



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE ABDEL-HAMID IBN BADIS DE MOSTAGANEM

Faculté des Sciences et de la Technologie

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE

Pour l'obtention du Diplôme de Magister

Spécialité : Science des matériaux

Option : Polymères et Matériaux Composites

Présenté par Monsieur

TAHAR Mourad

ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT DANS UN COMPOSITE STRATIFIE

Soutenu le 2012 devant le **JURY** :

Président	: Mr A. SADOK	Professeur	(U.Mostaganem)
Examineur	: Mr A. HEBBAR	Professeur	(U.Mostaganem)
Examineur	: Mr R. ZENASNI	Professeur	(U.Mostaganem)
Encadreur	: Mr D. OUINAS	Professeur	(U.Mostaganem)

2011/2012

Remerciements

Le remerciement infini avant tous est à Dieu le plus puissant qui ma comblé des bienfaits de l'Islam et de la Science.

Je dois exprimer mes vifs remerciements à Monsieur **D.OUINAS** Professeur à l'Université de Mostaganem et directeur de mon mémoire, pour ces conseils et le partage de ces compétences scientifiques. J'ai également apprécié la grande liberté qu'il m'a accordée dans la gestion de ce mémoire ainsi que sa passion pour la recherche et sa bonne humeur toujours présente.

Mes remerciements sont adressées également au président du jury Monsieur **A.SADOK** Professeur à l'Université de Mostaganem d'avoir examiné ce travail et d'avoir présidé ce jury.

Je remercie Monsieur **A.HABBAR** Professeur à l'université de Mostaganem et Monsieur **R.ZENASNI** Professeur à l'Université de Mostaganem pour leur participation au jury et pour leurs critiques pertinentes.

Résumé

L'usage des matériaux composites dans le milieu naval est motivé par le gain de masse et fait apparaître que ces matériaux sont soumis essentiellement à des efforts de flexion et de traction, et que, dans la plupart des études, les efforts de traction prédominent. Ce qui, implique que, dans la plus des dimensionnements classiques de cette structure en contrainte et en déformation.

Sur la base d'une modélisation adaptée de type mécanique de la rupture, il est possible de prévoir par simulation numérique le comportement résiduel de ces structures minces endommagées ou contenant des défauts de fabrication.

L'influence de l'endommagement des stratifiés en utilisant les modèles analytiques proposés par plusieurs chercheurs en se basant sur la perturbation de la contrainte et l'effet de la multiplication des fissures sur la rigidité ont été étudié.

Ainsi, en utilisant la méthode des éléments finis, nous envisageons l'évaluation de l'endommagement dans les plaques stratifiées sollicitées à la traction avec fissure, estimation et la validation du modèle de calcul numériques sont basées sur les concepts de la mécanique de la rupture. Pour la modélisation nous aurons recours au code ABAQUS.

La distribution de contraintes et l'évaluation du facteur d'intensité de contraintes dans une coque en composite stratifié semi-circulaire en présence d'une entaille ont été étudié en utilisant la méthode des éléments finis. L'objectif est d'analyser l'effet de l'orientation des fibres sur la variation de concentration de contraintes au niveau de l'entaille et le facteur d'intensité de contraintes d'une fissure émanant d'entaille dans le stratifié sollicité en traction. Les résultats indiquent que la valeur maximale du facteur de concentration de contraintes normales anisotropes est de l'ordre d'un matériau homogène lorsque les fibres sont à 0° alors que celui des contraintes est double lorsque les fibres sont orientées entre 80 et 90° . Ainsi, on note que l'énergie de la fissure est faible lorsque l'orientation des fibres tend à 90° . A partir de celui-ci, l'énergie J augmente sensiblement avec la diminution de l'angle. L'augmentation de la longueur de la fissure provoque l'accroissement rapide de l'énergie J .

Keywords — Facteur de concentration de contraintes (FCC), Facteur d'intensité de contraintes (FIC), Coque Stratifiée, Orientation des fibres, Analyse par éléments finis.

