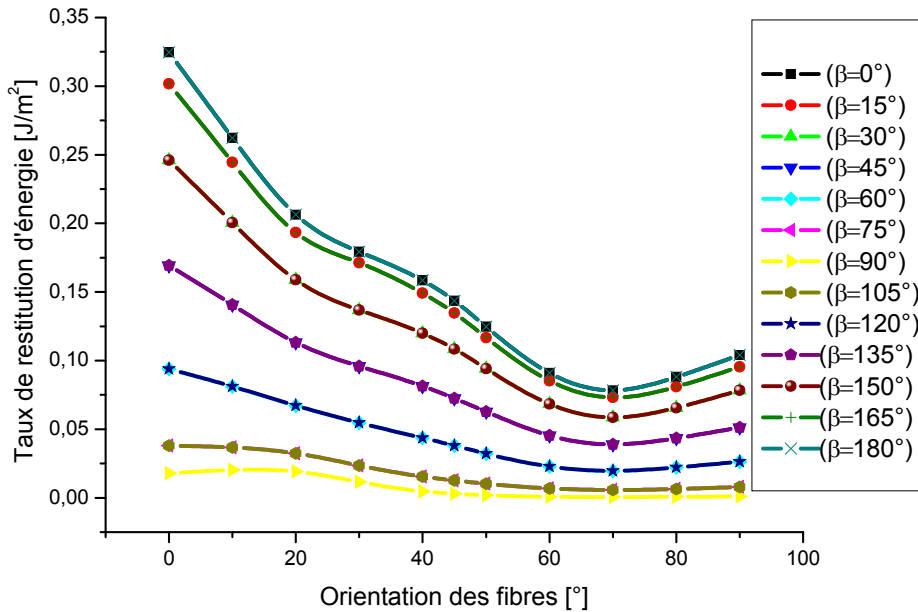


Figure 2.17 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.

La figure 2.17 montre la variation du paramètre G du matériau composite bore/époxyde en fonction de l'angle α et pour toutes les orientations de la fissure lorsque les entailles sont placées suivant l'axe X . On note que les deux courbes qui correspondent respectivement aux angles d'orientations de la fissure β et $\pi - \beta$ sont totalement confondues, ce qui montre une symétrie du paramètre G par rapport à l'axe Y . On remarque que quel que soit l'angle d'orientation des fibres le facteur G diminue proportionnellement à l'angle β allant de 0° jusqu'à 90° puis il croit de nouveau avec l'augmentation de l'angle β dans l'intervalle $[90^\circ, 180^\circ]$. On observe que quelque soit l'angle β le facteur G diminue avec l'accroissement de l'angle d'orientation des fibres en passant par trois extremums qui correspondent respectivement aux angles $\alpha = 20^\circ$ et $\alpha = 70^\circ$. Le taux de restitution d'énergie G est quasiment nul pour les angles α allant de 40° à 90° pour l'angle $\beta = 90^\circ$.

2.4.2.2 Effet de l'orientation de la fissure d'un angle β pour $\gamma=0^\circ$.

* Cas du Verre/Epoxyde

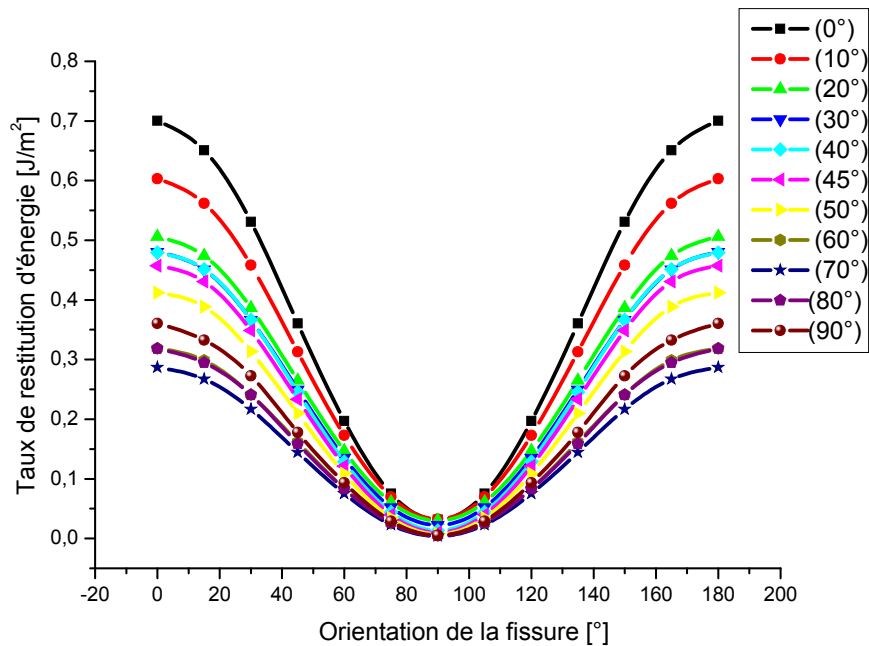


Figure 2.18 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.

La fissure est pivotée autour de l'axe Z et sa position est définie par rapport à l'axe des X sous un angle β . La figure 2.18 nous montre la variation du taux de restitution d'énergie du matériau composite verre/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des plis. D'après cette figure, on remarque que l'allure de la courbe a la forme parabolique et que le facteur G atteint une valeur minimale pour un angle $\beta = 90^\circ$ et ceci quelque soit l'angle α . Les valeurs les plus élevées du facteur G sont obtenus pour la fissure orientée perpendiculairement au chargement, ce qui conduit à sa propagation dans le matériau. L'orientation des fibres sous un angle $\alpha = 70^\circ$ évite plus au moins la propagation de la fissure comparativement aux autres orientations des plis.

* **Cas du Bore/Epoxyde**

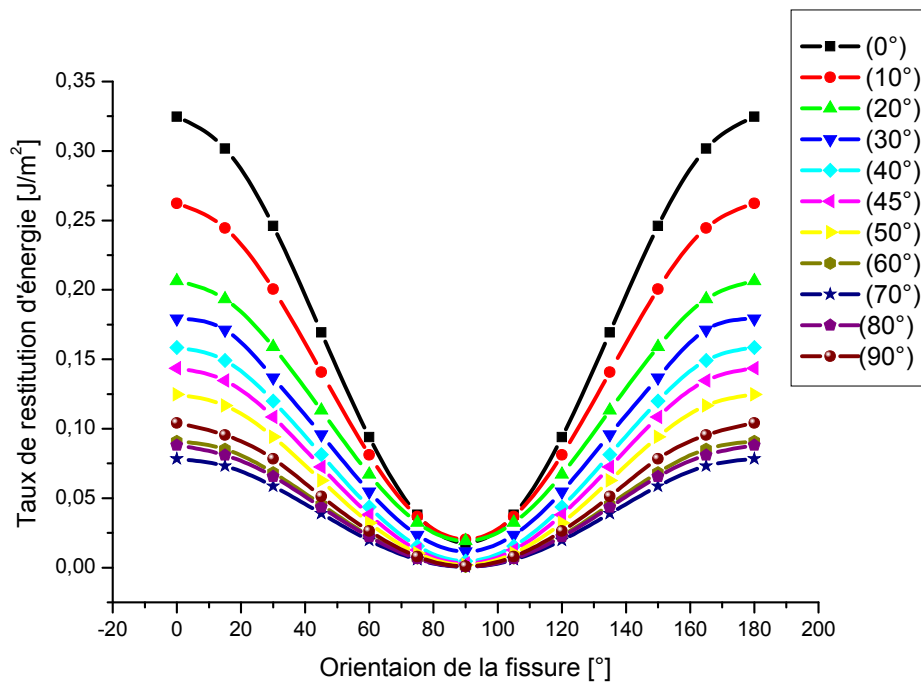


Figure 2.19 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont horizontale.

La fissure est pivotée autour de l'axe Z et sa position est définie par rapport à l'axe des X sous un angle β . La figure 2.19 nous montre la variation du taux de restitution d'énergie du matériau composite bore/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des plis. D'après cette figure, on remarque que l'allure des courbes ont presque la même forme que ceux de la figure 3.18 et par conséquent les mêmes remarques.

2.4.2.3 Effet de l'orientation des fibres d'un angle α pour $\gamma=45^\circ$. * Cas du Verre/Epoxyde

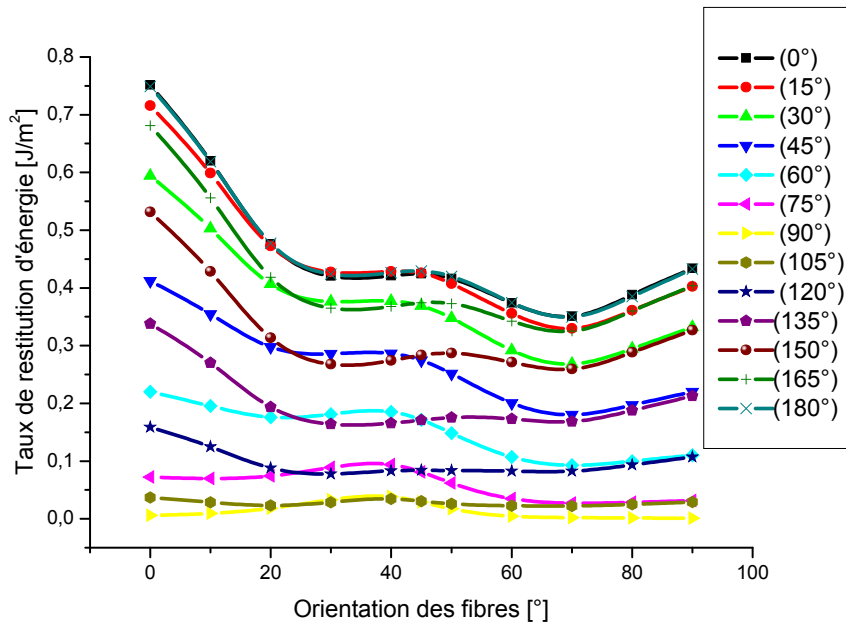


Figure 2.20 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45^\circ$.

La figure 2.20 illustre la variation du facteur G du matériau composite verre/époxyde en fonction des deux angles α et β et pour un angle d'orientation des entailles circulaires $\gamma = 45^\circ$. On note que l'allure des courbes est presque semblable à celle de la figure 2.16 mais la symétrie du facteur G par rapport à l'axe Y n'est conservée excepté pour les angles des fibres allant de 60° à 90° . On constate que la vitesse de propagation de la fissure est plus importante lorsque celle-ci est orientée sous un angle $\beta = 0$ et ceci quelle que soit l'orientation des fibres. On note également que l'orientation des plis sous un angle de 70° conduit à une faible propagation de la fissure.

* Cas du Bore/Epoxyde

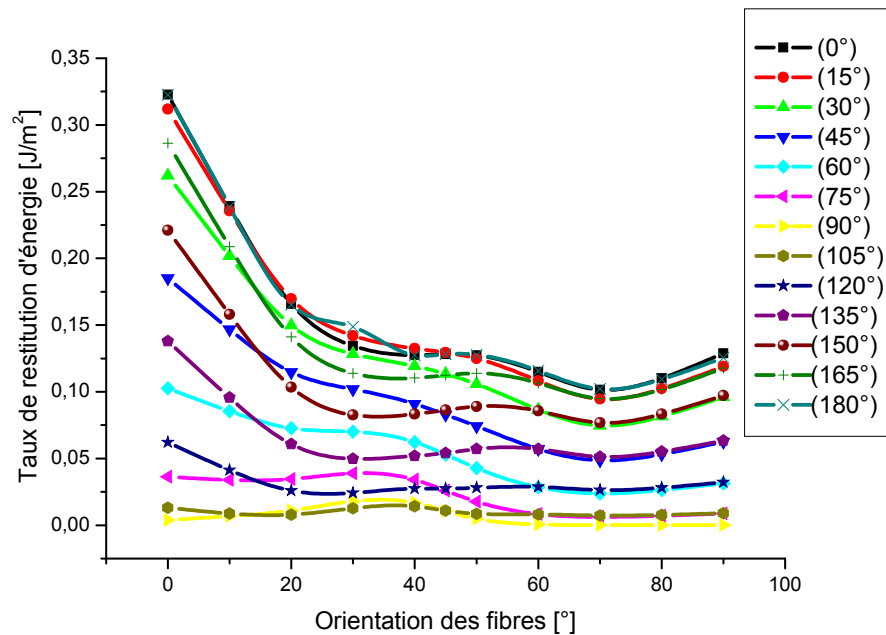


Figure 2.21 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45^\circ$.

La figure 2.21 illustre la variation du facteur G du matériau composite bore/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des plis. D'après cette figure, on remarque que l'allure des courbes ont presque la même forme que ceux de la figure 2.20 et par conséquent les mêmes remarques.

2.4.2.4 Effet de l'orientation de la fissure d'un angle β pour $\gamma=45^\circ$.

* Cas du Verre/Epoxyde

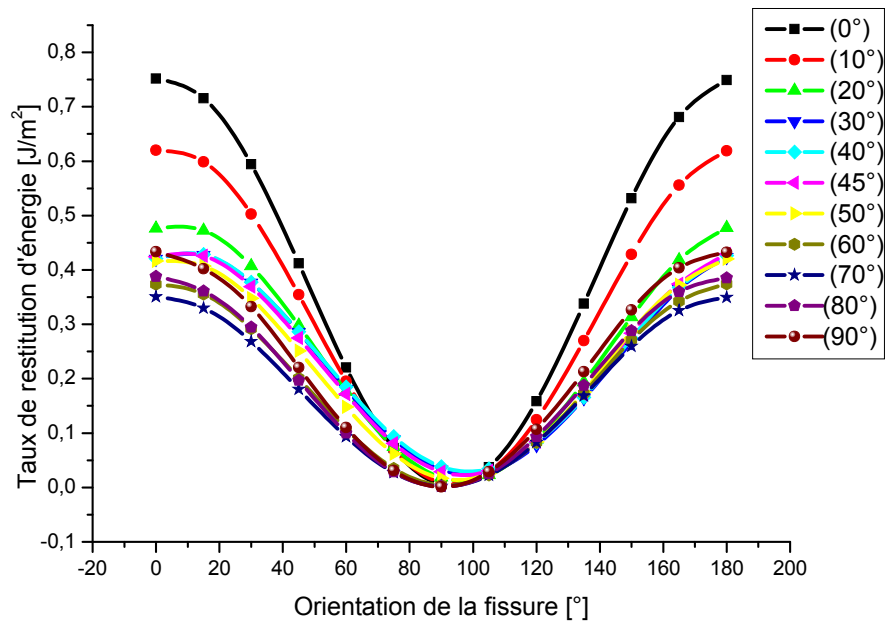


Figure 2.22 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45^\circ$.

La figure 2.22 nous montre la variation du paramètre G du stratifié verre/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des fibres. D'après cette figure, on remarque que l'allure de la courbe a la même forme que celle de la figure 5, le facteur G atteint une valeur minimale pour un angle $\beta = 90^\circ$ et ceci quelque soit l'angle α . Les résultats déterminés numériquement par la méthode des éléments finis sont semblables à ceux obtenus dans la figure 5. L'orientation des fibres sous un angle $\alpha = 70^\circ$ mène à une faible propagation de la fissure comparativement aux autres orientations des plis ce qui confirme les résultats obtenus précédemment.

* **Cas du Bore/Epoxyde**

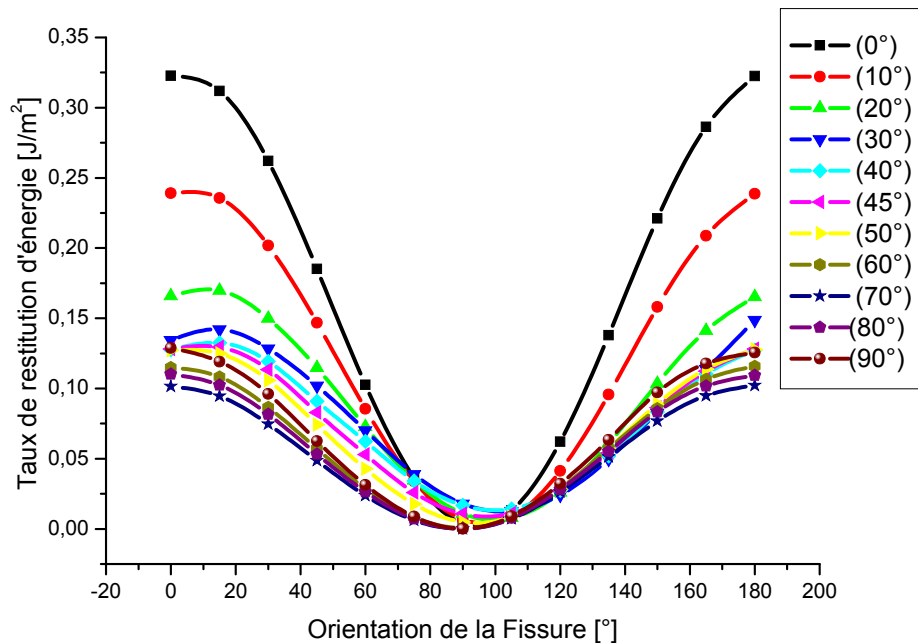


Figure 2.23 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=45^\circ$.

La figure 2.23 nous montre la variation du taux de restitution d'énergie du stratifié bore/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des fibres. D'après cette figure, on constate les mêmes courbes qui se forment.

2.4.2.5 Effet de l'orientation des fibres d'un angle α pour $\gamma=90^\circ$.

* Cas du Verre/Epoxyde

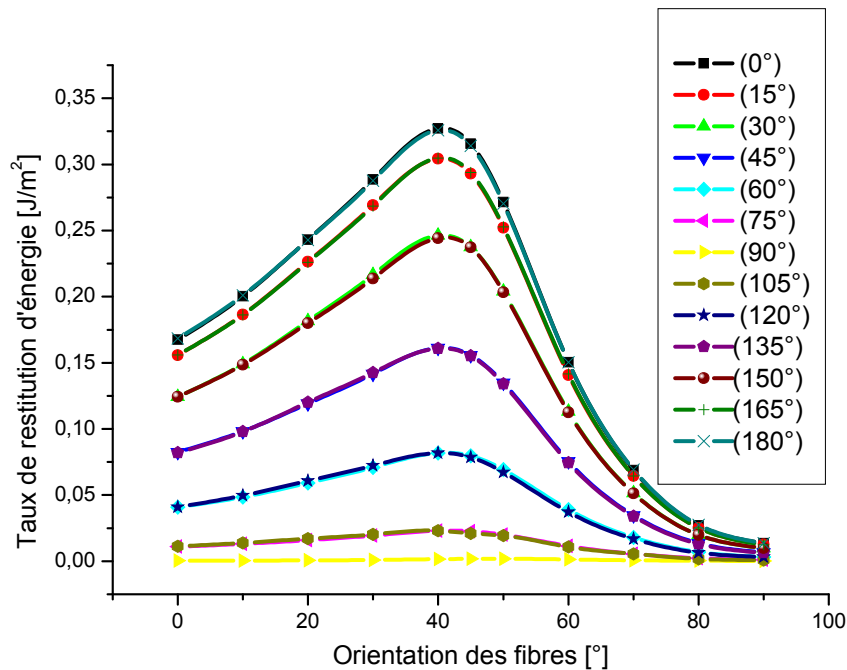


Figure 2.24 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure lorsque les deux entailles circulaires sont inclinées d'un angle $\gamma=90^\circ$.

La figure 2.24 illustre la variation du paramètre G du matériau stratifié en fonction de l'angle α et pour toutes les orientations de la fissure lorsque les entailles sont placées suivant l'axe des Y . On observe que les deux courbes qui correspondent respectivement aux angles d'orientations de la fissure β et $\pi - \beta$ sont totalement confondues, ce qui montre une symétrie du paramètre

G par rapport à l'axe des Y et on note également que le taux de restitution d'énergie G est quasiment nul pour l'angle $\beta = 90^\circ$ et ceci quelle que soit l'orientation des fibres. Le paramètre G atteint une valeur maximale pour une orientation des plis $\beta = 40^\circ$ et ceci quelle que soit l'orientation de la fissure puis il tend vers une valeur asymptotique relativement faible lorsque l'orientation des fibres est sous un angle $\alpha = 90^\circ$ et par conséquent la fissure ne se propage pas si elle est orientée suivant l'axe Y quelle que soit l'orientation des fibres.

* ***Cas du Bore/Epoxyde***

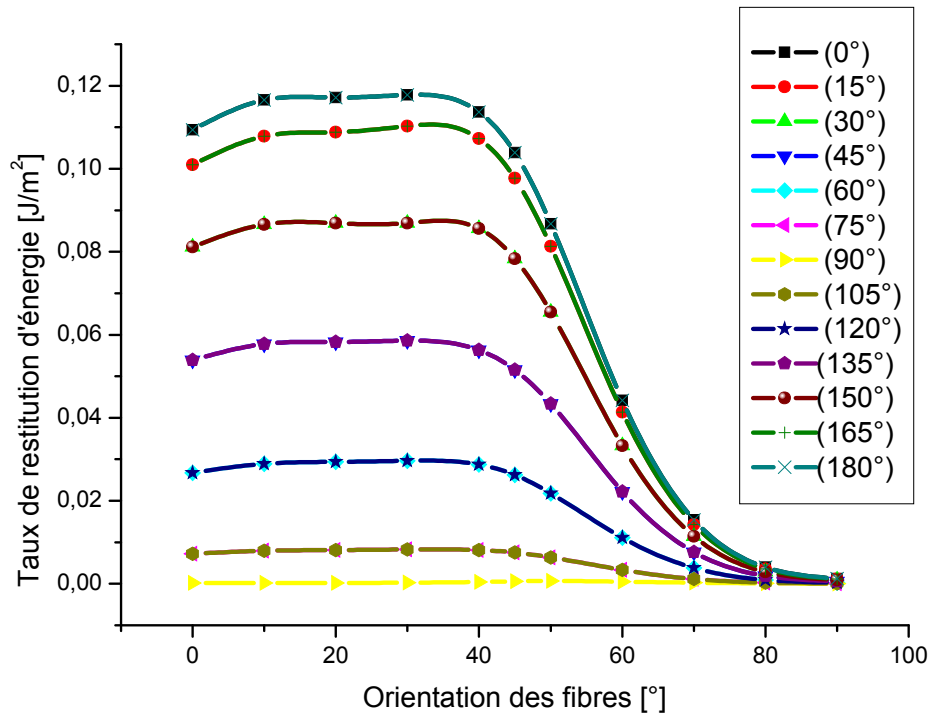


Figure 2.25 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation des fibres pour toutes les orientations de la fissure dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.

La figure 2.25 illustre la variation du paramètre G en fonction de l'angle α et pour toutes les orientations de la fissure lorsque les entailles sont placées suivant l'axe des Y. On observe que les deux courbes qui correspondent respectivement aux angles d'orientations de la fissure β et $\pi - \beta$ sont totalement confondues, ce qui montre une symétrie du paramètre G par rapport à l'axe des Y et on note également que le taux de restitution d'énergie G est quasiment nul pour l'angle $\beta = 90^\circ$ et ceci quelle que soit l'orientation des fibres. Le paramètre G atteint une valeur maximale pour les orientations des plis β allant de 10° à 40° , dans cet intervalle les courbes sont presque stables et ceci quelle que soit l'orientation de la fissure puis il tend vers une valeur asymptotique relativement faible lorsque l'orientation des fibres est sous un angle $\alpha = 90^\circ$ et par conséquent la fissure ne se propage pas si elle est orientée suivant l'axe Y quelle que soit l'orientation des fibres

2.4.2.6 Effet de l'orientation de la fissure d'un angle β pour $\gamma=90^\circ$.

* Cas du Verre/Epoxyde

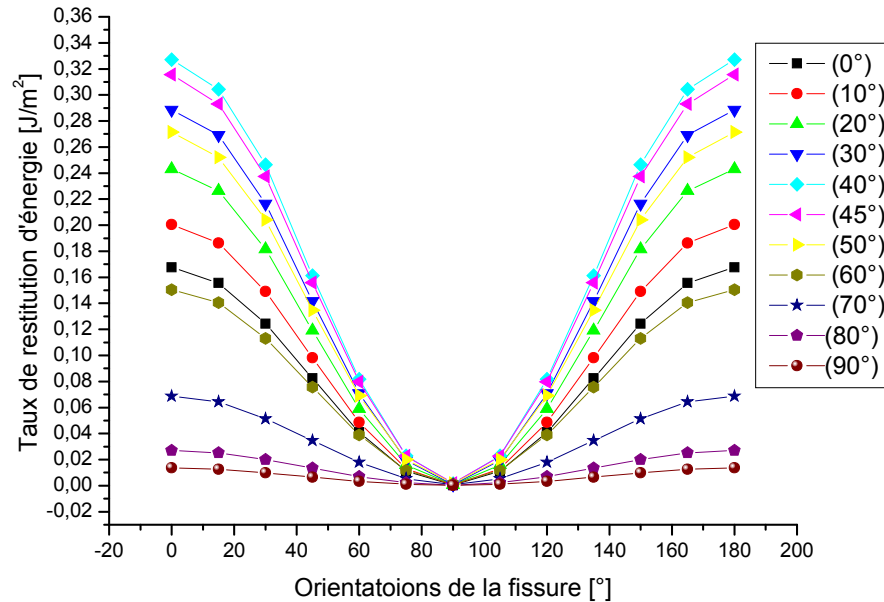


Figure 2.26 : Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.

La variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des plis, est représentée par la figure 2.26. Celle-ci nous montre clairement que l'allure des courbes a la même forme que celle de figure 2.10 et que le taux de restitution d'énergie G atteint une valeur minimale pour un angle $\beta = 90^\circ$ et ceci quel que soit l'angle α . Les valeurs les plus élevées du facteur G sont obtenus pour les plis orientés sous un angle $\alpha=40^\circ$, ce qui conduit à une propagation de la fissure plus rapide que les autres orientations des fibres. Les résultats déterminés numériquement par la méthode des éléments finis confirment ceux obtenus précédemment dans les figures 2.18 et 2.19.

* Cas du Bore/Epoxyde

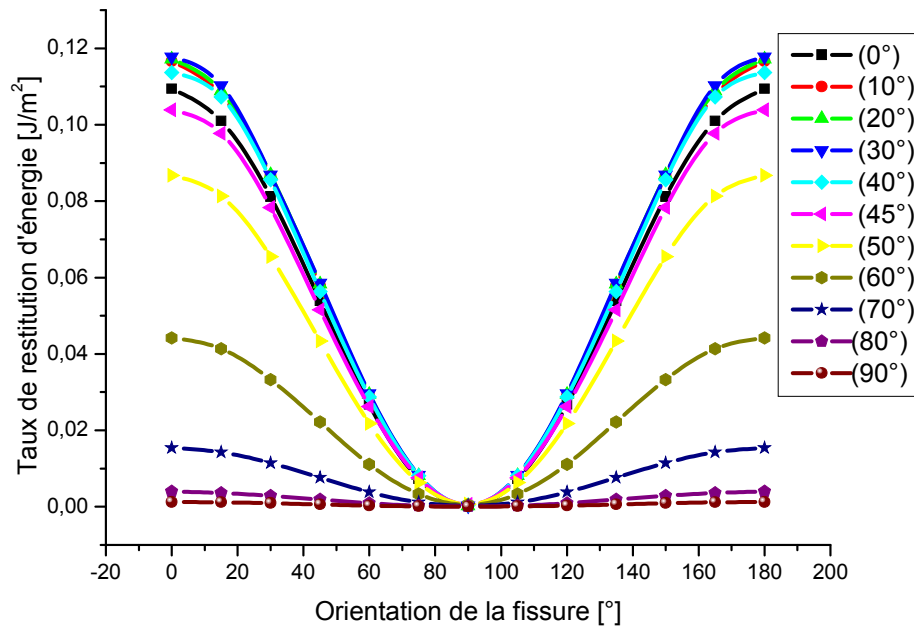


Figure 2.27 : Variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour toutes les orientations des fibres dans le cas où les deux entailles circulaires sont inclinée d'un angle $\gamma=90^\circ$.

La variation du taux de restitution d'énergie du bore/époxyde en fonction de l'angle β pour les différentes orientations des plis, est représentée par la figure 2.27. Celle-ci nous montre clairement que l'allure des courbes a la même forme que celle des figures 2.27 ce qui nous conduit aux mêmes remarques.

* **Cas des deux matériaux**

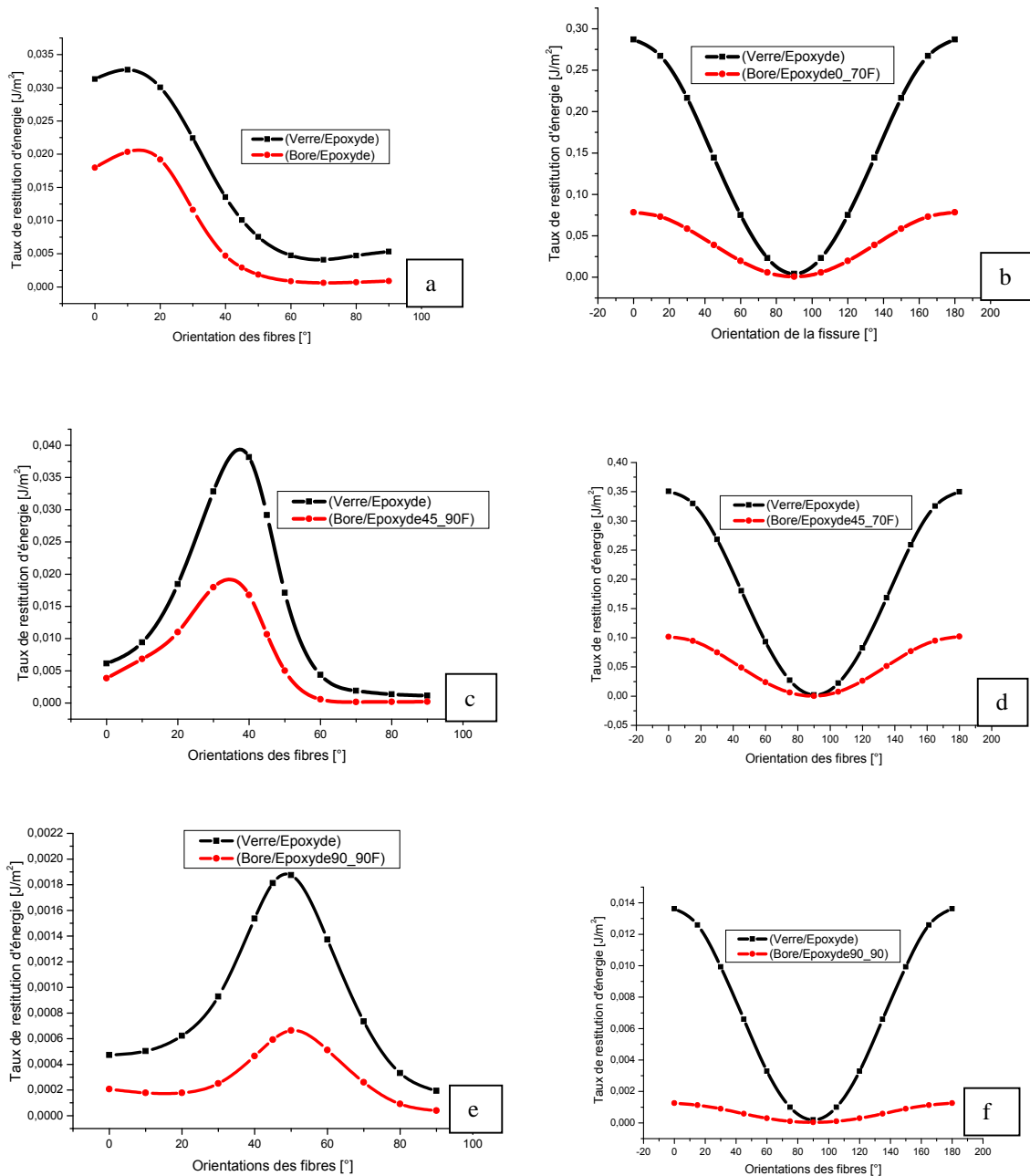


Figure 2.28 : Variation du taux de restitution d'énergie des deux matériaux pour
 a/ α variable, $\beta=90^\circ$ et $\gamma=0^\circ$; b/ $\alpha=70^\circ$, β variable et $\gamma=0^\circ$
 c/ α variable, $\beta=90^\circ$ et $\gamma=45^\circ$; d/ $\alpha=70^\circ$, β variable et $\gamma=45^\circ$
 e/ α variable, $\beta=90^\circ$ et $\gamma=90^\circ$; f/ $\alpha=70^\circ$, β variable et $\gamma=90^\circ$.

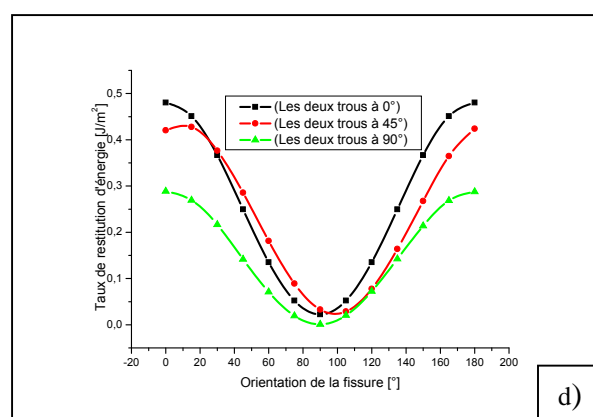
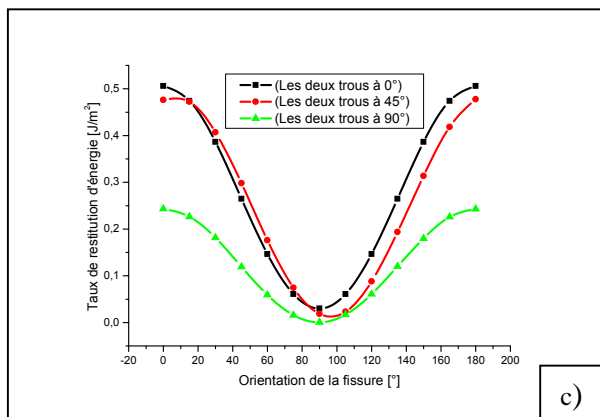
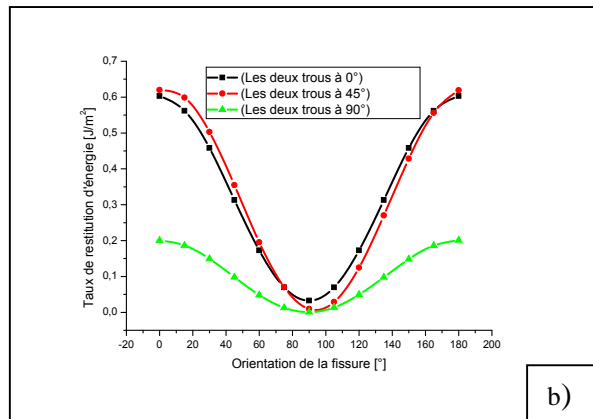
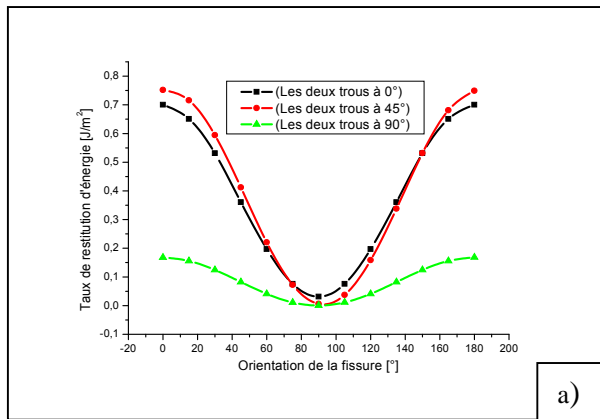
La figure 2.28 illustre la variation du taux de restitution d'énergie G des deux matériaux composites stratifiés en fonction des paramètres suivant :

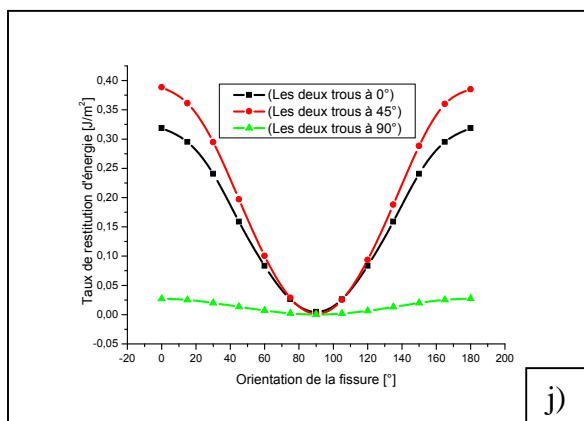
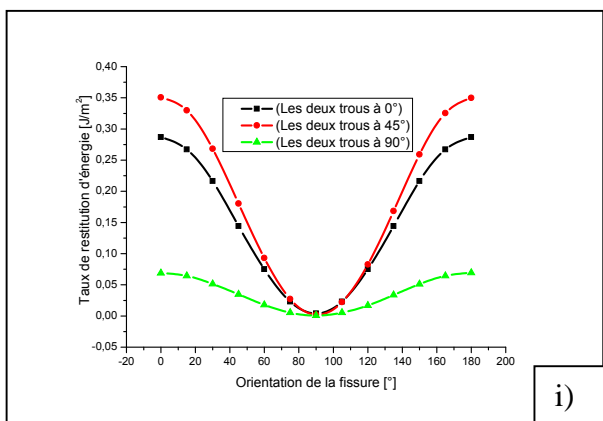
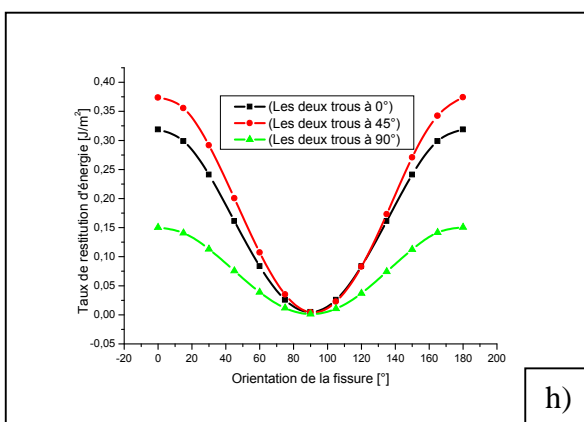
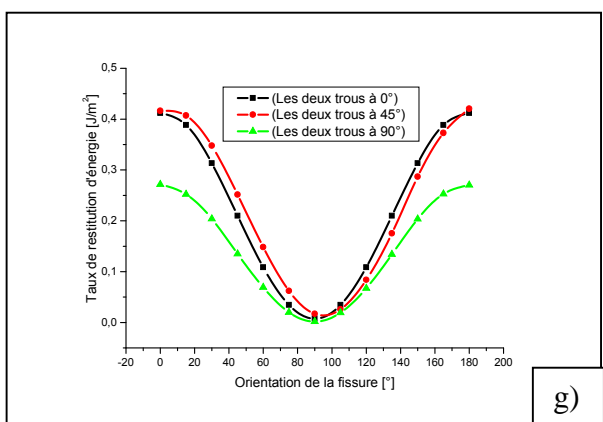
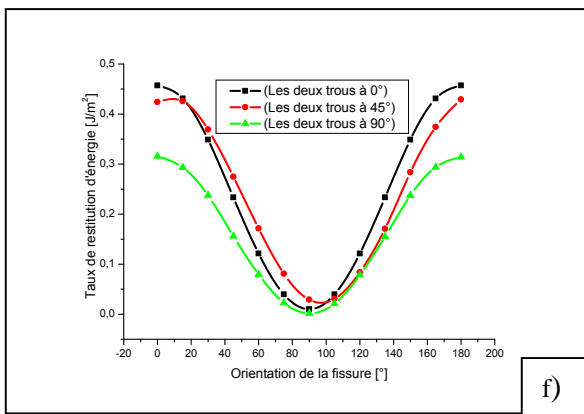
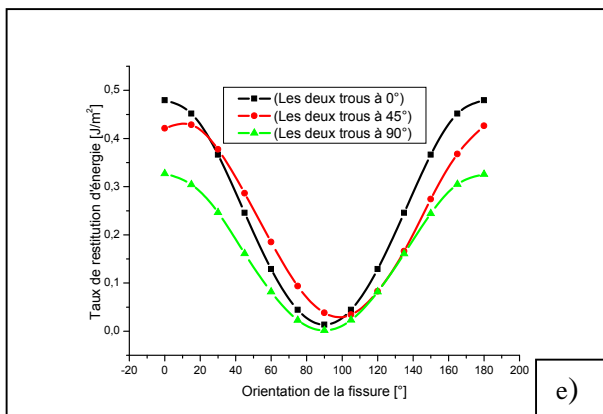
- a/, c/ et e/ en fonction des orientations des fibres α , β constante lorsque les entailles sont placées à 0° , 45° et 90° .