ملخص

الدافع وراء استخدام المواد المركبة في البيئة البحرية من قبل المكسب الشامل، ويدل على أن تخضع هذه المواد وهذا يعني أنه، بالإضافة إلى بشكل رئيسي إلى الانحناء والتوتر، وذلك في معظم الدراسات، والقوات التوتر تسود. تغيير الحجم التقليدي لهذا الهيكل القيد وتشوه

بناء على تكييفها الميكانيكا نوع الكسر النمذجة، وأنه من الممكن التنبؤ بواسطة محاكاة سلوك المتبقي من هذه الهياكل رقيقة تحتوي على عيوب تصنيع أو التالفة

وسلط الضوء على تأثير الأضرار التي لحقت شرائح المجهرين استخدام النماذج التحليلية التي اقترحها الباحثون عدة استنادا إلى اضطراب في الضغط والتأثير من تكاثر الشروخ على صلابة

وهكذا، وذلك باستخدام طريقة العناصر المحدودة، ونحن نعتبر تقوم بتقييم الأضرار في لوحات مغلقة يتعرض لأي لنمذجة سوف نستخدم. توتر مع تقدير، الكراك والتحقق من الحسابات النمذجية العديدة على مفاهيم ميكانيكا الكسر

رمز ABAQUS.

وقد تم التحقيق في توزيع الضغط وتقييم ضغط عامل كثافة في مركب قذيفة مغلقة نصف دائري في وجود درجة والهدف من ذلك هو تحليل أثر اتجاه الألياف على اختلاف تركيز الضغط على. وباستخدام طريقة العناصر المحدودة وتشير النتائج إلى أن عامل الشق وعامل شدة الضغط من وجود صدع المنبثقة من الشق في صفح تحميلها في الجر التركيز الأقصى من الضغوط العادية متباين الخواص هي من أجل من مادة متجانسة عندما الألياف هي في 0 درجة وهكذا، نلاحظ أن الطاقة من صدع صغير. في حين تضاعف الضغط عندما الألياف موجهة ما بين 80 و 90 درجة زيادة طول. الطاقة يزيد إلى حد كبير مع انخفاض زاوية لمن هذا الأخير،. عندما توجه الألياف يميل إلى 90 درجة الطاقة. ل صدع يسبب زيادة سريعة في

، وشركة شل التطبيقية، والتوجه الألياف، وتحليل (SIF) كلمات - الإجهاد عامل التركيز الأحيائي، وعامل كثافة الإجهاد العناصر المحدود.

Abstract

The use of composite materials in the naval environment is motivated by the mass gain and shows that these materials are mainly subjected to bending and tension, and that in most studies, the tension forces predominate. This implies that, in addition to conventional sizing of this stress and deformation of structure.

Based on an adapted type modeling fracture mechanics, it is possible to predict by simulation the residual behavior of these thin structures containing damaged or manufacturing defects.

The influence of damage to laminates using analytical models proposed by several researchers based on the perturbation of the stress and the effect of the multiplication of cracks on the stiffness is highlighted by many authors .

Thus, using the finite element method, we consider the evaluation of damage in laminated plates subjected to any tension with crack, estimation and validation of numerical model calculations are based on the concepts of fracture mechanics. For modeling we will use the code ABAQUS.

The stress distribution and evaluation of the stress intensity factor in a laminated composite shell semicircular in the presence of a notch have been investigated using the finite element method. The objective is to analyze the effect of fiber orientation on the variation of stress concentration at the notch and the stress intensity factor of a crack emanating from notch in the laminate loaded in traction. The results indicate that the maximum concentration factor of anisotropic normal stresses is of the order of a homogeneous material when the fibers are at 0° while the stress is doubled when the fibers are oriented between 80° and 90° . Thus, we note that the energy of the crack is small when the fiber orientation tends to 90° . From the latter, J energy increases substantially with decreasing angle. Increasing the length of the crack causes the speed increase in energy J.

Keywords - Stress concentration factor (SCF), Stress intensity factor (SIF), Stratified shell, Fiber orientation, Finite Element Analysis.