- b/, d/ et f/ en fonction de l'orientation de la fissure β , α constante lorsque les entailles sont placées à 0° , 45° et 90° .

Cette figure montre que quelque soit l'orientation des fibres, de la fissure ou des deux entailles le matériau composite stratifié bore/époxyde se comporte mieux que le matériau verre/époxyde en ce qui concerne la propagation de fissure et cela suite aux bonnes caractéristiques mécaniques.

2.4.2.7 Effet de l'orientation des entailles circulaires d'un angle γ





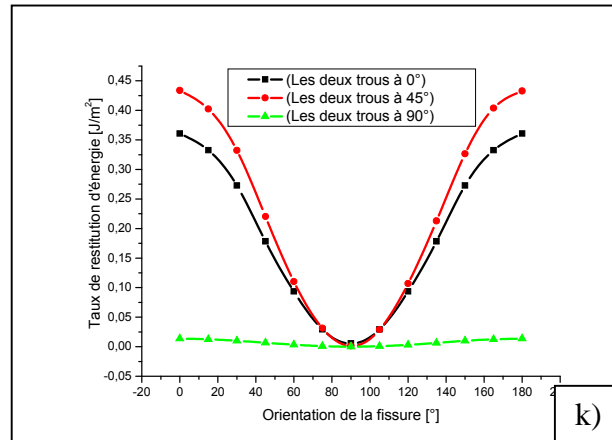


Figure 2.29. Variation du taux de restitution d'énergie du verre/époxyde en fonction de l'orientation de la fissure pour les trois positions des entailles circulaires et les différentes orientations des fibres : a) $\alpha = 0^\circ$, b) $\alpha = 10^\circ$, c) $\alpha = 20^\circ$, d) $\alpha = 30^\circ$, e) $\alpha = 40^\circ$, f) $\alpha = 45^\circ$, g) $\alpha = 50^\circ$, h) $\alpha = 60^\circ$, i) $\alpha = 70^\circ$, j) $\alpha = 80^\circ$ et k) $\alpha = 90^\circ$.

Les variations du taux de restitution d'énergie G du matériau composite verre/époxyde en fonction de l'angle β et pour les trois positions des entailles circulaires ($\gamma = 0^\circ$, $\gamma = 45^\circ$ et $\gamma = 90^\circ$) sont représentés par la figure 2.29. Chaque graphe est déterminé pour une orientation des fibres allant de 0° à 90° . On note que Les deux courbes qui correspondent aux deux positions des trous ($\gamma = 0^\circ$ et $\gamma = 45^\circ$) sont presque identiques pour différentes orientations des plis et ceci quel que soit l'angle β de la fissure. Cependant, on constate une variation importante du paramètre G pour les entailles placées verticalement selon l'axe des Y. Le facteur G augmente graduellement en fonction de l'orientation des fibres dans l'intervalle $[0^\circ \ 40^\circ]$ puis il décroît de nouveau dans l'intervalle $[40^\circ \ 90^\circ]$ pour atteindre une valeur nulle et ceci pour les différents angles β de la fissure. On note également que le taux de restitution est nul pour une fissure orientée selon le sens du chargement, ce qui empêche sa propagation pour les trois positions des entailles circulaires et toutes les orientations des plis.

CHAPITRE III

3.1 Introduction

Les structures aéronautiques sont susceptibles d'être soumises à de nombreux impacts accidentels lors de leur phase de fabrication, en service et voire lors de la phase de maintenance [71]. Un exemple d'impact courant dans le secteur aéronautique est la chute d'un outil sur une structure de l'avion lors de la phase de maintenance [72]. Cette chute d'outil d'une hauteur de 1m et d'une masse de 1.5 Kg induit un impact de 14.7 joules [73].

3.2 Impact basse vitesse – définition

D'après les auteurs, un test d'impact à basse vitesse est celui où la vitesse cinétique (incidente) ne dépasse pas 10 m/s. En revanche, Abrate [44] précise dans son article sur le comportement sous chargement d'impact des matériaux composites stratifiées que les impacts à faible vitesse se produisent pour des vitesses d'impact de moins de 100 m/s. D'autres auteurs ont choisi de classer les tests d'impact selon les mécanismes d'endommagement induits lors d'une sollicitation de choc.

L'objectif essentiel de ce chapitre est de modéliser et d'analyser un comportement mécanique d'un matériau composite stratifié à fibres longs verre / époxy d'empilement $[+\theta, -\theta]$, d'épaisseur totale 1 mm sous un impact à basse vitesse. Ce dernier, comme il a été défini par Abrate [44], se produit pour des vitesses d'impact de moins de 100 m/s.

3.3 Modèle géométrique avec l'impacteur

Le modèle géométrique étudié dans ce chapitre est identique à celui du chapitre précédent. Il s'agit d'une plaque composite stratifiée de 100×100 mm² de section et 1 mm d'épaisseur avec un empilement de 8 plis croisés. Elle présente deux trous circulaires de 3 mm de rayon, en présence d'une fissure centrale, située entre les deux trous et orientée perpendiculairement

au chargement. L'impacteur est de forme cylindrique de masse 1,76 kg, l'une des extrémités est constitué d'un embout hémisphérique de 10 mm de diamètre.

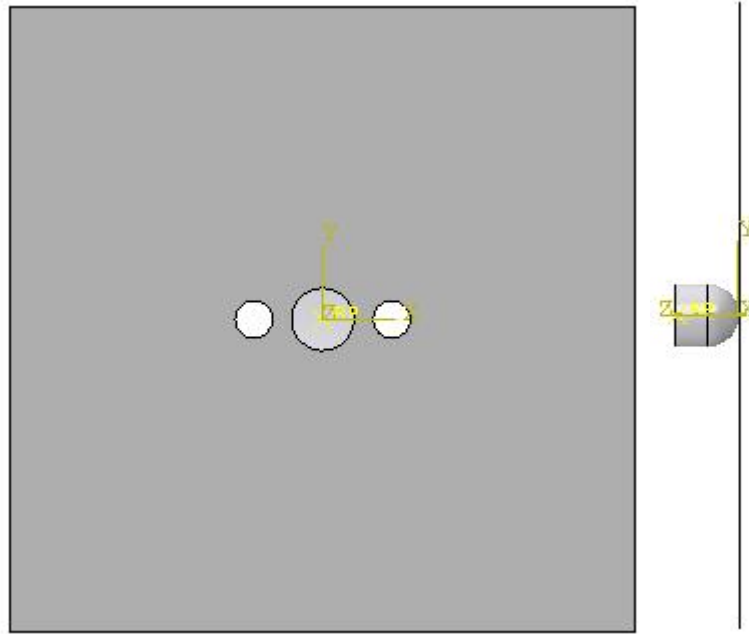


Figure 3.1 :Modèle avec Impacteur

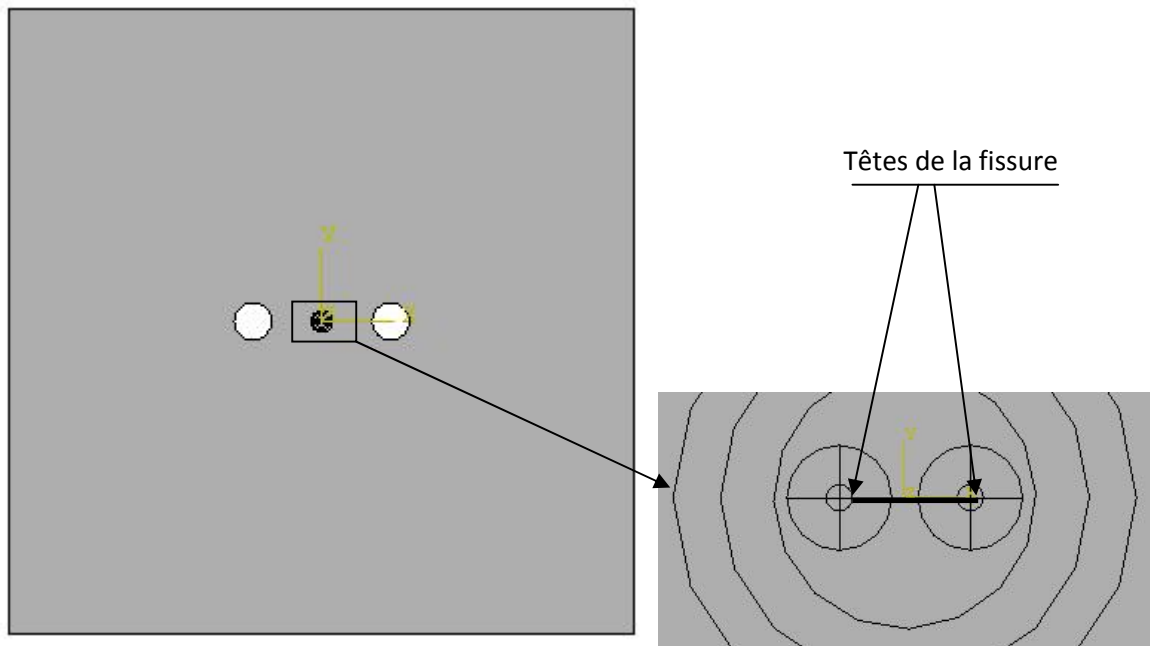


Figure 3.2 : Modèle sans Impacteur

3.4 Maillage

Le maillage de notre modèle considéré est resté le même que celui du chapitre précédent, c'est-à-dire un maillage raffiné très proche des entailles et de la fissure.

Pour bien mener cette étude, nous avons choisi un élément coque quadrilatéral de type quadratique pour la plaque et l'impacteur.

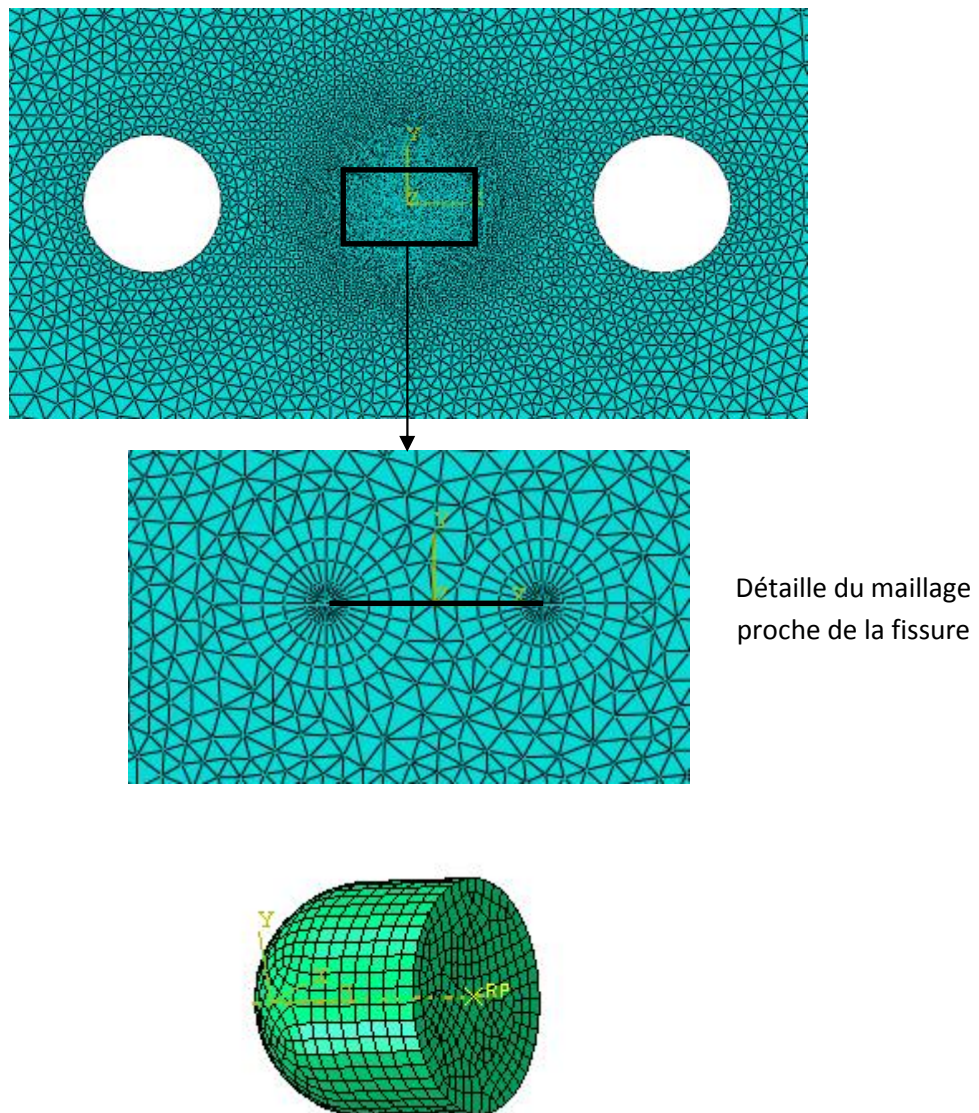


Figure 3. 3 : Maillage de l'ensemble

3.5 Résultats et discussion :

A. Modèle sans fissure intermédiaire

Comme au chapitre précédent, nous avons considéré un modèle géométrique sans fissure intermédiaire. La figure 3.4 illustre le contour de la contrainte équivalente de Von Mises au voisinage proche des entailles circulaires. On note une concentration de contrainte au point de contact impacteur/plaque stratifié.

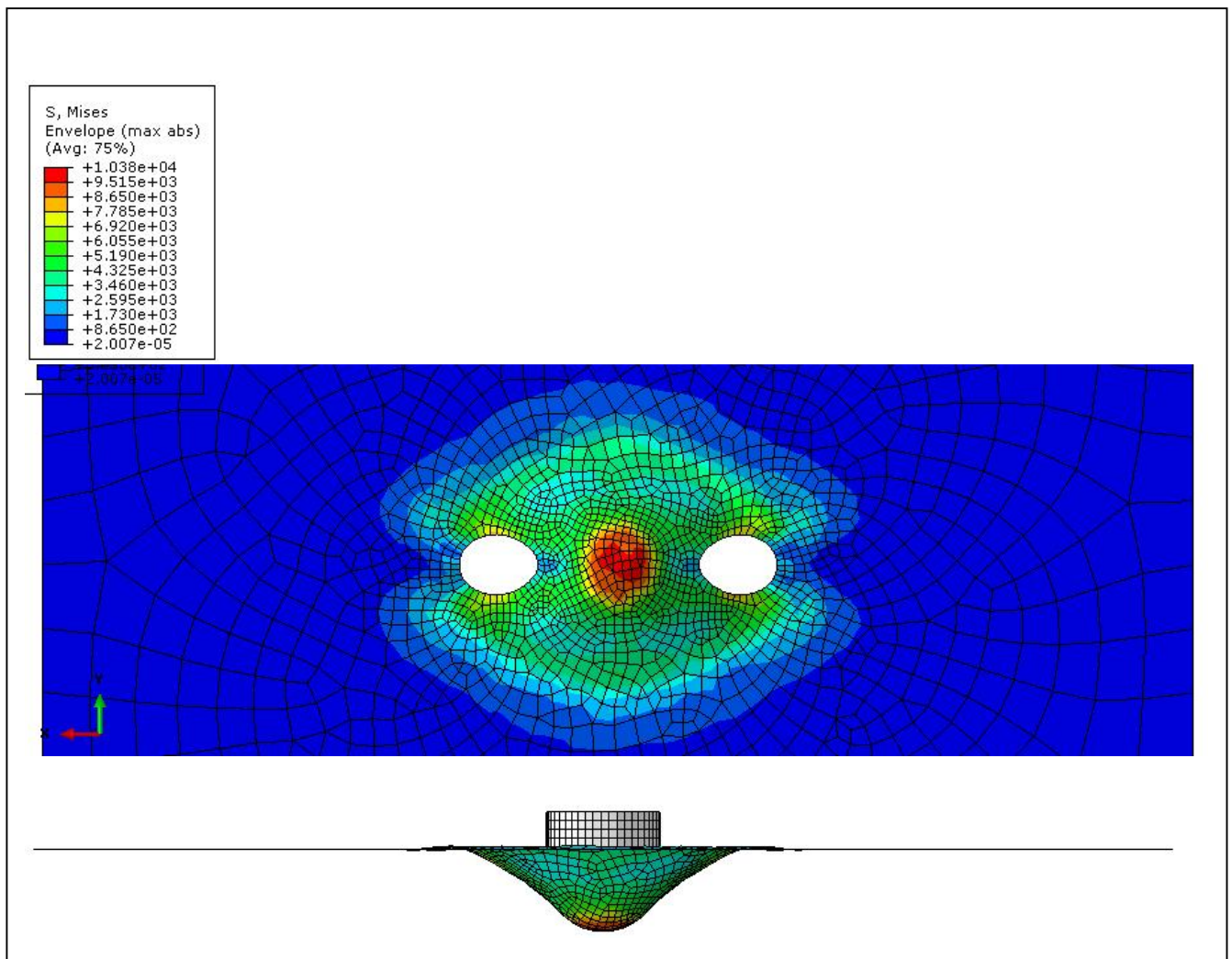
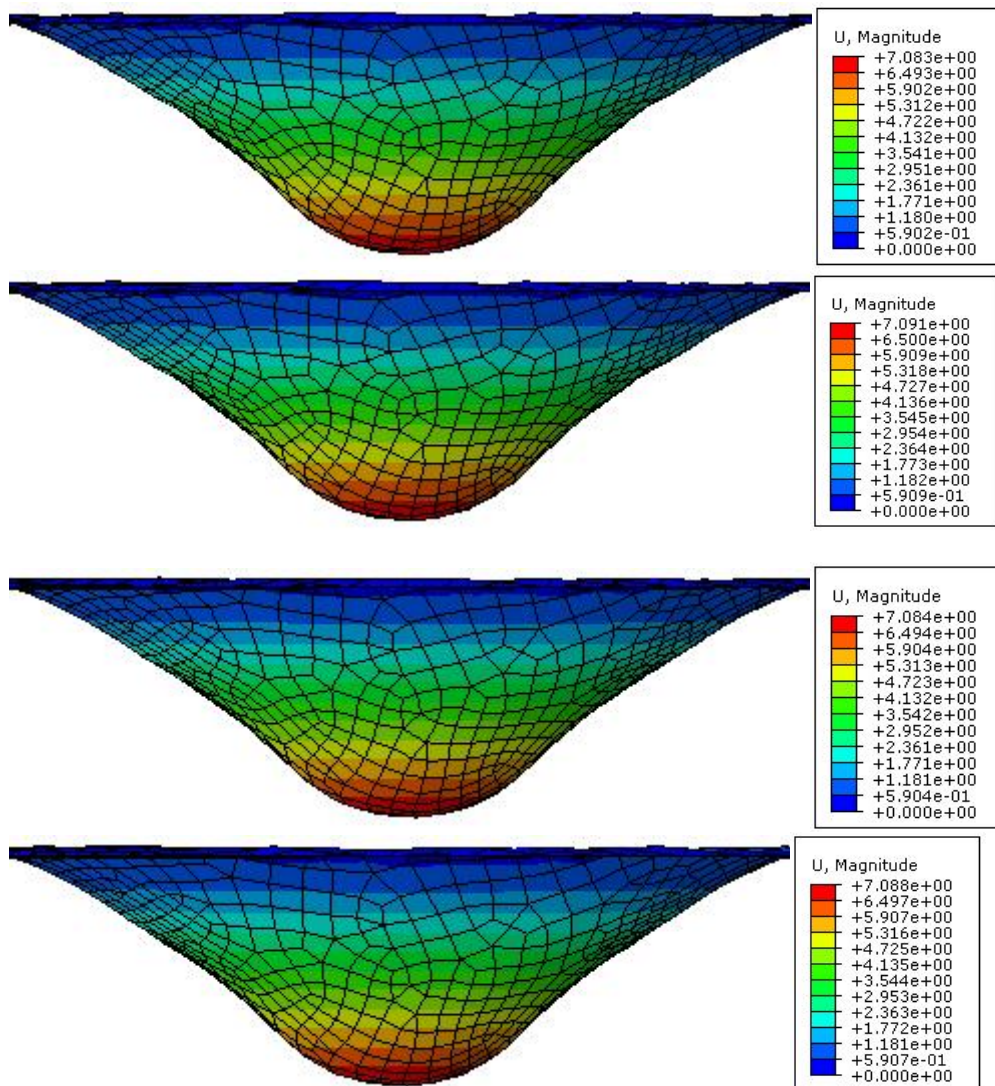
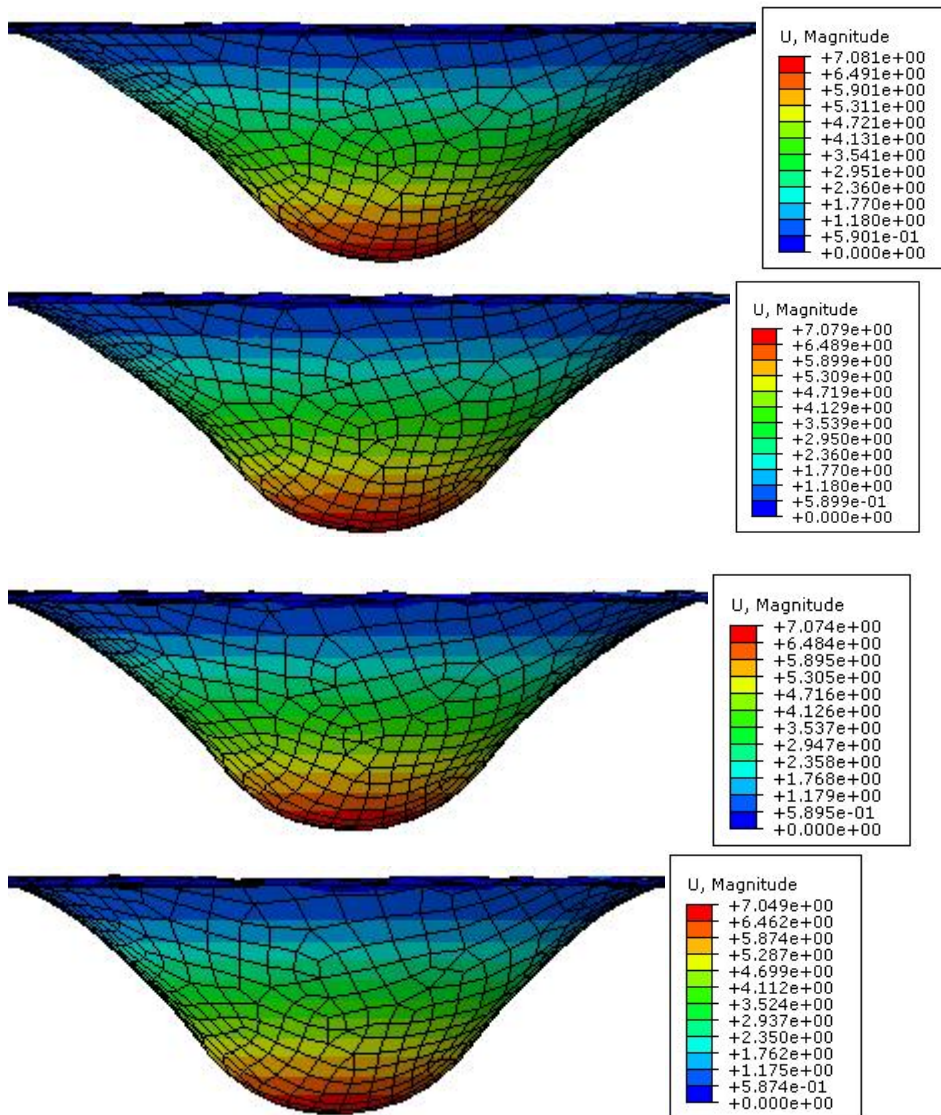