- Introduction

Chapitre I

Généralités sur les composites

I-1-Matériaux composites.....	1
I-2-1-Définition d'un matériau composite.....	1
I-2-2-Matrices.....	1
I-2-2-1-Résines thermodurcissables.....	2
I-2-2-2-Résines thermoplastiques.....	2
I-2-2-3-Additifs.....	3
I-3-Renforts.....	4
I-3-1-Fibres de verre.....	4
I-3-2-Fibres de carbone.....	4
I-3-3-Fibres aramides.....	5
I-3-4-Fibres céramiques.....	5
I-3-5-Caractéristiques mécaniques des fibres.....	6
I-3-6- Architecture des renforts.....	6
a-Unidirectionnels (UD).....	6
b-Toile ou taffetas.....	7
c-Serge.....	7
d-Satin.....	7
I-3-6-1-Matériaux tissés 2D/3D.....	8
I-4-Constitution des matériaux composites.....	8
I-4-1-Structures composites stratifiés.....	8
I-4-1-1-Désignation des structures stratifiées.....	9
I-4-1-2-Désignation des structures sandwiches.....	10

Chapitre II

Endommagement des composites

II-1-Mécanismes d'endommagement dans les composites.....	12
II-2- Analyse de fissuration des matériaux composites.....	13
II-2-1-Rupture en fatigue.....	14
a - Rupture d'interface.....	14
b - Rupture de la matrice.....	14
c - Coalescence des fissures entraînant la rupture brutale.....	14
II-3- Caractérisation mécanique des stratifiés.....	17
II.3.1. Propriétés mécaniques d'un matériau composite unidirectionnel.....	18
II.3.2. Propriétés mécaniques d'un stratifié.....	18

Chapitre III

Evolution du facteur de concentration de contraintes, Intégrale J. Sous l'effet de traction

III.1. Introduction	22
III.2. Modélisation par éléments finis	22
III.3. Résultats du cas de la plaque munie d'une seule entaille semi-circulaire	25
III.3.1. Critère des Contraintes d'une plaque composite avec entaille.....	25
III.4. Plaque munie d'une seule entaille semi-circulaire avec fissure	34
III.4.1. Critère des Contraintes d'une plaque en composite avec entaille et fissure...34	
III.4.2. Variation de l'intégrale de contour J en fonction de la taille de la fissure	38
III.5. Résultats du cas de la plaque munie de deux entailles semi-circulaires avec deux fissures	40
III.5.1. Critère des Contraintes d'une plaque composite avec deux entailles et deux fissures..	40
III.5.2. Variation de J de deux fissures émanant d'entaille.....	45
III.5.3. Contour des contraintes	46

Chapitre IV

Evolution du FCC, Intégrale J de contour d'une coque fissurée sous l'effet de traction

IV.1.Introduction	49
IV.2. Modélisation par éléments finis	50
IV.3. Facteur de concentration de contraintes	53
IV.4.1.Modèle et maillage de la coque stratifiée fissurée	57
IV.4.2. Variation de l'intégrale J en fonction de la taille de la fissure	57
IV.4.3. Variation de l'intégrale J de contour mode mixte	59
Conclusion générale.....	61

Référence

Introduction générale

Les composites stratifiés à fibres longues de carbone et à matrice époxyde présentent d'excellentes propriétés mécaniques spécifiques. Dans les industries aérospatiale et aéronautique, ils ont donc pris une place importante dans certaines pièces de structures. A haut altitude, compte tenu du frottement de l'atmosphère et du froid ambiant, les températures de peau de la structure sont importantes. La température élevée et les contraintes dues au vol peuvent provoquer des déformations de fluage et une oxydation du matériau. La succession des phases de vol peut entraîner de la fatigue en présence d'environnement. Le développement des structures dans de telles conditions pose le problème de la durabilité et de la tolérance au dommage.

Le passage des matériaux métalliques aux matériaux composites engendre des coûts importants mais il s'agit en fait d'un investissement à moyen et long à terme. L'inhomogénéité et l'anisotropie des matériaux composites rendent leurs mécanismes d'endommagement plus nombreux et plus complexes. Au sein d'une structure composite, on peut voir apparaître un endommagement constitué de micro-décohésions et de microfissure, des ruptures de pli, ruptures des fibres et des matrices, décohésion de l'interface.

Les matériaux composites sont comme leur nom l'indique, constitués des divers matériaux, chacun ayant des propriétés et fonctions spécifique. Généralement, un composite comprend une matrice (résine) dans laquelle est distribué un renfort (des fibres) afin d'améliorer les propriétés du produit. L'avantage des matériaux composites comparés aux autres matériaux est que ceux-ci associent forte résistance et légèreté et de varier les propriétés lors de la fabrication. Par ailleurs, il est possible d'obtenir le produit final à partir des matériaux de base en une seule étape.

Les plaques stratifiées en matériaux composites sont largement utilisées dans l'industrie et dans les nouveaux champs de technologie. A cause de hauts degrés d'anisotropie et de basse rigidité en cisaillement transversal. La théorie classique de stratifié n'est plus adéquate. L'hypothèse déclare que la normale transversale au mi-planx d'une plaque reste droit et normale après la déformation, l'effet de cisaillement transversal négligeable.

De nombreux chercheurs ont traité le comportement élastique des stratifiés et ainsi la résistance de ces derniers à la rupture sous l'effet de la fissuration transversale. Dans la plus part des fibres continues des composites stratifiés, la fissuration transversale de la matrice au microfissuration a lieu dans des plis 90° au niveau des déformations qui sont très petite par rapport à la déformation à la rupture finale du stratifié. En générale, ces fissures transversales de la matrice sont également espacées dans la direction longitudinale.

Il a été noté que la fissure transversale de la matrice commence généralement à des niveaux faibles déformations dont les plus faible 90° plis et se manifeste par une chute continue dans le stratifié.

Ce mémoire est constitué de quatre chapitres.

Le premier chapitre traite quelques généralités sur les matériaux composites, leur caractéristiques mécaniques et différents types des matériaux en donnant une vision assez large des différents constituants d'un matériau composite.

Dans le deuxième chapitre nous avons étudié divers mécanismes d'endommagement d'un matériau composite, ainsi nous avons présenté la rupture en traction longitudinale, traction transversale, compression longitudinale et en fatigue.

Le troisième chapitre consiste en une présentation de l'évolution du facteur de concentration de contraintes et le concept de l'intégrale J de Rice d'une structure stratifiée sollicitée en traction.

Le chapitre quatre marque un passage d'évolution du FCC et de l'intégrale J d'une coque semi-circulaire sollicitée à une traction. La présence d'une fissure émanant d'entaille est étudiée. Une comparaison à été fait avec deux fissures émanant d'entaille.

Ce mémoire se termine par une conclusion synthétisant les principaux résultats, suivie des perspectives.

Chapitre I

Généralités sur les matériaux composites

I-1-Matériaux composites

Un matériau composite est constitué de différentes phases nommées renforts et matrice. Lorsque le matériau composite est non endommagé, les renforts et la matrice sont parfaitement liés et il ne peut pas y avoir ni glissement ni séparation entre les différentes phases. Les renforts se présentent sous forme de fibres continues ou discontinues.

Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La matrice assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. L'arrangement des fibres, leur orientation permettent de renforcer les propriétés mécaniques de la structure. Les pièces structurelles sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir. La nature de la résine ou du renfort est choisie en fonction de l'application finale visée.

Nous présentons les différents types de matrices et renforts classiquement employés dans l'industrie. Les propriétés mécaniques de l'interface entre fibres et matrice sont très importantes dans la réalisation d'une structure composite. En effet, il ne doit y avoir ni glissement ni séparation entre les différentes phases de la structure pour obtenir de bonnes caractéristiques mécaniques élastiques [1].