Figure 3.4 : Modèle sans fissure impacté pour une orientation des fibres $\alpha=0^\circ$ et pour $v=70\text{m/s}$

A.1 Effet de l'orientation des fibres sur le contour de la déformée

Pour montrer l'influence de l'orientation des fibres sur la déformée de la plaque sous l'effet d'un impact à basse vitesse, on a déterminé numériquement par la méthode des éléments finis le déplacement de l'ensemble des points avoisinants le point de contact impacteur/cible





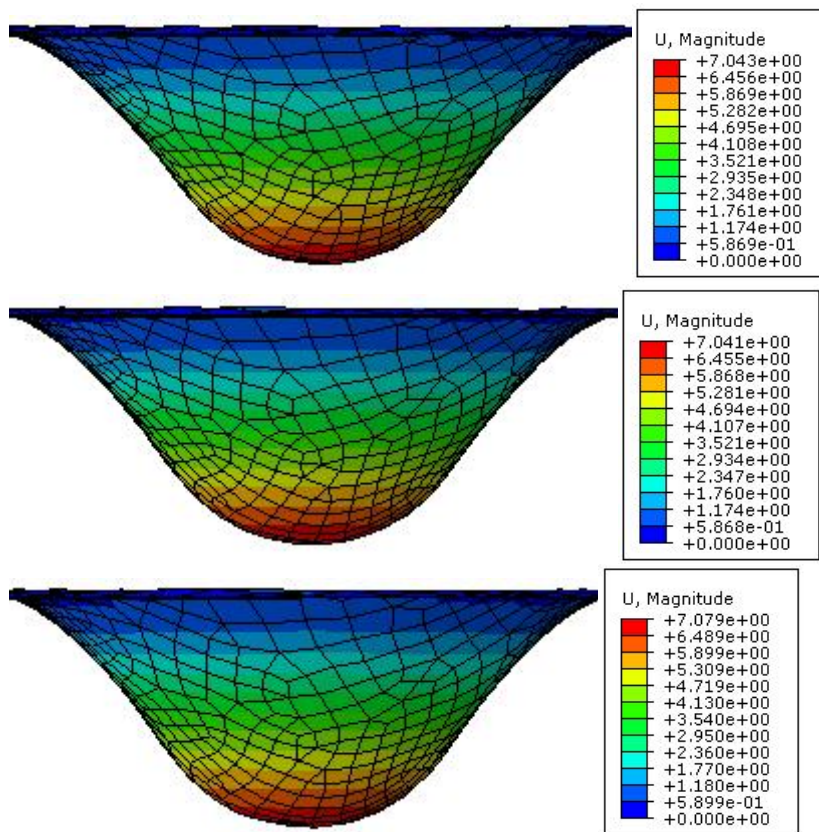


Figure 3.5 : Contour de la déformée pour différente orientation des fibres et pour $v=70\text{ m/s}$

La figure 3.5 représente le contour de la déformée pour chaque orientation des fibres et pour une vitesse d'impact de 70 m/s . On constate que la déformée de la plaque au point de contact impacteur/cible est indépendante de l'orientation des fibres. Cependant, l'orientation des fibres influe sur la surface déformée du composite stratifié. L'orientation des plis sous un angle de 90° conduit à une réduction notable de la surface déformée.

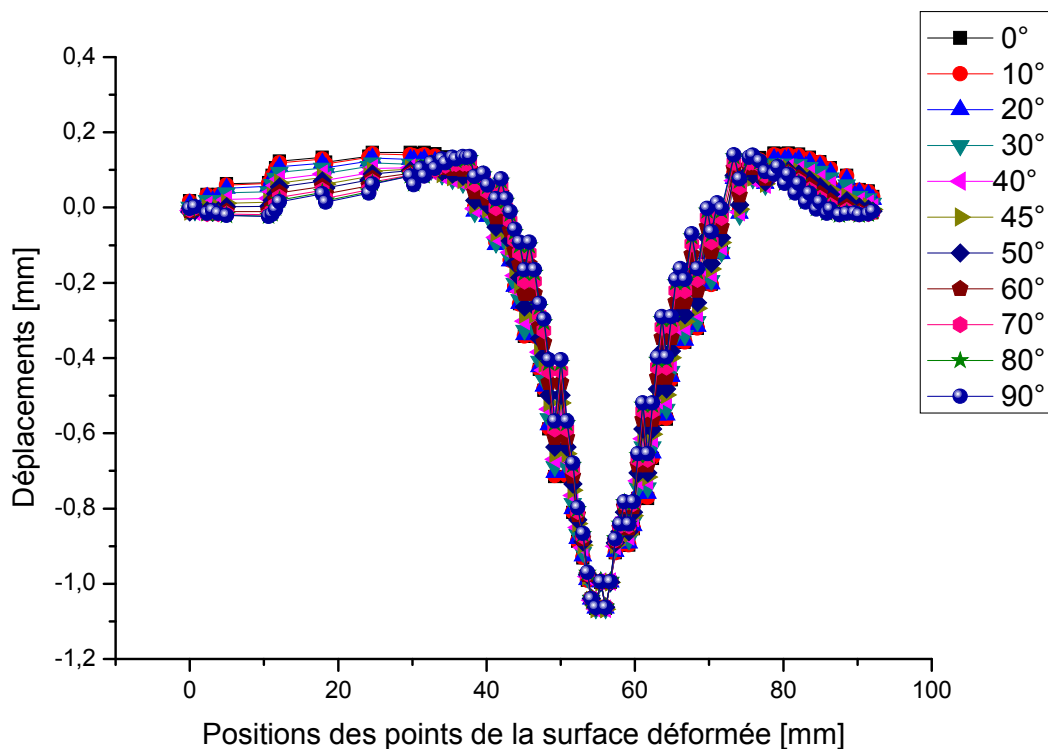
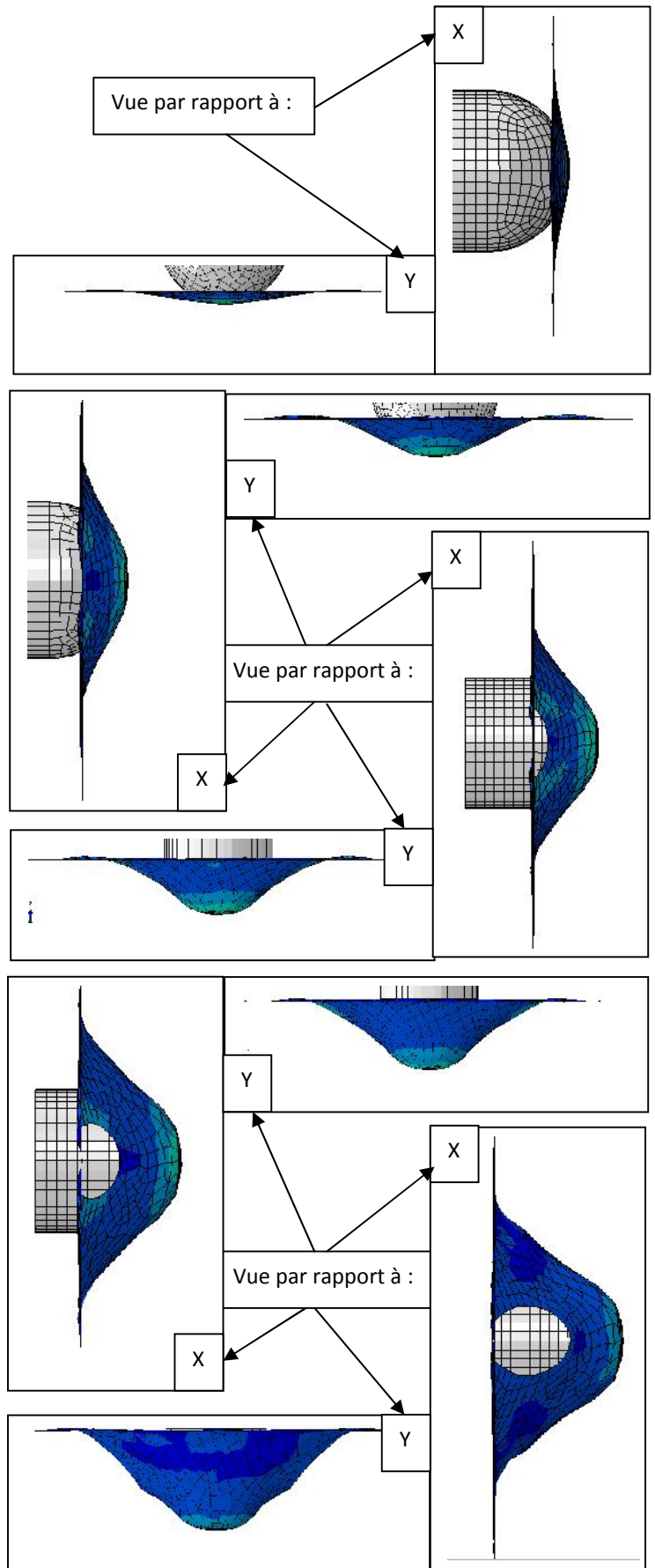


Figure 3.6 : Variation du déplacement des points de la surface déformée de la plaque en fonction de l'orientation des fibres pour $v=10\text{m/s}$

La figure 3.6 montre la variation du déplacement des points de la surface déformée de la plaque en fonction de l'orientation des fibres et pour une vitesse d'impact de 10 m/s. On constate que la déformée ne change pas de forme et cela pour toutes les orientations des fibres cela signifie que l'orientation des fibres n'influe pas sur la déformée ce qui confirme les contours de la figure précédente.

A.2 Effet de la vitesse d'impact sur le contour de la déformée

Figure 3.7 : Contour de la déformée pour différentes vitesses d'impact et pour $\alpha=45^\circ$



La figure 3.7 montre le contour de la déformée pour différentes vitesses d'impact et pour l'orientation des fibres $\alpha=45^\circ$. On remarque que le déplacement de la déformée varie proportionnellement à la vitesse d'impact. Cependant, l'augmentation de la vitesse conduit au changement de l'entaille en passant de la forme circulaire à la forme elliptique. Avant le premier contact de l'impacteur avec la cible les deux entailles circulaires se trouvent sur le même plan horizontal ; l'accroissement de la vitesse de l'impacteur entraîne le changement de la forme de l'entaille et une partie de cette entaille reste sur le même plan horizontal et l'autre partie est immergée dans l'empreinte. Lorsque la vitesse de l'impacteur atteint la valeur maximale 100 m/s alors l'entaille est totalement immergée dans l'empreinte.

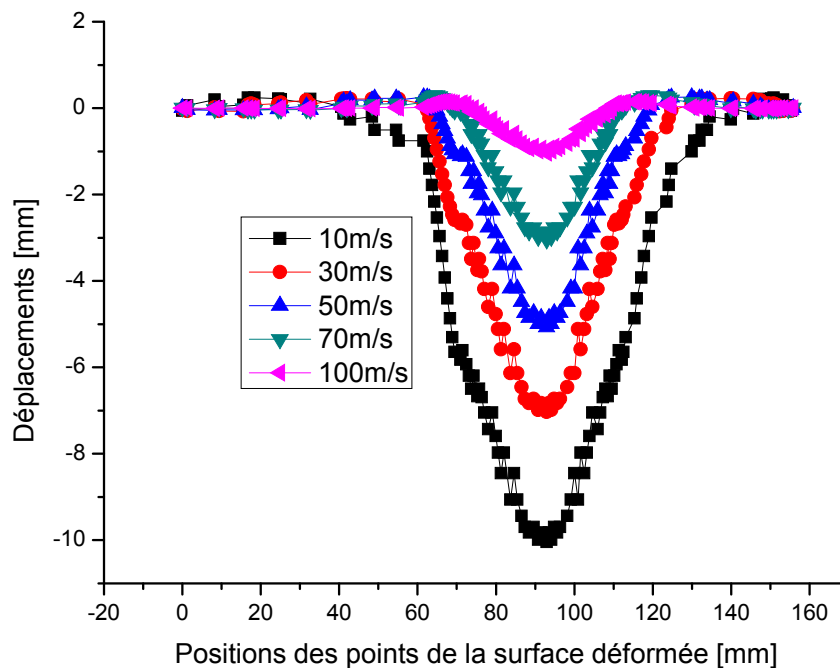


Figure 3.8 : Variation du déplacement des points de la surface déformée de la plaque en fonction de la vitesse de l'impacteur et pour une orientation des fibres $\alpha=0^\circ$.

La figure 3.8 représente la variation du déplacement des points de la surface déformée de la plaque en fonction de la vitesse de l'impacteur et pour des fibres orientées à 0°. On remarque que la courbe de déplacement est symétrique par rapport aux deux plans orthogonaux (XZ et YZ) passant par le point de contact impacteur/plaque. Ces résultats obtenus numériquement par la méthode des éléments finis confirment ceux représentés par la figure 3.7 .