I-2-1-Définition d'un matériau composite

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de deux matériaux de natures différentes, se complétant et permettant d'aboutir à un matériau dont les performances sont supérieures à celles des composants pris séparément. Un matériau composite est constitué dans le cas le plus général d'une ou plusieurs phases discontinues réparties dans une phase continue. La phase discontinue, appelée renfort ou matériau renforçant, est habituellement plus dure avec des propriétés mécaniques supérieures à celles de la phase continue, appelée matrice [3, 4].

I-2-2-Matrices [1, 2, 4]

Dans un grand nombre de cas, la matrice constituant le matériau composite est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation. Dans les applications où une tenue de la

structure aux très hautes températures est requise, des matériaux composites à matrice métallique, céramique ou carbone sont utilisés. Dans le cas des matériaux en carbone des températures de 200°C peuvent être atteintes. La classification des types de matrices couramment rencontrées est donnée sur la Figure I.1.

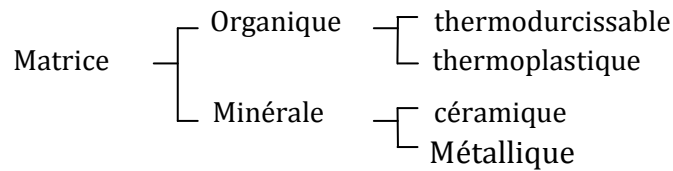


Figure I.1. Types de matrice [1].

I-2-2-1-Résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Ces résines ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Elles sont en solution sous forme de polymère non réticulé en suspension dans des solvants. Les résines polyester insaturées, les résines de condensation (phénoliques, aminoplastes, furaniques) et les résines époxy sont des résines thermodurcissables. Les exemples de résines thermodurcissables classiquement rencontrées sont 914, 5208, 70, LY556. Les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible. Ces caractéristiques sont présentées dans le tableau I.1 [1].

résine	T_f (°C)	ρ (Kg/m ³)	ϵ_t^R (%)	σ_t^R (MPa)	σ_c^R (MPa)	E (GPa)
polyesters	60 à 100	1140	2 à 5	50 à 85	90 à 200	2,8 à 3,6
Phénoliques	120	1200	2,5	40	250	3 à 5
époxydes	290	1100 à 1500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

Tableau I.1. Caractéristiques des résines thermodurcissables [1].

I-2-2-2-Résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques ont des propriétés mécaniques faibles. Ces résines sont solides et nécessitent une transformation à très haute température. Les polychlorures de vinyle (PVC), les polyéthylènes, polypropylène, polystyrène, polycarbonate polyamide sont quelques exemples de ces résines thermoplastiques. Les résines thermoplastiques classiquement rencontrées sont PEEK, K3B [1].

De même que pour les résines thermodurcissables, les matériaux les plus performants ont des caractéristiques mécaniques élevées et une masse volumique faible : ces dernières sont présentées dans le tableau I.2 [1].

résine	T_f (°C)	ρ (Kg/m ³)	ε_t^R (%)	σ_t^R (MPa)	σ_c^R (MPa)	E (GPa)
Polyamide	65 à 100	1140		60 à 85		1,2 à 2,5
polypropylène	900	1200		20 à 35		1,1 à 1,4

Tableau I.2. Caractéristiques des résines thermoplastiques [1].

Il est important de bien situer les différences fondamentales de ces deux types de matrices [3].

- La structure des TP se présente sous forme de chaînes linéaires, il faut les chauffer pour les mettre en forme (les chaînes se plient alors), et les refroidir pour les fixer (les chaînes se bloquent). Cette opération est réversible.
- La structure des TD a la forme d'un réseau tridimensionnel qui se pontonne (double liaison de polymérisation) pour durcir en forme de façon définitive, lors d'un échauffement. La transformation est donc irréversible (tableau I.3).

Matrices	Thermoplastiques TP	Thermodurcissables TD
Etat de base	Solide prêt à l'emploi	Liquide visqueux à polymériser
Stockage	illimité	Réduit
Mouillabilité	Difficile	aisée
Moulage	Chauffage + refroidissement	Chauffage continu
Cycle	court	Long
Tenue au choc	Assez bonne	Limitée
Tenue thermique	réduite	Bonne
Chutes et déchets	recyclables	Perdus ou recyclés en charges
Conditions de travail	propreté	Emanation pour « méthode humide »

Tableau I.3. Principales différences entre matrices TP et TD [3].

I-2-2-3-Additifs

Des produits peuvent être incorporés à la résine pour renforcer les propriétés mécaniques (charges renforçantes, ex : charges sphériques creuses 5 à 150 µm). Des charges non renforçantes peuvent être également utilisées pour diminuer le coût des matrices en résine. Des additifs, de type colorant ou agent de démoulage sont largement utilisés lors de la conception des structures constituées de matériaux composites [1].

I-3-Renforts

Les renforts assurent les propriétés mécaniques du matériau composite et un grand nombre de fibres sont disponibles sur le marché en fonction des coûts de revient recherchés pour la structure réalisée. Les renforts constitués de fibres se présentent sous les formes suivantes : linéique (fils, mèches), tissus surfaciques (tissus, mats), multidirectionnelle (tresse, tissus complexes, tissage tridirectionnel ou plus).

La classification des types de renforts couramment rencontrés est indiquée sur la figure I.2 [1].

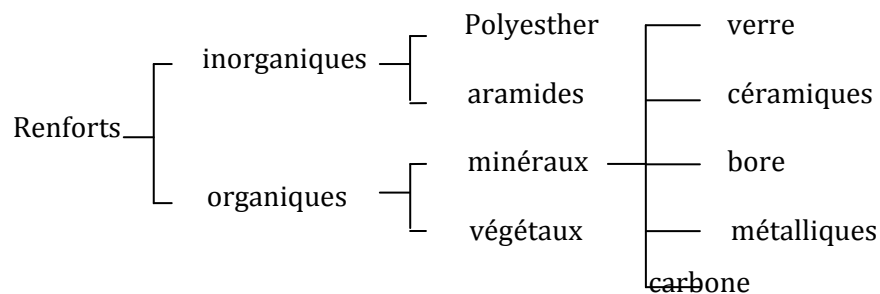


Figure I.2. Types de renfort [1].

I-3-1-Fibres de verre

Les fibres de verre ont un excellent rapport performance-prix qui les placent de loin au premier rang des renforts utilisés actuellement dans la construction de structures composites [1].



Elles constituent le renfort essentiel des composites de grande diffusion. Elle est obtenue à partir de sable (silice) et d'additifs (alumine, carbonate de chaux, magnésie, oxyde de bore). On distingue trois types de fibres [3] :

E : pour les composites de grande diffusion et les applications courantes ;

R : pour les composites de hautes performances ;

D : pour la fabrication de circuits imprimés (propriétés diélectriques).

I-3-2-Fibres de carbone

Les fibres de carbone ont de très fortes propriétés mécaniques et sont élaborées à partir d'un polymère de base, appelé précurseur. Actuellement, les fibres précurseurs utilisées sont des fibres acryliques élaborées à partir, du polyacrylonitrile (PAN). La qualité des fibres de carbone finales dépend fortement des qualités du précurseur [1].



Le principe d'élaboration est de faire subir aux fibres acryliques une décomposition thermique sans fusion des fibres aboutissant à une graphitisation. Le brai qui est un résidu de raffinerie issu du pétrole ou de la houille est également utilisé pour produire des fibres de carbone.

C'est la fibre la plus utilisée dans les applications de hautes performances. Elle est obtenue par carbonisation de la fibre de PAN (Polyacrylonitrile). Selon la température de combustion, on distingue deux types de fibres [3] :

* fibres haute résistance (HR) : pour une combustion de 1000 à 1500 °C ;

* fibres haut module (HM) : pour une température de combustion de 1800 à 2000 °C.