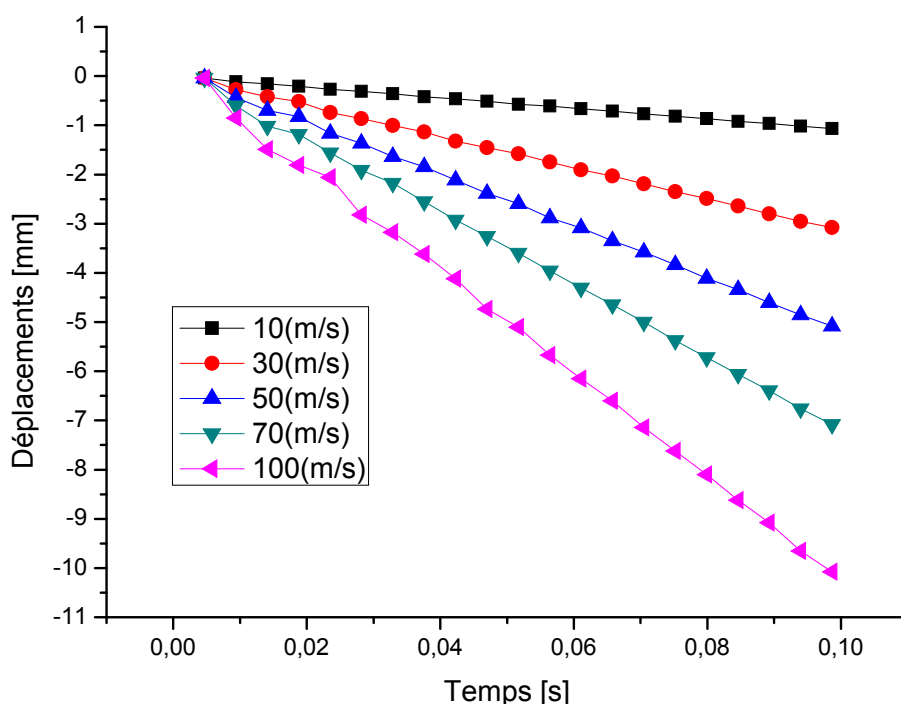
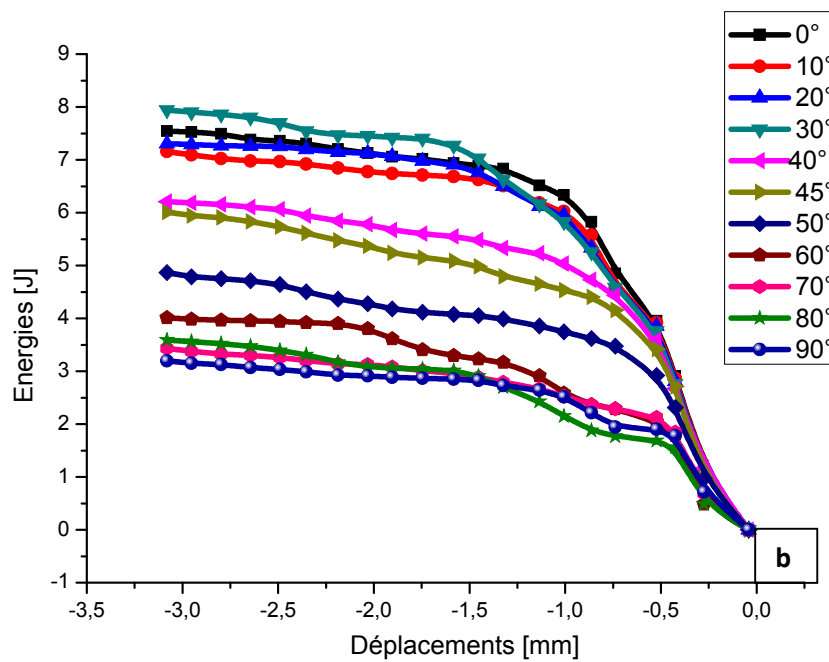
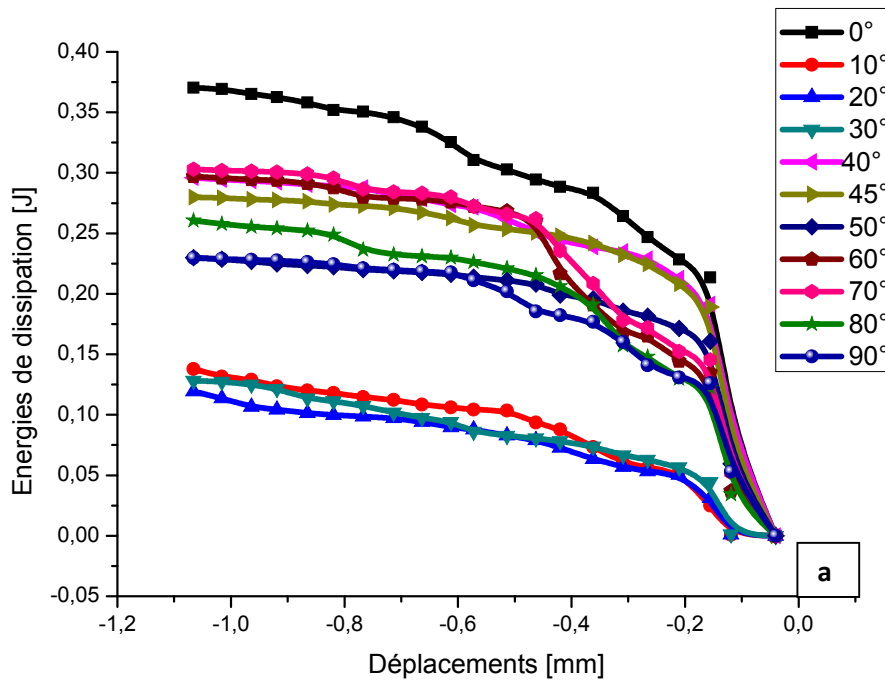
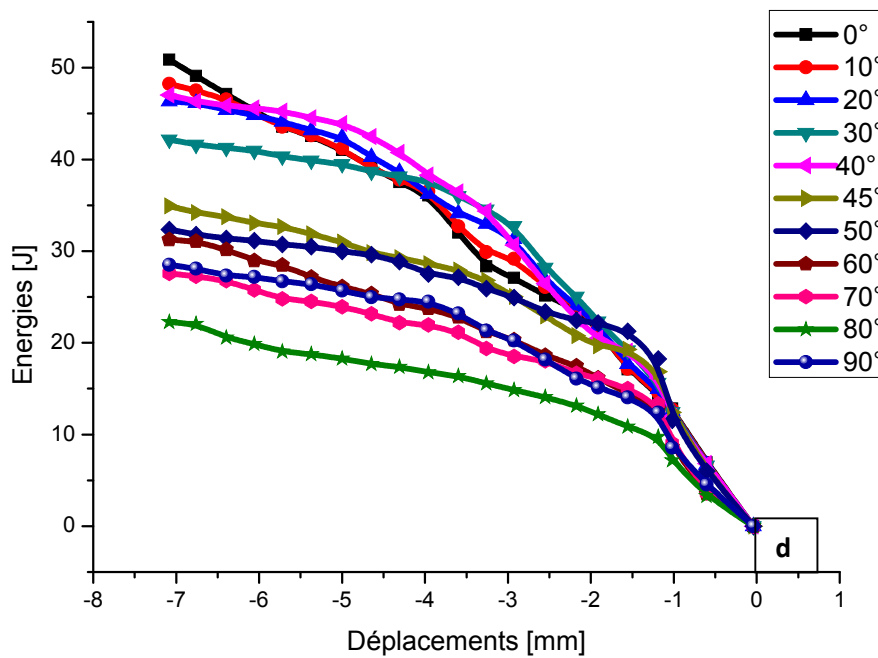
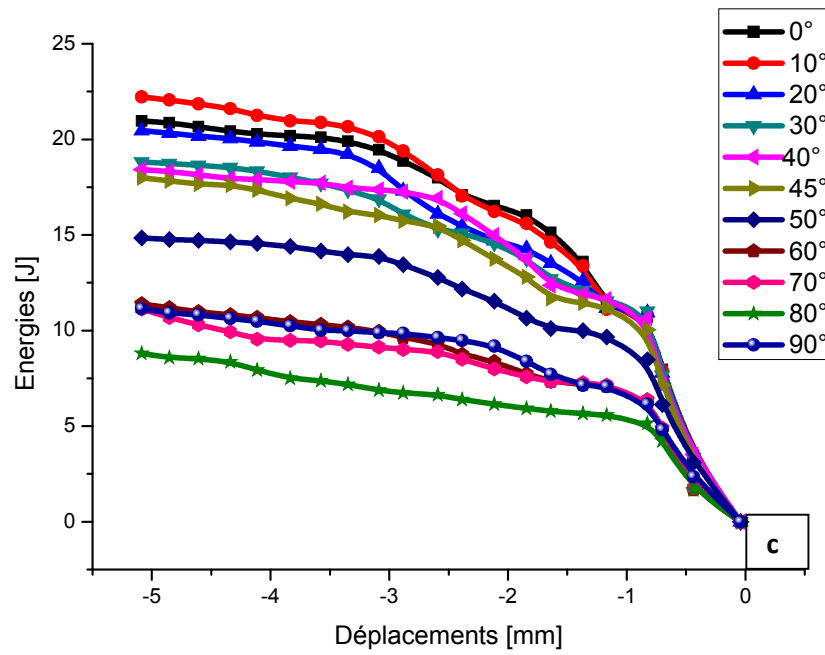


Figure 3.9 : Variation du déplacement du point de contact en fonction du temps pour différentes vitesses et pour une orientation des fibres $\alpha=0^\circ$.

La figure 3.9 illustre la variation du déplacement du point de contact en fonction du temps et pour différentes vitesses. On note que la courbe a l'allure d'une fonction linéaire dont la pente est la vitesse de déplacement de l'impacteur. On constate que le déplacement maximal du point de contact dépend de la vitesse de l'impacteur et il est déterminé pour un temps de calcul imposé égale à 0.1s.

A.3 Variation de l'énergie de dissipation





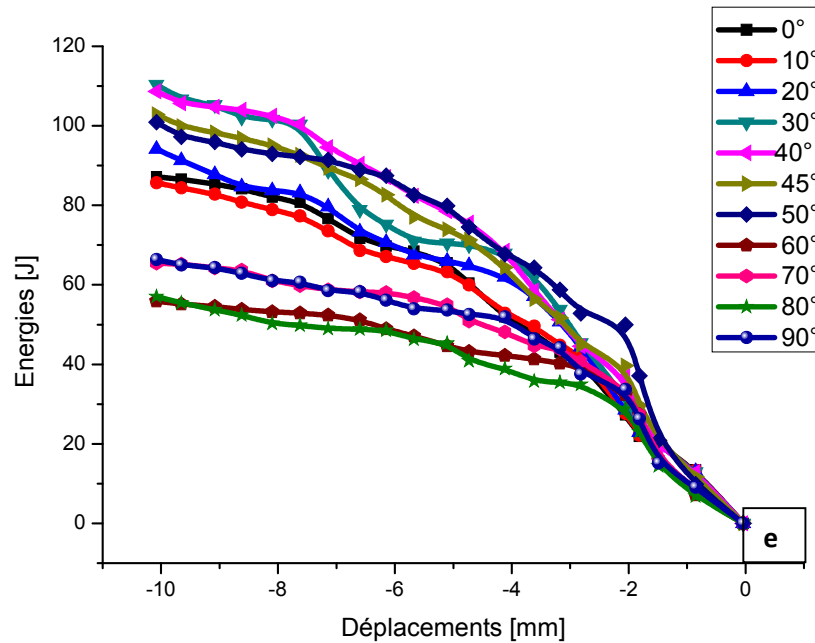
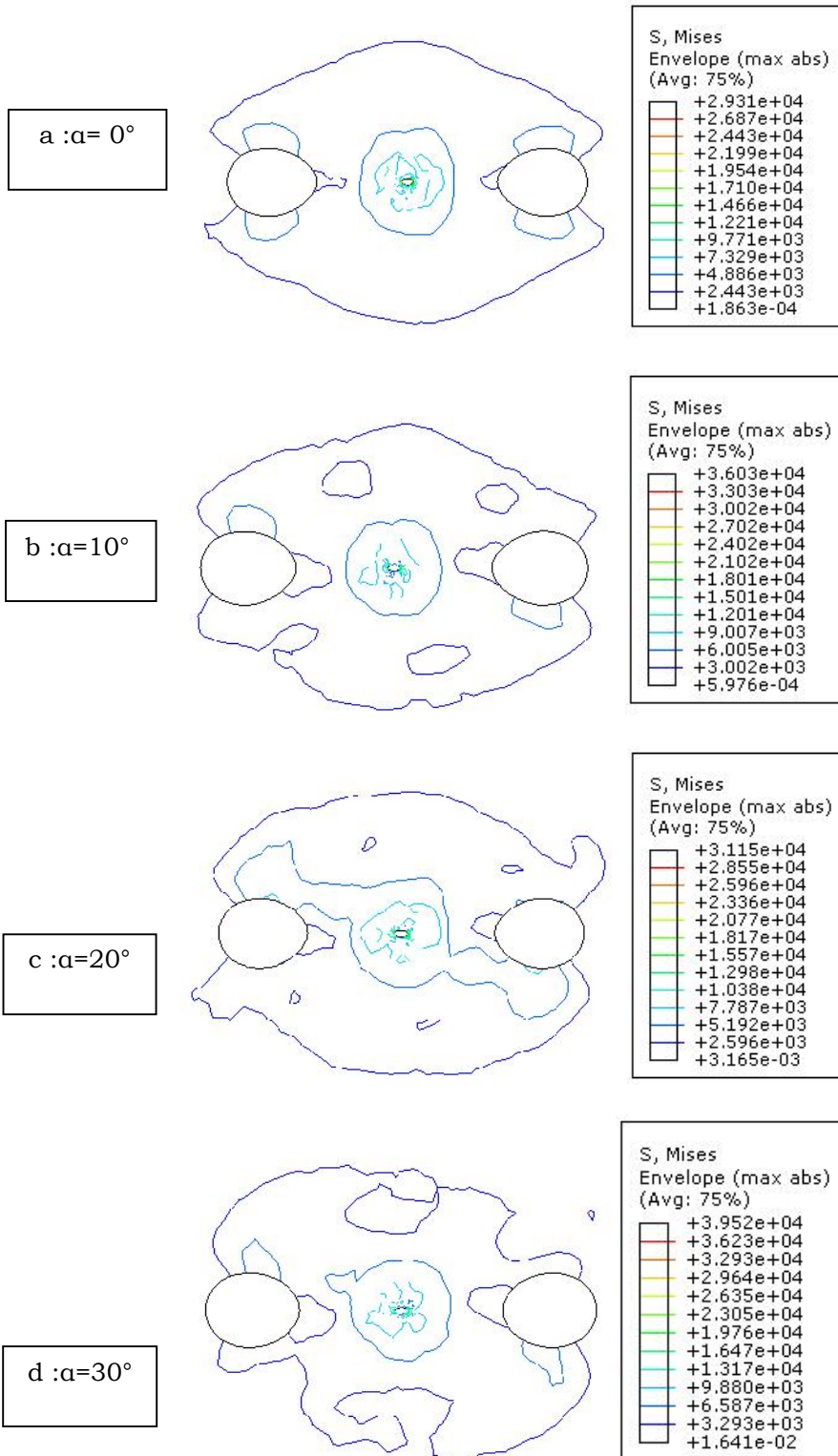


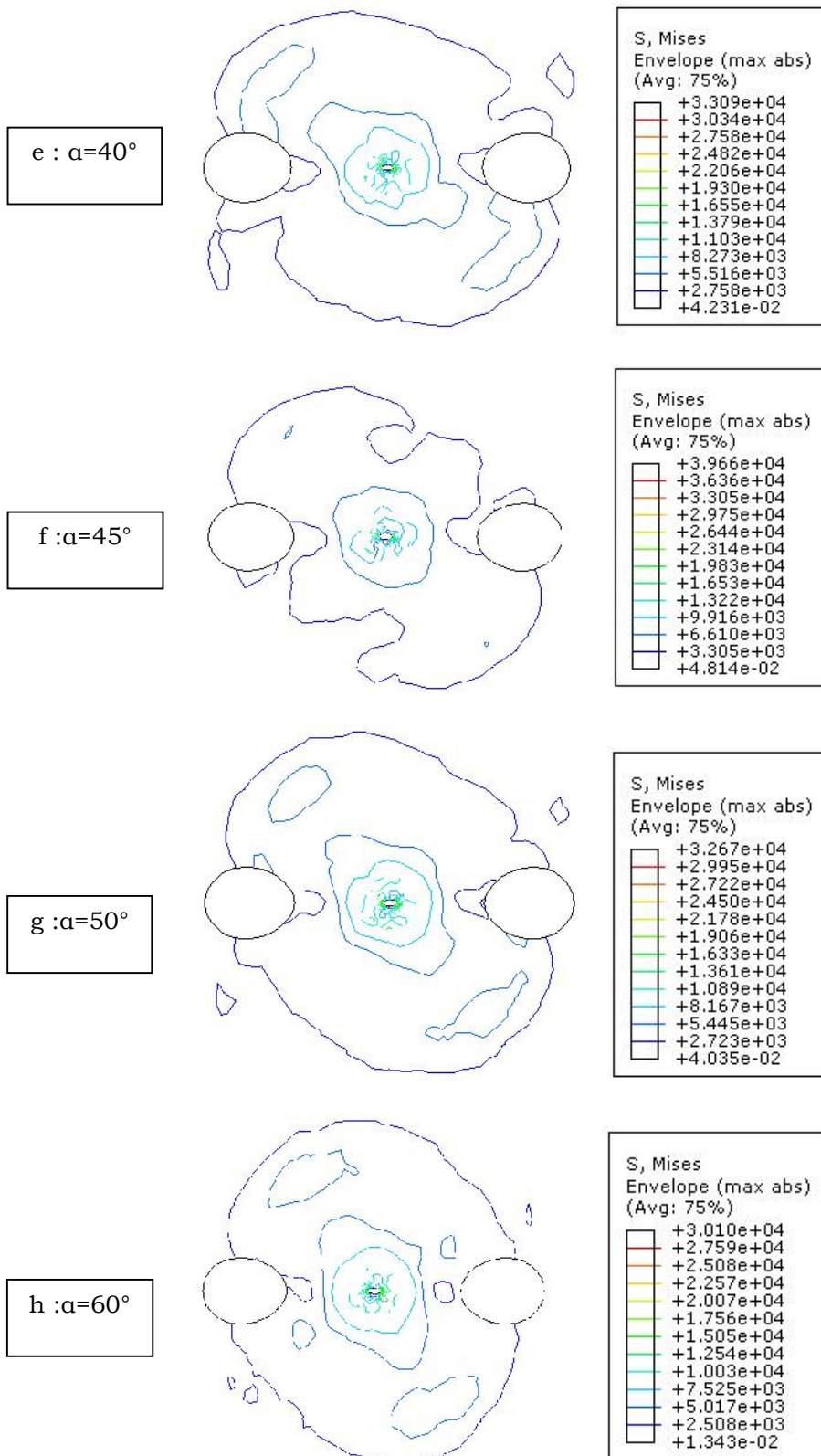
Figure 3.10: Variation de l'énergie de dissipation en fonction du déplacement pour différentes orientations des fibres et pour chaque vitesse d'impact.
(a=10m/s ; b=30m/s ; c=50m/s ; d=70m/s ; e=100m/s)

Les figures 3.10(a ; b ; c ; d et e) illustrent la variation de l'énergie de dissipation dans le matériau composite en fonction de l'orientation des plis de la plaque et pour différentes vitesses. Quelque soit l'orientation des fibres, on remarque qu'au premier contact de l'impacteur avec la plaque, l'énergie de dissipation est totalement nulle. Cette énergie augmente avec l'accroissement du déplacement de l'ensemble plaque/impacteur pour atteindre une valeur maximale du déplacement qui correspond au temps imposé. Quelque soit la vitesse de l'impacteur, on note que seulement 2% de l'énergie cinétique est transformée en une énergie de déformation du matériau composite. On constate que pour des vitesses supérieures à 30 m/s, l'orientation des plis sous un angle de 80° favorise l'augmentation de la résistance mécanique du matériau composite.

B. Modèle avec fissure intermédiaire

B.1 Effet de l'orientation des fibres sur le contour de la surface endommagée pour une vitesse d'impact de 50 m/s.