I-3-3-Fibres aramides

Les fibres aramides ont des propriétés mécaniques élevées en traction comme les carbones mais leurs résistances à la compression est faible. La faible tenue mécanique en compression est généralement attribuée à une mauvaise adhérence des fibres à la matrice dans le matériau composite. Pour y remédier, des ensimages des fibres peuvent être utilisés. L'utilisation de composites à fibres hybrides permet également de remédier aux faiblesses des composites à fibres aramides. Des renforts hybrides de type verre-kevlar ou carbone-kevlar sont largement utilisés dans le domaine des loisirs (ski, raquette de tennis) [1].



Quelques exemples de fibres aramides : KEVLAR (Dupont de mours, TWARON (Akzo, Allemagne-Hollande), TECHNORA (Teijin, Japon). Souvent appelée KEVLAR®, la fibre d'aramide est issue de la chimie

des polyamides aromatiques. Il est possible de trouver deux types de fibres d'aramide de rigidités différentes :

* les fibres bas module : utilisées pour les câbles et les gilets pare-balles ;

* les fibres haut module : employées dans le renforcement pour les composites hautes performances [3].

I-3-4-Fibres céramiques

Les matériaux composites de type céramiques sont souvent constitués de renforts et de matrice en céramique. Les fibres sont élaborées par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Ces fibres sont rencontrées dans des applications où la température est très élevée entre 500°C et 2000°C. Ces matériaux sont utilisés

renforts	ρ (Kg/m ³)	σ_t^R (MPa)	σ_c^R (MPa)	E (GPa)
AS ₄	1800		3599	235
T ₃₀₀	1700	1,2	3654	231
IM6		0,88	1460	
IM8	1800		5171	310

notamment dans les parties chaudes des moteurs d'avions. Quelques exemples de fibres céramiques [1]:

- fibres de Carbure de Silicium ;
- fibres de Bore ;
- fibres de Bore carbure de silicium.

I-3-5-Caractéristiques mécaniques des fibres

Il existe différents types de fibres. Elles peuvent être scindées en deux groupes, les fibres à haut module et les fibres à haute résistance. Les fibres à haut module ont une résistance faible et celles à forte résistance ont un module faible [1].

Kevlar 49	1440	2,5	3620	124
Verre E	2580	3,5	3450	69

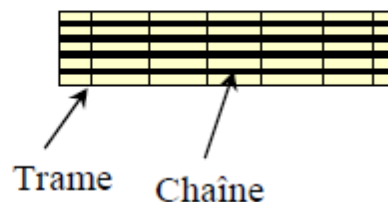
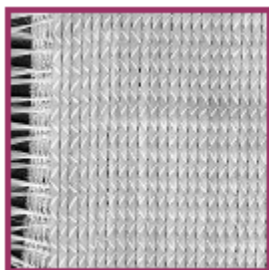
Tableau 1.4. Caractéristiques mécaniques des fibres [1].

I-3-6- Architecture des renforts

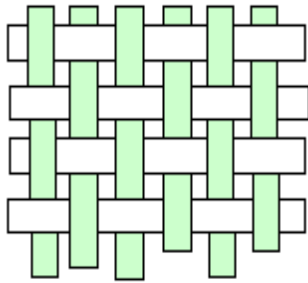
Les structures composites sont anisotropes. La plupart des renforts travaillent bien en traction, mais offrent de moins bonnes performances en compression et cisaillement. Il est donc impératif de jouer sur la texture et la géométrie des renforts pour créer une architecture adaptée [3].

Il existe différentes géométries et textures de renforts :

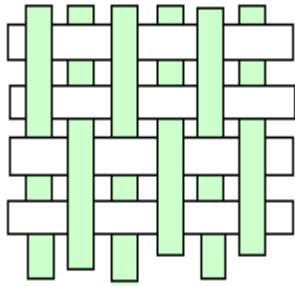
- **Les unidirectionnels (UD)** : Dans une nappe UD, les fibres sont assemblées parallèlement les unes par rapport aux autres à l'aide d'une trame très légère. Taux de déséquilibre très grand.