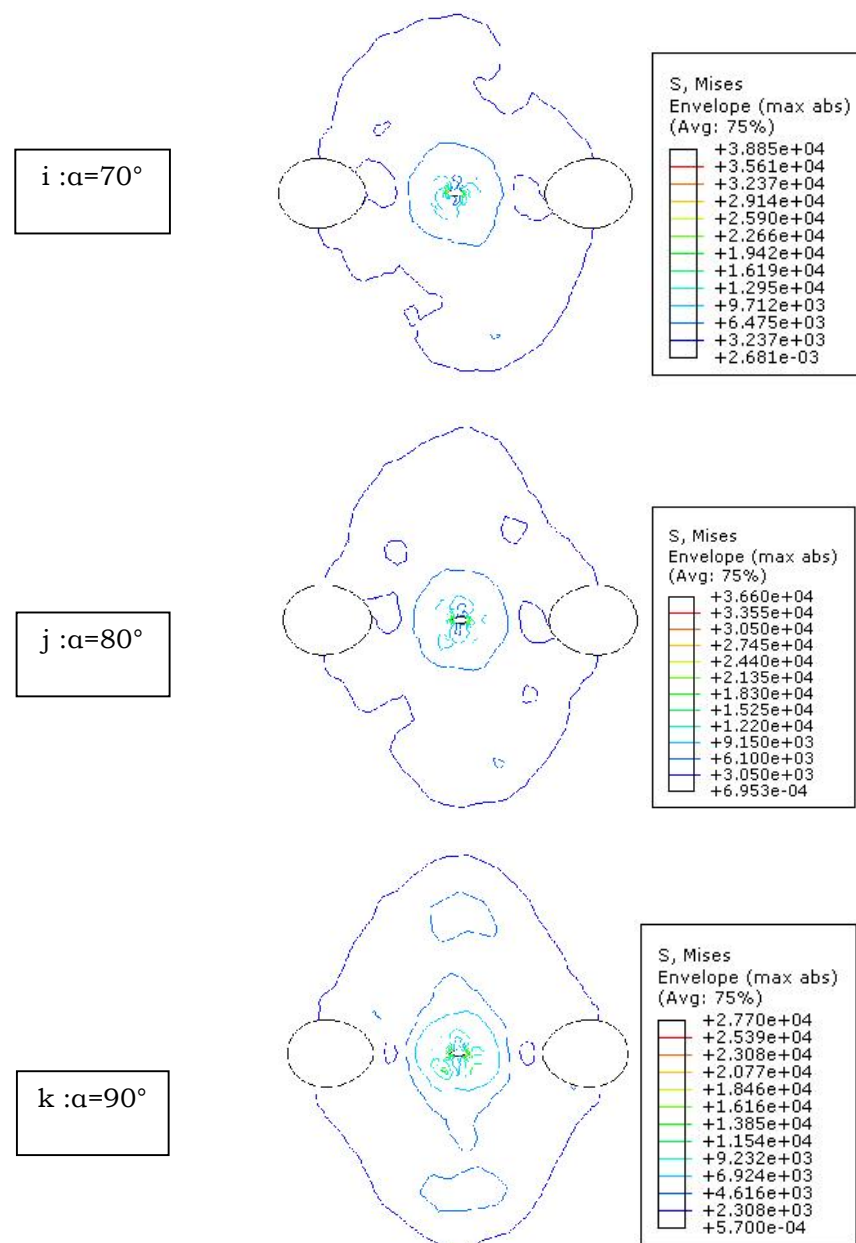
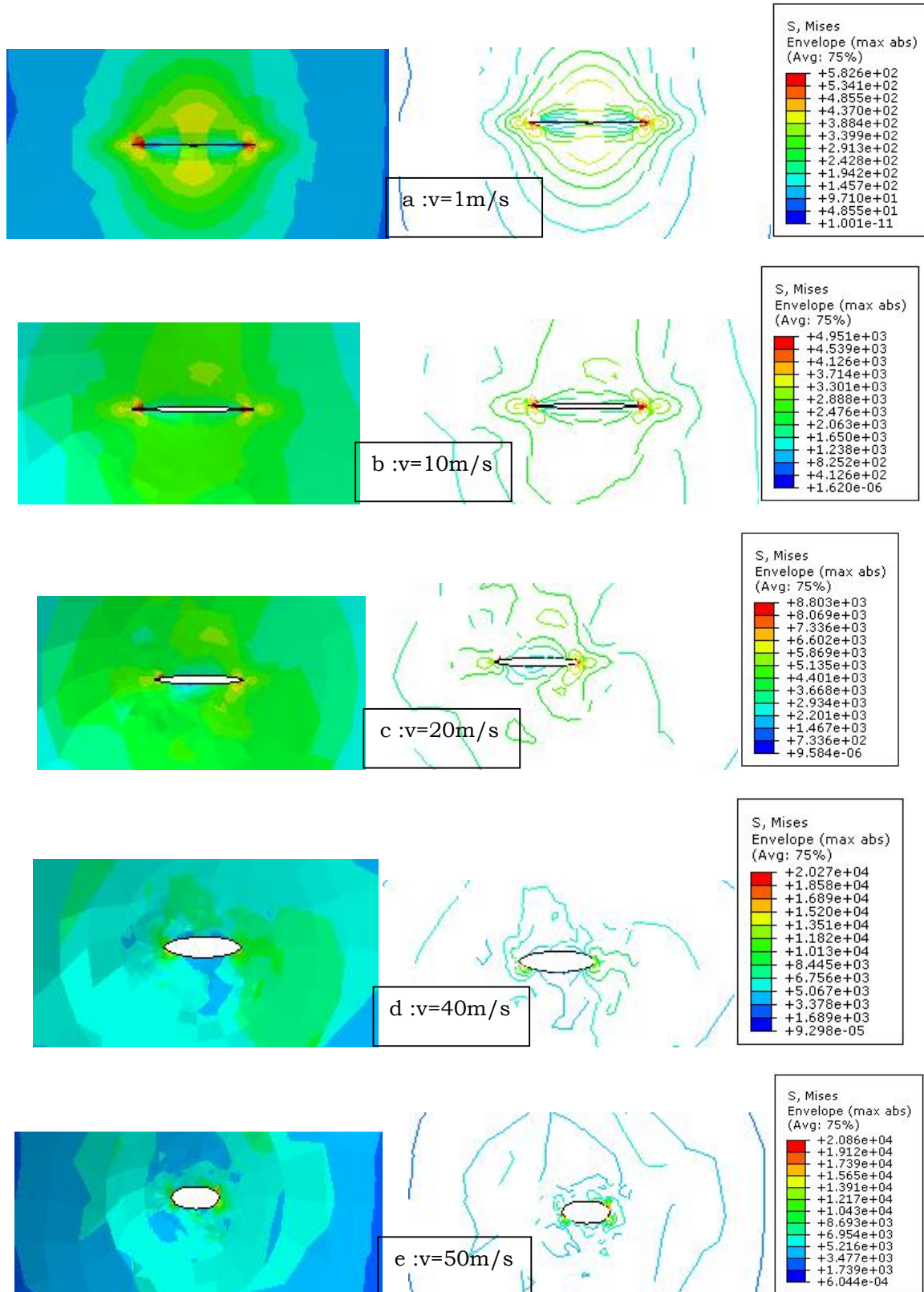


Figure 3.11: Contour de la zone endommagée pour différentes orientations des fibres et pour une vitesse d'impact de 50 m/s. a : $\alpha=0^\circ$; b : $\alpha=10^\circ$; c : $\alpha=20^\circ$; d : $\alpha=30^\circ$; e : $\alpha=40^\circ$; f : $\alpha=45^\circ$; g : $\alpha=50^\circ$; h : $\alpha=60^\circ$; i : $\alpha=70^\circ$; j : $\alpha=80^\circ$; k : $\alpha=90^\circ$

Les figures 3.11(a, b, c, d, e, f, g, h, i, j et k) représentent les contours des différentes zones endommagées pour chaque orientation des fibres avec une vitesse d'impact constante de 50 m/s. On constate que la surface endommagée change de forme et suit respectivement chaque orientation dans leur direction.

B.2 Effet de la vitesse d'impact sur l'ouverture de la fissure.



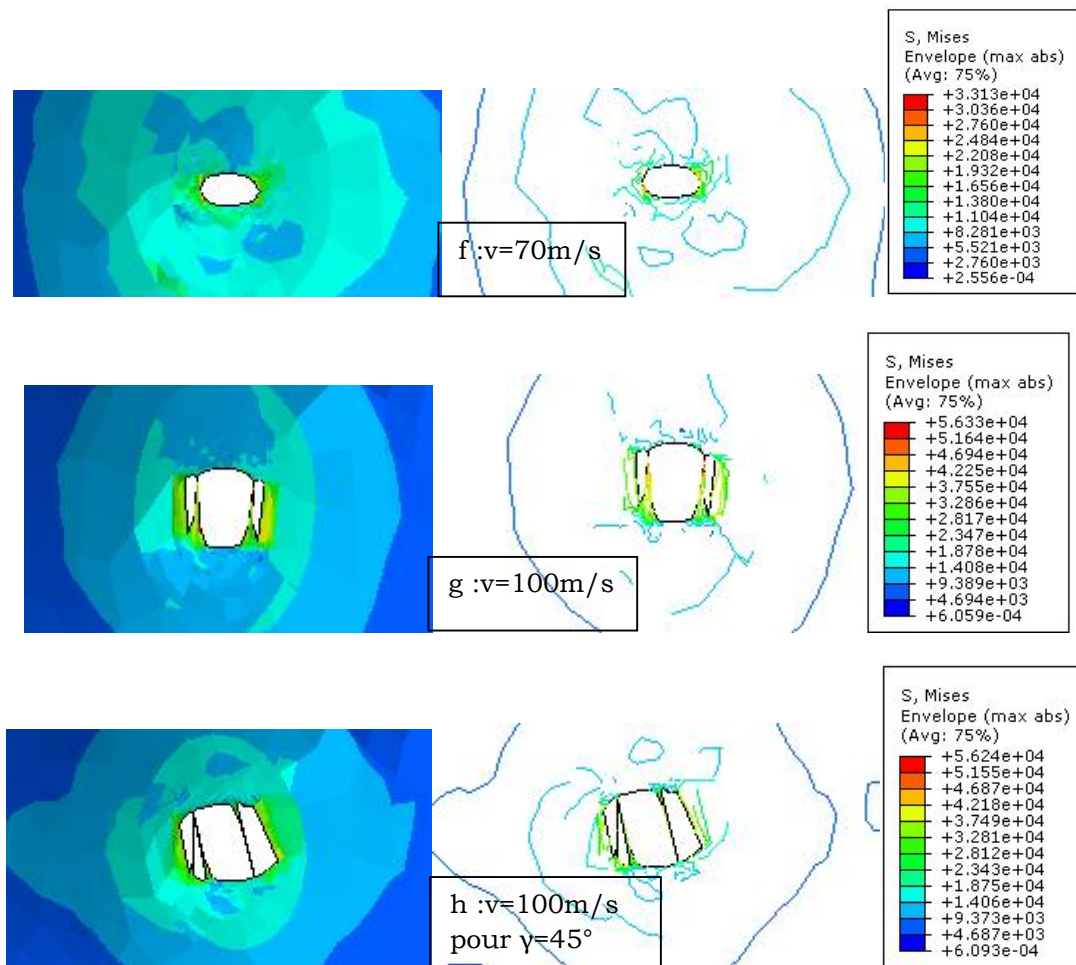


Figure 3.12 : Contour de l'ouverture de la fissure pour différentes vitesses d'impact et pour l'orientation des fibres $\alpha=0^\circ$ et pour $\gamma=0^\circ$. a : $v=1\text{m/s}$; b : $v=10\text{m/s}$; c : $v=20\text{m/s}$; d : $v=40\text{m/s}$; e : $v=50\text{m/s}$; f : $v=70\text{m/s}$; g : $v=100\text{m/s}$; (h : $v=100\text{m/s}$ pour $\gamma=45^\circ$)

Les figures 3.12 (a, b, c, d, e, f, g et h) représentent les contours de la contrainte équivalente de Von Mises ainsi que l'ouverture de la fissure pour différentes vitesses. On observe que la surface endommagée et l'ouverture de la fissure augmentent avec l'accroissement de la vitesse de l'impacteur.

B.3 Variation de la contrainte équivalente de Von Mises

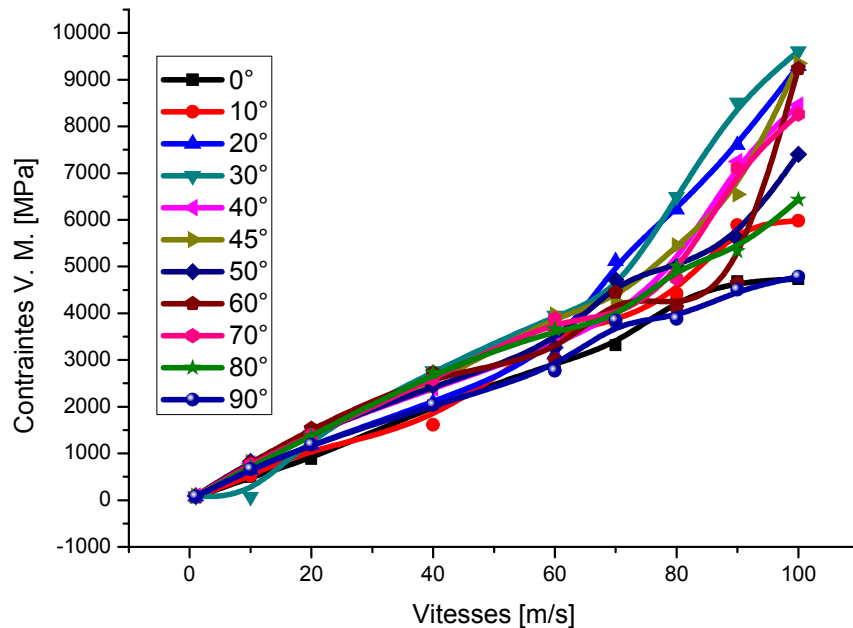


Figure 3.13 : Variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la vitesse de l'impacteur

La figure 3.13 illustre la variation de la contrainte équivalente de Von Mises maximale en fonction de la vitesse de l'impacteur pour différentes orientations des fibres. On remarque que la contrainte équivalente maximale augmente progressivement avec l'augmentation de la vitesse de l'impact. L'orientation des fibres sous un angle $\pm 45^\circ$ engendre pour chaque vitesse une contrainte équivalente élevée. Cependant, les plis orientés à 0° et 90° conduisent à des contraintes équivalentes de faibles intensités.

B.4 la surface endommagée

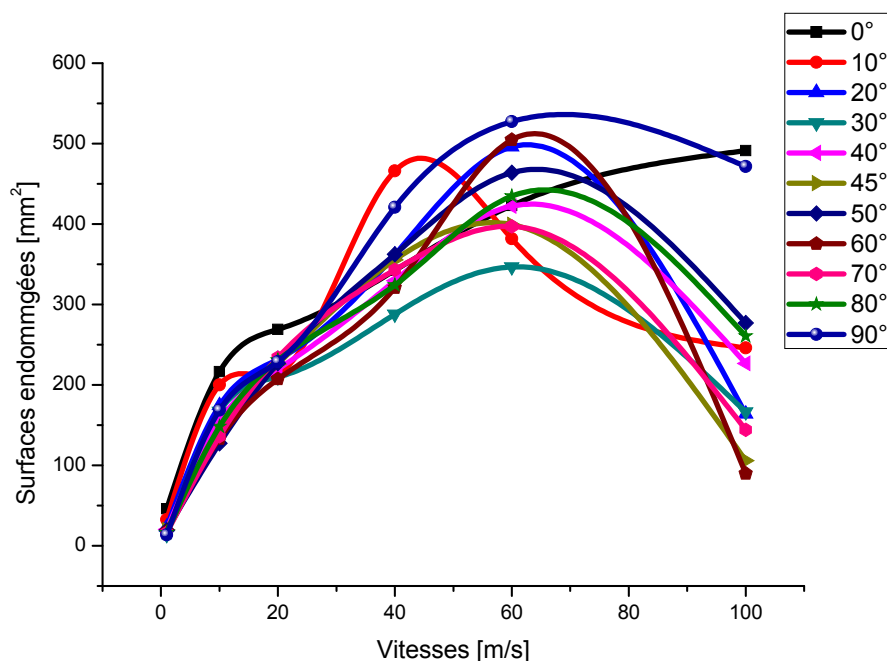


Figure 3.14 : Variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur

La figure 3.14 illustre la variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur et pour différentes orientations des fibres. On remarque que la surface endommagée atteint une valeur maximale lorsque la vitesse de l'impacteur est de 60m/s. Au-delà de cette dernière la surface endommagée commence à diminuer. Ce qui explique que l'ouverture de la fissure entraîne la diminution de la surface endommagée pour une vitesse supérieure à 60 m/s. Ce phénomène contribue à l'affaiblissement de la résistance du matériau. Relativement aux autres orientations des plis, on note que l'orientation des fibres à 30° mène à une faible surface endommagée.

- **Critère de Hashin**

Pour déterminer le contour de la surface endommagée, on a pris en considération le critère rupture de Hashin. Il a formulé des critères de rupture en trois dimensions pour les composites unidirectionnelles où il a

supposé quatre modes de rupture pour le composite à fibres longs ; rupture de la fibre en cas de traction et compression et rupture de la matrice en cas de traction et compression

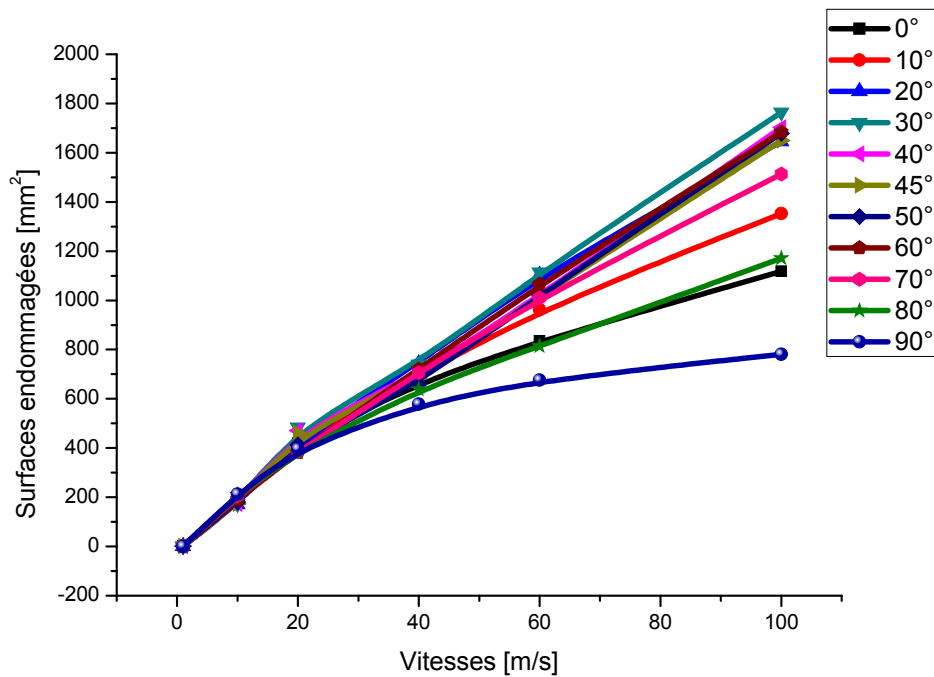


Figure 3.15 : Variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur dans le cas de la traction des fibres

La figure 3.15 illustre la variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur pour différentes orientations des fibres dans le cas de la traction des fibres. Cette figure montre que pour des vitesses allant de 0 m/s jusqu'à 20 m/s, la surface endommagée dans le cas de la traction des fibres prend une allure d'une droite linéaire et cela pour toutes les orientations des fibres. Cela veut dire que dans cet intervalle l'orientation des fibres n'a aucune influence sur la surface endommagée. Pour des vitesses supérieures à 20 m/s, on constate que l'orientation des fibres a un

effet sur la surface endommagée et plus particulièrement les plis orientés à 90° donnent naissance à de faible surfaces endommagées.

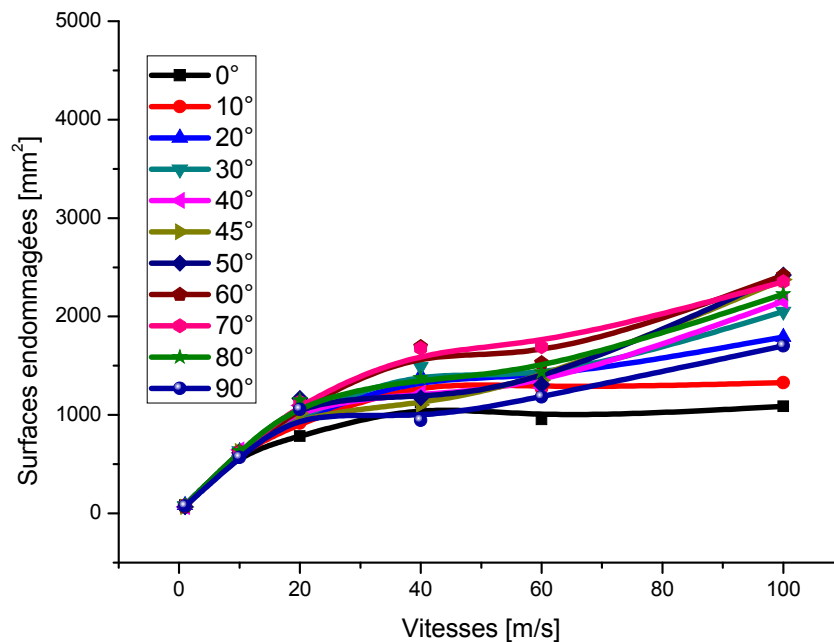


Figure 3.16 : Variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur dans le cas de la traction de la matrice

La figure 3.16 illustre la variation de la surface endommagée en fonction de la vitesse de l'impacteur pour différentes orientations des fibres dans le cas de la traction de la matrice. Cette figure montre que pour des vitesses allant de 0 m/s jusqu'à 10 m/s, la surface endommagée dans le cas de la traction de la matrice prend une allure d'une droite linéaire et cela pour toutes les orientations des fibres. Pour des vitesses supérieures à 10 m/s, on constate que l'orientation des fibres a un effet sur la surface endommagée et plus particulièrement les plis orientés à 0° donnent naissance à de faibles surfaces endommagées. L'orientation des fibres 0° conduit à des surfaces endommagées stables pour des vitesses supérieures à 30 m/s.

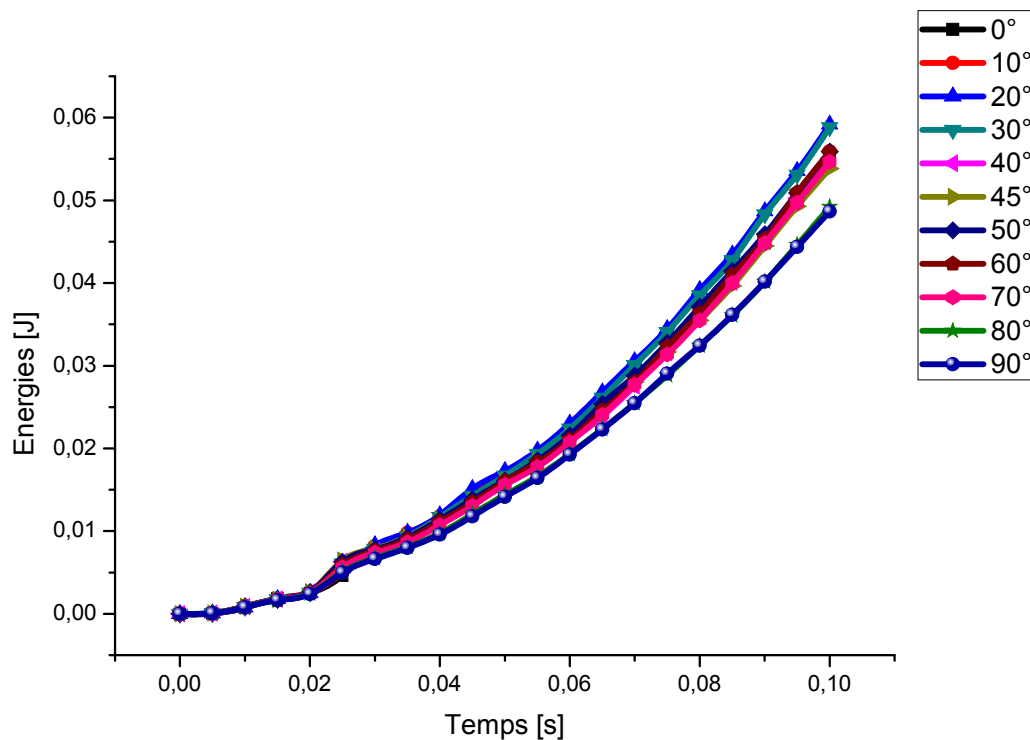
B.5 L'énergie de dissipation

Figure 3.17 : Variation de l'énergie de dissipation en fonction du temps pour différentes orientations des fibres et pour $v=50\text{m/s}$.

La figure 3.17 illustre la variation de l'énergie de dissipation en fonction du temps pour différentes orientation des fibres et pour une vitesse d'impact de 50 m/s. On remarque que lorsqu'il s'agit d'une plaque composite initialement fissurée l'énergie de dissipation est indépendant de l'orientation des fibres. L'énergie de dissipation est presque constant pout un temps inférieur à 0.02 s. Au-delà de cette dernière J augmente avec l'augmentation de t et ceci quelque soit l'orientations des fibres.

C. Modèle avec fissure intermédiaire impacté à grandes vitesses.

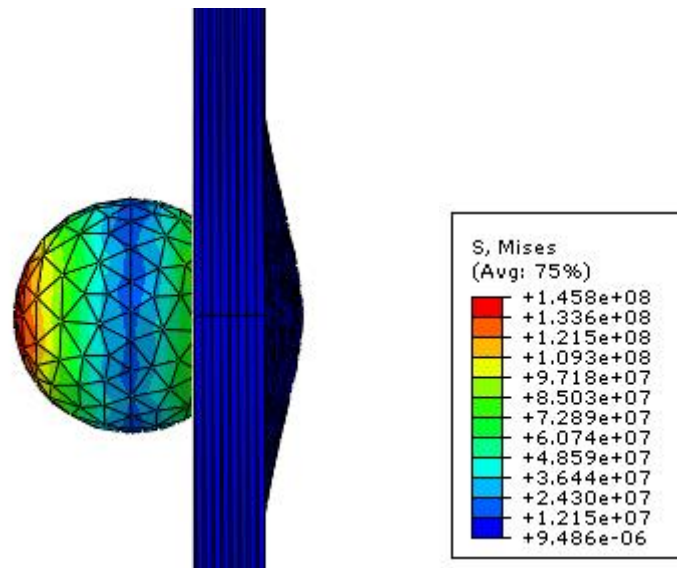
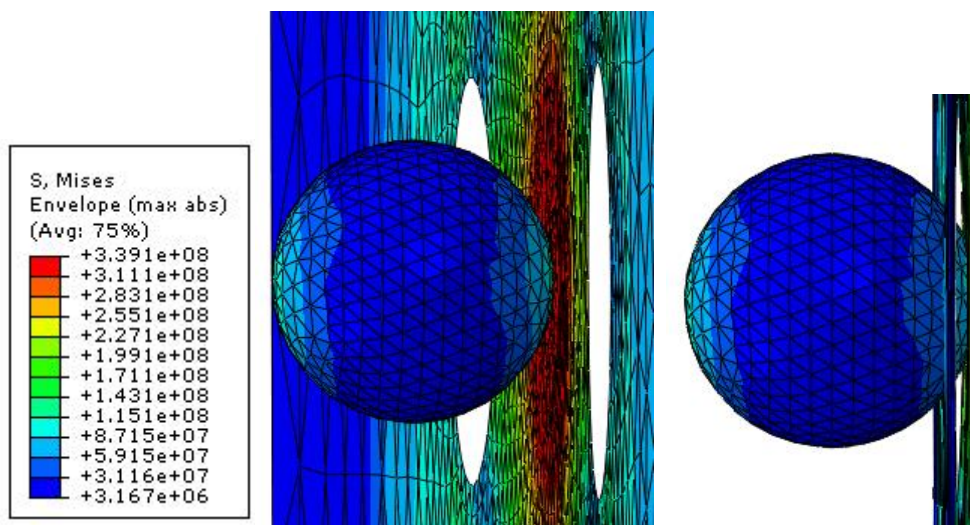
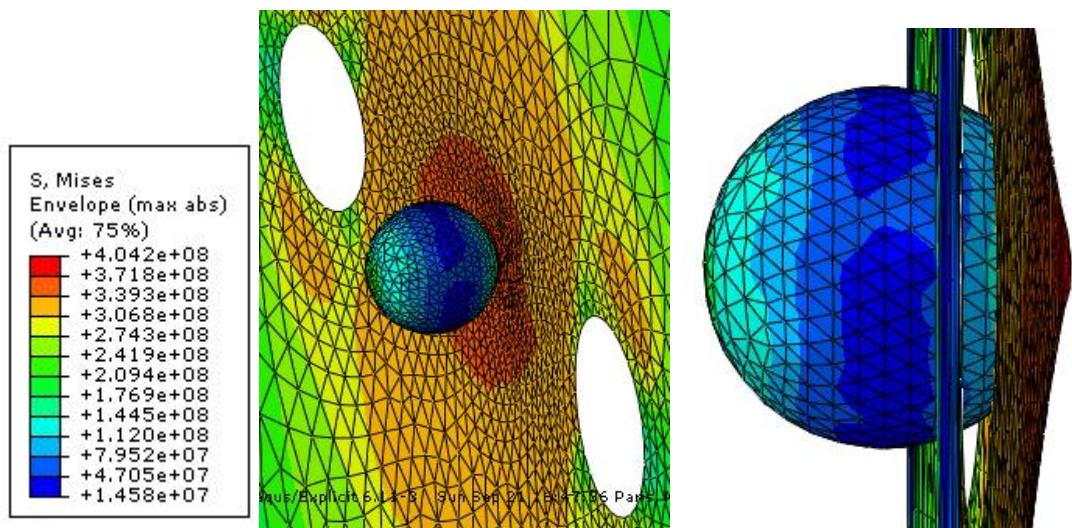


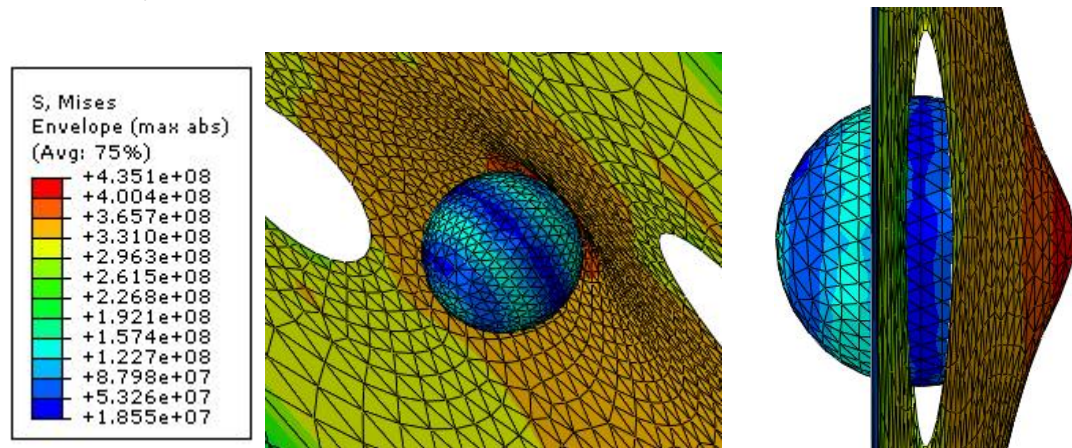
Figure 4.4 : Contour du composite impacté



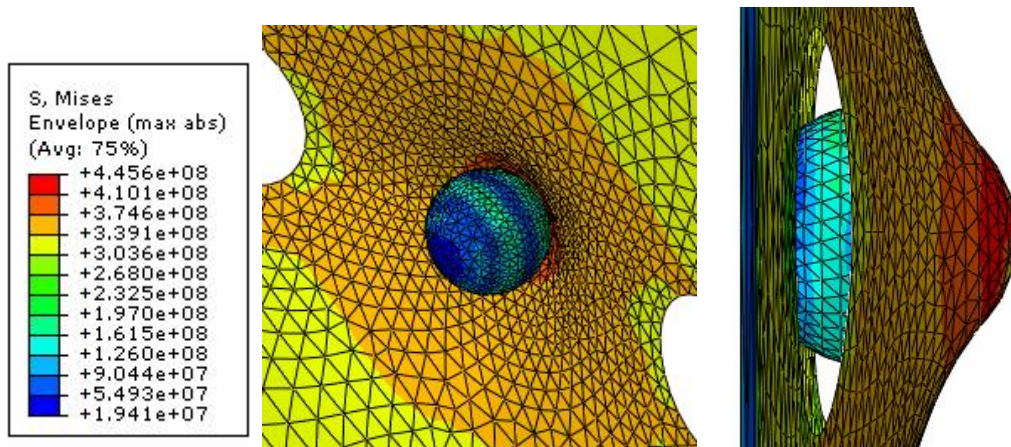
V=10m/s



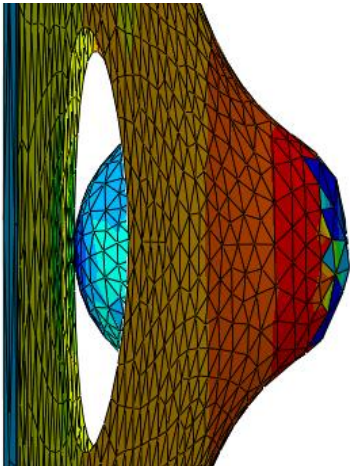
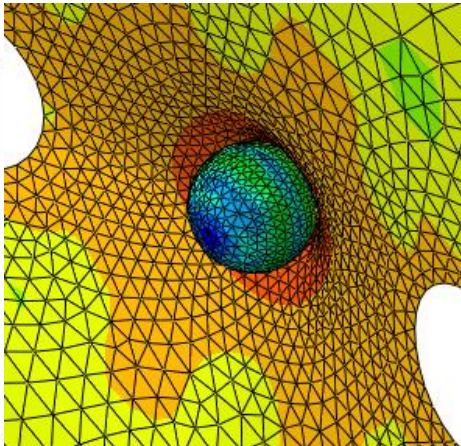
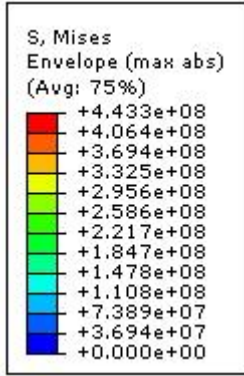
V=30m/s



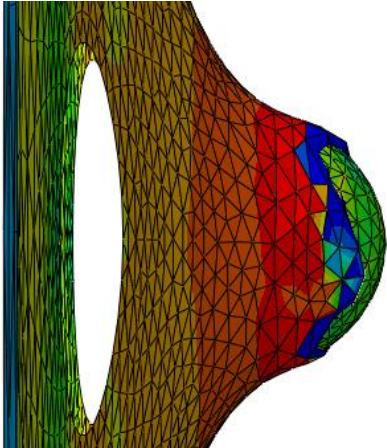
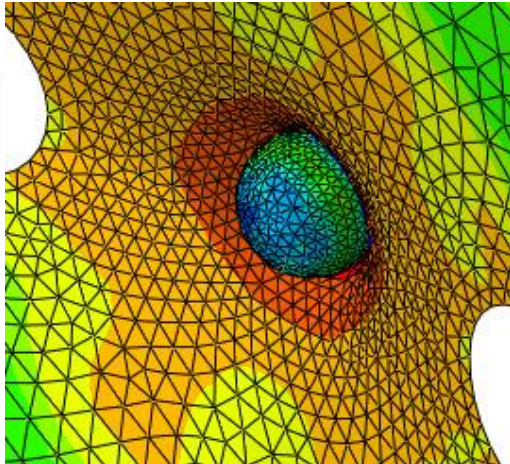
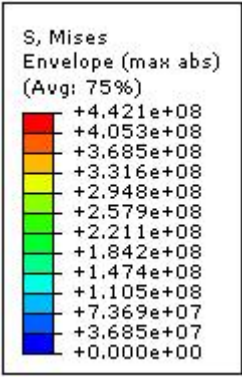
V=50m/s



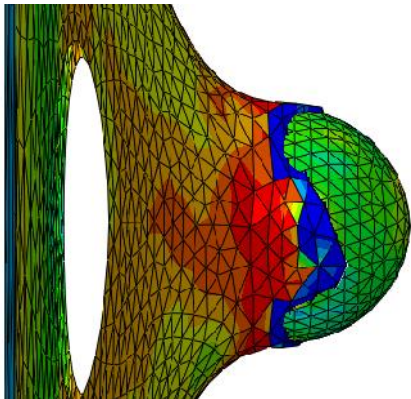
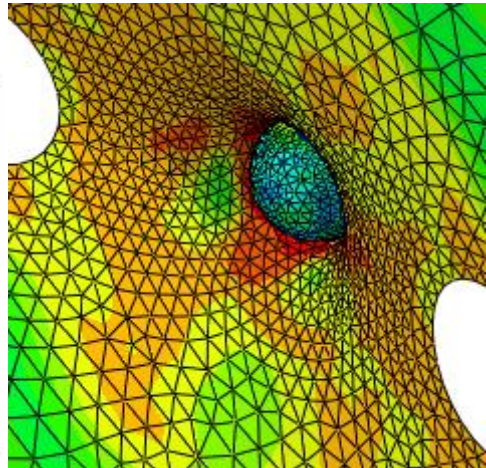
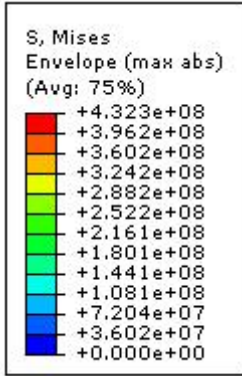
V=70m/s



V=90m/s



V=110m/s



V=130m/s

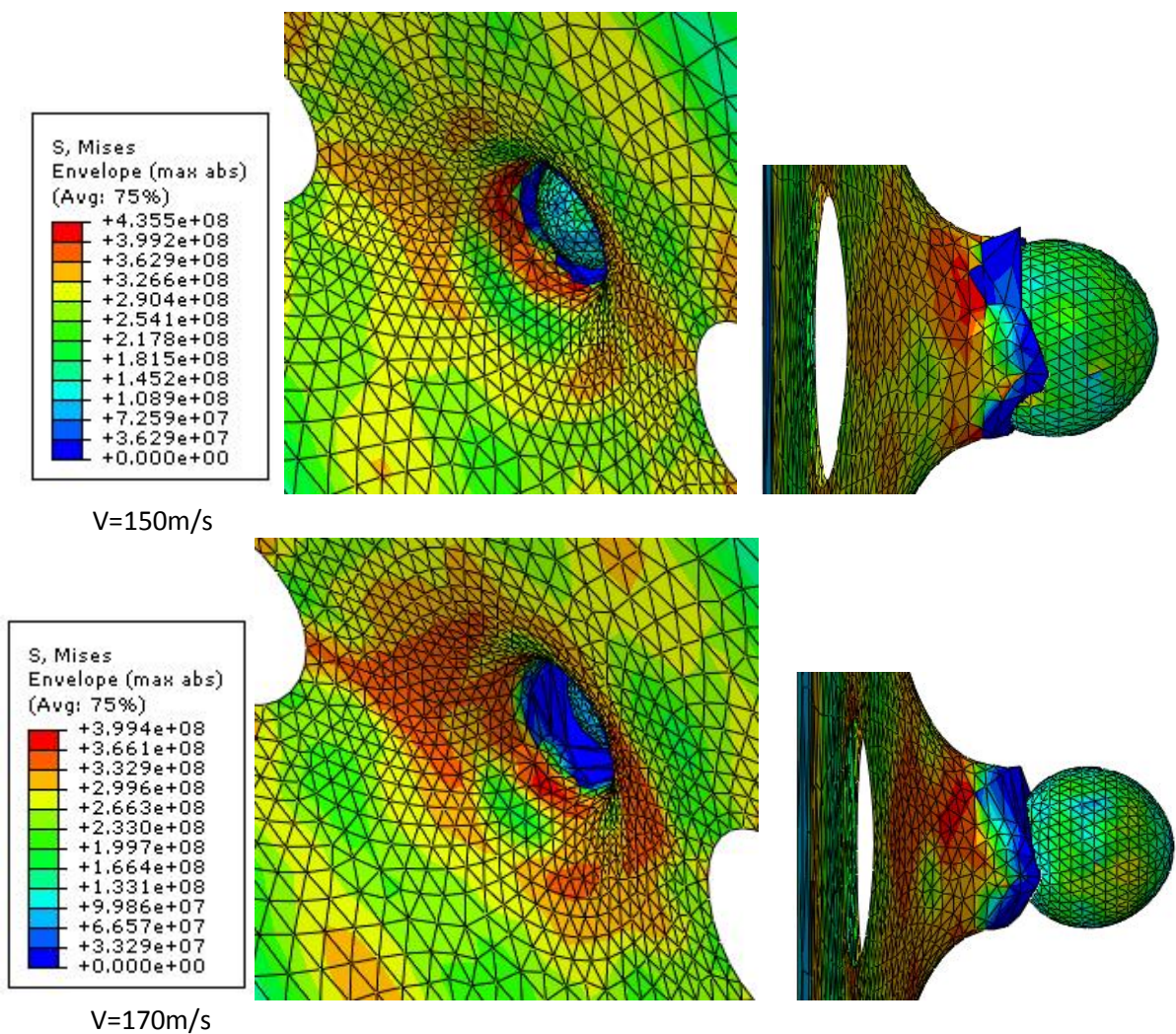


Figure 3.18 : Contour des étapes du composite impacté pour différentes vitesses jusqu'à rupture.

La figure 3.18 représente les contours des étapes du phénomène de l'impact. On constate que au fur et à mesure que la vitesse augmente l'impacteur traverse progressivement le matériau composite jusqu'à rupture.

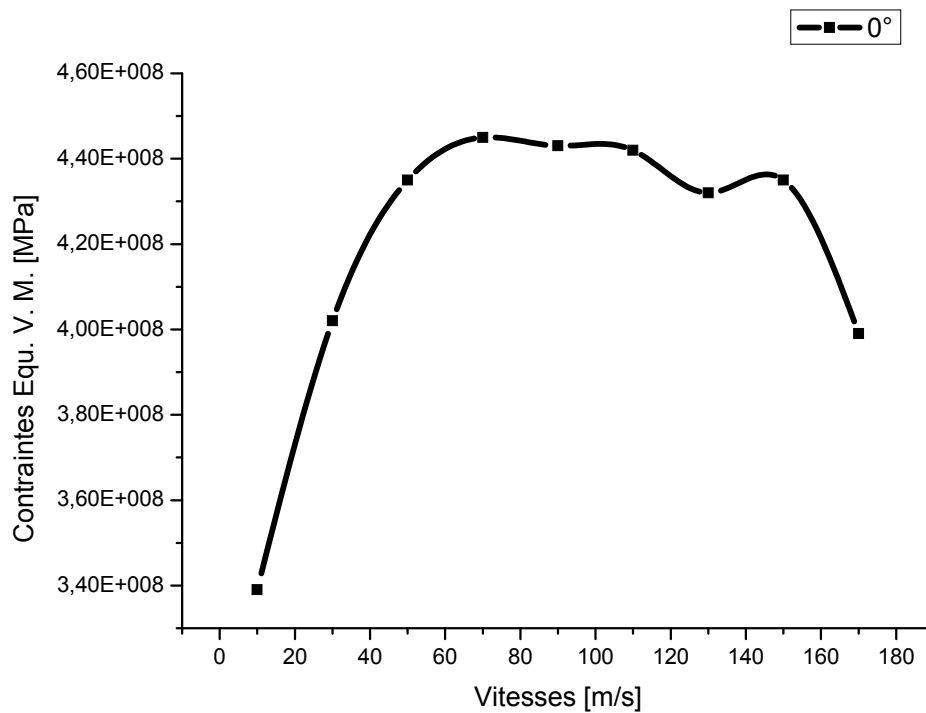


Figure 3.19 : Variation de la contrainte équivalente de V. Mises en fonction de la vitesse d'impacte jusqu'à rupture.

La figure 3.19 illustre la variation de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la vitesse de l'impacteur. On remarque que la contrainte équivalente de Von Mises atteint une valeur maximale lorsque la vitesse de l'impacteur est de 60m/s. Au-delà de cette dernière la contrainte équivalente commence à diminuer jusqu'à la rupture totale du matériau.

CONCLUSION GÉNÉRALE

Conclusion générale :

Lors de ce travail, nous avons étudié le comportement mécanique de trois composites stratifiés croisés, sollicités à une charge statique et dynamique. Nous avons choisi ces trois matériaux parce que leurs propriétés mécaniques sont disponibles dans la littérature : Graphite/Epoxy, Bore/Epoxy et Glace/Epoxy. Notre étude numérique a pour but d'analyser :

a/ sous sollicitation statique

- Le facteur de concentration de contraintes sous l'effet des paramètres tel que l'interaction entaille-entaille sans fissure sur le facteur de concentration de contraintes pour les trois positions des cavités (horizontale, latérale et incliné d'un angle de 45°).
- L'effet de l'orientation de la fissure sur le taux de restitution d'énergie ne variant plusieurs facteurs.

b/ sous sollicitation dynamique

- L'effet de la vitesse d'impact sur le matériau composite étudiés en prenant en compte plusieurs séquences d'empilements.

Cette étude nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

- L'interaction entaille-entaille a une grande influence sur la variation du facteur de concentration de contraintes d'une part au niveau de la zone de séparation des deux entailles circulaires qui occupent les positions horizontales et inclinés d'un angle de 45° et d'autre part au niveau des parties convexes des deux cavités latérales. L'éloignement des deux entailles conduit à des contraintes de Von Mises quasiment constantes qui se distribuent de part et d'autre de l'entaille circulaire. Dans le cas où les deux entailles circulaires sont placées latéralement, le composite stratifié croisé (Glace/Epoxy) présente le plus faible facteur de concentration de contraintes et ceci est dû à sa bonne résistance mécanique relative à celles du Graphite/Epoxy et bore/Epoxy.
- L'orientation des fibres a un effet considérable sur la propagation de la fissure. Les fibres orientées entre 70° et 90° renforcent mieux la structure

composite et atténuent la propagation de la fissure quelque soit son orientation.

- Quelque soit l'orientation des fibres, de la fissure ou des deux entailles, le matériau composite stratifié bore/époxyde se comporte mieux que le matériau verre/époxyde en ce qui concerne la propagation de fissure et cela suite aux bonnes caractéristiques mécaniques.
- La variation du taux de restitution d'énergie G des deux matériaux composites verre/époxyde et bore/époxyde en fonction de l'angle β et pour la position des entailles circulaires $\gamma = 90^\circ$, atteint une valeur nulle et ceci quel que soit l'angle β de la fissure. On note également que le taux de restitution est nul pour une fissure orientée selon le sens du chargement, ce qui empêche sa propagation pour les trois positions des entailles circulaires et toutes les orientations des plis.
- la déformée de la plaque au point de contact impacteur/cible est indépendante de l'orientation des fibres. Cependant, l'orientation des fibres influe sur la surface déformée du composite stratifié. L'orientation des plis sous un angle de 90° conduit à une réduction notable de la surface déformée.
- le déplacement de la déformée varie proportionnellement à la vitesse d'impact. Cependant, l'augmentation de la vitesse conduit au changement de l'entaille en passant de la forme circulaire à la forme elliptique.
- le déplacement maximal du point de contact dépend de la vitesse de l'impacteur.
- Quelque soit l'orientation des fibres, on remarque qu'au premier contact de l'impacteur avec la plaque, l'énergie de dissipation est totalement nulle. Cette énergie augmente avec l'accroissement du déplacement de l'ensemble plaque/impacteur pour atteindre une valeur maximale du déplacement qui correspond au temps imposé. Quelque soit la vitesse de l'impacteur, on note que seulement 2% de l'énergie cinétique est transformée en une énergie de déformation du

matériau composite. On constate que pour des vitesses supérieures à 30 m/s, l'orientation des plis sous un angle de 80° favorise l'augmentation de la résistance mécanique du matériau composite.

- la surface endommagée change de forme et suit respectivement chaque orientation dans leur direction.
- la surface endommagée atteint une valeur maximale lorsque la vitesse de l'impacteur est de 60m/s. Au-delà de cette dernière la surface endommagée commence à diminuer. Ce qui explique que l'ouverture de la fissure entraîne la diminution de la surface endommagée pour une vitesse supérieure à 60 m/s. Ce phénomène contribue à l'affaiblissement de la résistance du matériau. Relativement aux autres orientations des plis ; on note que l'orientation des fibres à 30° mène à une faible surface endommagée.
- L'orientation des fibres 0° conduit à des surfaces endommagées stables pour des vitesses supérieures à 30 m/s.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

References bibliographiques:

- [01] R.M. Jones. Mechanics of composite materials, Mc Graw-Hill Company, 1975
- [02] M. Bader, J. Bailey, P. Curtis et A. Parvizi : The mechanisms of initiation and development of damage in multi-axial fibre reinforced plastics laminates. Dans Proc. 3rd Conference on Mechanical Behavior of Materials, 1979.
- [03] J. Bailey et A. Parvizi : On fiber debonding effects and the mechanism of transverse-ply failure in cross ply laminate of glass/fiber/thermoset composites. Journal of Material Science, p. 649–659, 1981.
- [04] A. Parvizi, K. Garrett et J. Bailey : Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates. Journal of Material Science, 13:195–201, 1978.
- [05] P. Ladevèze : Multiscale modelling of damage and fracture processes in composite materials, chap. Multiscale computational damage modelling of laminated composites. SpringerWien New York, CISM courses and lectures 474 édn, 2005.
- [06] D. Violeau, P. Ladevèze et G. Lubineau : Micromodel-based simulations for laminated composites. Composites Science and Technology, 60:1364–1371, 2008.
- [07] L.M. Kachanov. Time of the rupture process under creep conditions. Akad. Nauk. SSR. Otd. Tekh. Nauk., vol. 8, pages 26–31, 1958.
- [08] Schiavon I. Suivi de l'endommagement en fatigue d'un composite verre-époxy de unidirectionnel par mesures mécaniques et émission acoustique. Thèse Lyon : INSA de Lyon, 1989, 154 p.
- [09] Patel S.R. Durability of hygro thermally aged graphite/epoxy woven composite under combined hygro thermal conditions”, International Journal of Fatigue 24
- [10] Bonnet B. Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005.
- [11] KIM, R.Y. « Fatigue strength. » Dans : Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 436-444. ISBN 0871702797 (v.1).

- [12] HORTON, R.E. & McCARTY, J.E. « Damage tolerance of composites. » Dans : Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 259-267. ISBN 0871702797 (v.1).
- [13] WILLIAMS, J.G. « Fracture mechanics of anisotropic materials. » Dans : Application of fracture mechanics to composite materials. Ed. par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 3-38.
- [14] O'BRIEN, T.K. « Interlaminar fracture toughness : the long and winding road to standardization. » Composites part B : Engineering, 1998, vol. 29, p. 57-62.
- [15] DAVIES, P., BLACKMAN, B.R.K. & BRUNNER, A.J. « Standard test methods for delamination resistance of composite materials: Current status. » Applied composite materials, 1998, vol. 5, p. 345-364.
- [16] MASTERS, J.E. « Basic failure modes of continuous fiber composites. » Dans : Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 781-785. ISBN 0871702797 (v.1).
- [17] SCHULTE, K. & STINCHCOMB, W.W. « Damage mechanisms – including edge effects - in carbon fibre-reinforced composite materials. » Dans : Application of fracture mechanics to composite materials. Ed. Par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 273-325.
- [18] D. Liu et L.E. Malvern. *Matrix cracking in impacted glass/epoxy plates*. Journal of Composite Materials, vol. 21, pages 594–609, 1987.
- [19] M.O.W Richardson et M.J. Wisheart. *Review of low-velocity impact properties of composite materials*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 27, no. 12, pages 1123 – 1131, 1996.
- [20] S.P. Joshi et C.T. Sun. *Impact induced fracture in laminated composite*. Journal of Composite materials, vol. 19, pages 51–66, 1985.
- [21] E. Wu et K. Shyu. *Response of Composite Laminates to Contact Loads and Relationship to Low-Velocity Impact*. Journal of Composite Materials, vol. 27, no. 15, pages 1443–1464, 1993.
- [22] W. Cui et W.R. Wisnom. *A combined stress-based and fracture mechanics-based model for predicting delamination in composites*. Composites, vol. 24, no. 6, pages 467 – 474, 1993.
- [23] F.J. Guild, P.J. Hogg et J.C. Prichard. *A model for the reduction in compression strength of continuous fibre composites after impact*

- damage*. Composites, vol. 24, no. 4, pages 333 – 339, 1993.
- [24] G. Dorey. *Impact damage in composites - development, consequences and prevention*. In 6th international conference on composite materials, 1988.
- [25] M. Kaminski et J.F. Maire. *Tolérance aux dommages des structures composites impactées : un état des lieux*. In Tolérance aux dommages sur les structures composites (impact faible énergie), 2009.
- [26] S. W. Tsai et E. M. Wu : A general theory for anisotropic materials. Journal of Composite Materials, 5:58–80, 1971.
- [27] Z. Hashin. *Failure criteria for unidirectional fiber composites*. Journal of applied mechanic, vol. 47, pages 329–334, 1980.
- [28] Ladevèze, P. and E.L. Dantec, *Damage modelling of the elementary ply for laminates composites*. Composites Science and Technology, 1992. 43(3): p. 257-268.
- [29] Hochard, C., *Optimum design of laminated composite structures*. Composite Structures, 2004. 63(2): p. 159-165.
- [30] Lahellec, N., C. Bordreuil, and C. Hochard. *Etude de critères non locaux pour la rupture fragile de composites stratifiés à fibres de carbonés*. Colloque National MECAMAT, Mécanismes et Mécanique des Matériaux et Structures à Longueur interne : Comportement et Effets d'Echelles. 2004. Aussois
- [31] Christophe BOIS, *Mesure et Prévision de l'Évolution des Endommagements dans les Composites Stratifiés*. UNIVERSITÉ DE LA MÉDITERRANÉE AIX-MARSEILLE II,
- [32] B.P. Shastry, G.V. Raj, *Fibre Science and Technology* 10 (1977) 151–154.
- [33] TODO, M. – JAR, P. Y. B., *Study of Mode-I Interlaminar Crack Growth in DCB Specimens of Fibre-Reinforced Composites*, *Composites Science and Technology*, 58 (1998), pp. 105–118.
- [34] D. Ouinas, A. Hebbar, Z. Ramdane, A. Flitti, M. Sahnoun, « Analyse du facteur de concentration de contraintes dans une plaque stratifiée en présence d'une entaille circulaire » CIMSC'09 usto, 08-10 Novembre 2009.
- [35] X. Xiwu, S. Liangxin, F. Xuqi, *Computers and Structures* 57 (1995) 29–34.

- [36] T. Iwaki, International Journal of Engineering Sciences 18 (1980) 1077–1090.
- [37] Smith B. W., "Fractography for continuous fiber composites", dans: "Engineered materials handbook", volume 1: composite, Ohio, USA, ASM International, pp: 786-793, ISBN 0871702797 (v.1), 1993.
- [38] TODO, M. – JAR, P. Y. B. – TAKAHASHI, K., Initiation of a Mode-II Interlaminar Crack from an Insert Film in End-Notched Flexure Composite Specimen, *Composites Science and Technology*, 60 (2000), pp. 263–272
- [39] H. Mahiou, A. Bekaou, *Composites Science and Technology* 57 (1997) 1661–1672.
- [40] P.L. Marcin et all, « Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures », Thèse ;29 novembre 2010.
- [41] P.O Sjöblom, J.T Hartness et T.M. Cordell. *On low-velocity impact testing of composite materials*. Journal of Composite Materials, vol. 22, pages 30–52, 1988.
- [42] K.N. Shivakumar, W. Elber et W. Illg. *Prediction of low-velocity impact damage on thin circular laminates*. Journal of American Institute of aeronautics and Astronautics, vol. 23, pages 442–449, 1985.
- [43] W.J. Cantwell et J. Morton. *The impact resistance of composite materials - a review*. Composites, vol. 22, pages 347–362, 1991.
- [44] S. Abrate. *Impact on laminated composite materials*. Applied Mechanics Reviews, vol. 44, pages 155–190, 1991.
- [45] DAVIES, P., BLACKMAN, B.R.K. & BRUNNER, A.J. « Mode II delamination. » Dans : Fracture mechanicstestingmethods for polymers, adhesives, and composites. Ed. par D.R. MOORE, A. PAVAN & J.G. WILLIAMS. Oxford, Royaume-Uni : Elsevier Science Ltd., 2001, p. 307-333.
- [46] R. Olsson. *Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, vol. 31, no. 8, pages 879 – 887, 2000.
- [47] S. Abrate. *Modeling of impacts on composite structures*. Composite Structures, vol. 51, no. 2, pages 129 – 138, 2001.

- [48] H.Y. Choi, H.Y.T. Wu et Chang F.K. *A new approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composite due to low-velocity impact: Part II - analysis*. Journal of Composite Materials, vol. 25, pages 1012–1038, 1991.
- [49] E. Demuts, R.S. Sandhu et J.A. Daniels. *Post impact compressive strength in composites*. Rapport technique N° DOT/FAA/CT-92-25 (1992) 1097 - 1104, FAA, 1992.
- [50] S. Hitchen et R. Kemp : The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre/epoxy composite. *Composites*, 26:207–214, 1995.
- [51] S. Hinrich, V. Chen, D. Jegley, L.C. Dickinson et K. Edward. *Effects of impact on stitched/RFI compression panels*. In NASA conference publication 3294, 1995.
- [52] E. Fuoss, P.V. Straznicky et C. Poon. *Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates – Part 1: parametric study*. *Composite Structures*, vol. 41, no. 1, pages 67 – 77, 1998.
- [53] E. Fuoss, P.V. Straznicky et C. Poon. *Effects of stacking sequence on the impact resistance in composite laminates. Part 2: prediction method*. *Composite Structures*, vol. 41, no. 2, pages 177 – 186, 1998.
- [54] D.R. Ambur et J.H. Starnes. *Effect of curvature on the impact damage characteristics and residual strength of composite plates*. In structures, structural dynamics, and material conference, 1998.
- [55] G. Caprino, V. Lopresto, C. Scarponi et G. Briotti. *Influence of material thickness on the response of carbon-fabric/epoxy panels to low velocity impact*. *Composites Science and Technology*, vol. 59, no. 15, pages 2279 – 2286, 1999.
- [56] D. D. R. Cartié et P. E. Irving. *Effect of resin and fibre properties on impact and compression after impact performance of CFRP*. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 33, no. 4, pages 483–493, Avril 2002.
- [57] T. Mitrevski, I.H. Marshall, R. Thomson, R. Jones et B. Whittingham. *The effect of impactor shape on the impact response of composite laminates*. *Composite Structures*, vol. 67, no. 2, pages 139 – 148, 2005. US Air Force Workshop Damage Assessment of Composite Structures.
- [58] T. Mitrevski, I.H. Marshall et R. Thomson. *The influence of impactor shape on the damage to composite laminates*. *Composite Structures*, vol.

- 76, no. 1-2, pages 116 – 122, 2006. Fifteenth International Conference on Composite Materials - ICCM-15.
- [59] T. Mitrevski, I.H. Marshall, R.S. Thomson et R. Jones. *Low-velocity impacts on preloaded GFRP specimens with various impactor shapes*. Composite Structures, vol. 76, no. 3, pages 209 – 217, 2006. US Air Force Workshop Health Assessment of Composite Structures, Health Assessment of Composite Structures.
- [60] S.P. Joshi et C.T. Sun. *Impact induced fracture in laminated composite*. Journal of Composite materials, vol. 19, pages 51–66, 1985.
- [61] T. Bai, D. D. Pollard, Spacing of fractures in a multilayered fracture saturation, International Journal of Fracture 100(4), 23–24,1999.
- [62] J.-M. Berthelot, J.-F. Le Corre. Statistical analysis of the progression of transverse cracking and delamination in cross-ply laminates, Composites Science and Technology 60(3), 2659–2669, 2000.
- [63] J.-L Rebière, M.-N Maâtallah, D. Gamby, Analysis of damage mode transition in a cross-ply laminate under uniaxial loading, Composites structures 55, 115-126,2002.
- [64] J. Wang, B. L. Karihaloo, Matrix crack-induced delamination in composite laminates under transverse loading, Composites structures 38 661-666, 1997
- [65] P. W. Manders, T.-W. CHOU, F. R. Jones, J. W. Rock, Statistical analysis of multiple fracture in 0/90/0 glass fibre/epoxy laminates. J Mater Sci 18,2876-2889, 1983.
- [66] D.T.G. Katerelos, M. Kashtalyan, C. Soutis and C. Galiotis Matrix cracking in polymeric composites laminates: Modelling and experiments, Composites Science and Technology, 2310-2317,2008.
- [67] Dae-Cheol Seo, Jung-Ju Lee “Fatigue crack growth behavior of cracked aluminum plate repaired with composite patch” Korea, Composite Structures publication 57 (2002) 323–330
- [68] H. Achache, B. Boutabout and D. Ouinas. Mechanical behavior of laminated composites with circular holes. Key Engineering Materials Vol. 550 (2013) pp 1-8
- [69] ABAQUS Finite Element Program, ABAQUS/Standard 6.7.1. Hibbit, Karlsson and Sorensen, Inc. Pawtucket, USA, 2006.
- [70] SAMTECH. « SAMCEF v11.0 user’s manual. » Liège, Belgique : Samtech, 2003.

-
- [71] HORTON, R.E. & Mc CARTY, J.E. « Damage tolerance of composites. » : Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 259-267. ISBN 0871702797 (v.1).
- [72] SCHULTE, K. & STINCHCOMB, W.W. « Damage mechanisms – including edge effects - in carbon fibre-reinforced composite materials. » : Application of fracture mechanics to composite materials. Ed. Par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 273-325.
- [73] WILLIAMS, J.G. « Fracture mechanics of anisotropic materials. » : Application of fracture mechanics to composite materials. Ed. par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 3-38.