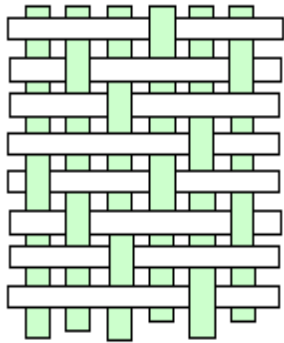
Les tissus se composent de fils de chaîne et de trame perpendiculaires entre eux. Le mode d'entrecroisement ou armure les caractérise [3].



b-Toile ou taffetas : Chaque fil de chaîne passe dessus puis dessous chaque fil de trame, et réciproquement. Le tissu présente une bonne planéité et une relative rigidité, mais est peu déformable pour la mise en oeuvre. Les nombreux entrecroisements successifs génèrent un embuvage important et réduisent les propriétés mécaniques.

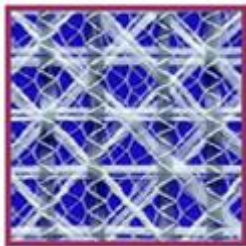


c-Serge : Chaque fil de chaîne flotte au dessus de plusieurs (n) fils de trame et chaque fil de trame flotte au dessus de (m) fils de chaîne. Armure de plus grande souplesse que le taffetas ayant une bonne densité de fils. Ci-contre, un sergé 2/2.



d-Satin : Chaque fil de chaîne flotte au dessus de plusieurs (n-1) fils de trame et réciproquement. Ces tissus ont des aspects différents de chaque côté. Ces tissus sont assez souples et adaptés à la mise en forme de pièces à surfaces complexes. Ce type de tissu présente une forte masse spécifique.

Comme un tissu est difficilement déformable sur une surface gauche, on réalise également pour des utilisations spécifiques des armures bi ou tridimensionnelles [3].



Tissu multiaxial



Tissu 3D ou tresse

Il est également possible de réaliser des structures de renforts hybrides en tissant des fibres de natures différentes ou, en superposant des tissus ou nappes de renforts de fibres différentes.



Tissu hybride carbone - aramide

I-3-6-1-Matériaux tissés 2D/3D

Différentes sortes de composites tissés sont utilisées dans l'industrie (voir Figure I.3)

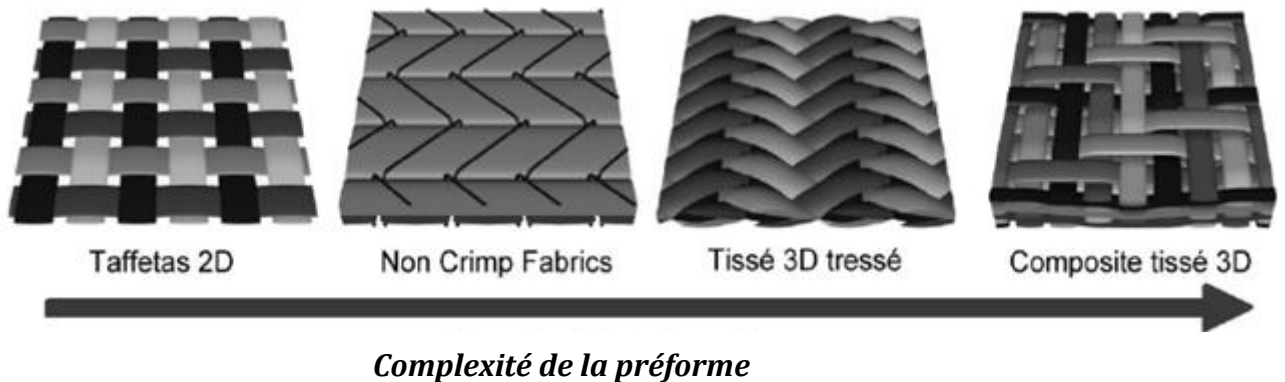


Figure I.3-. Différentes armures utilisées pour les matériaux composites tissés [8].

I-4-Constitution des matériaux composites [8]

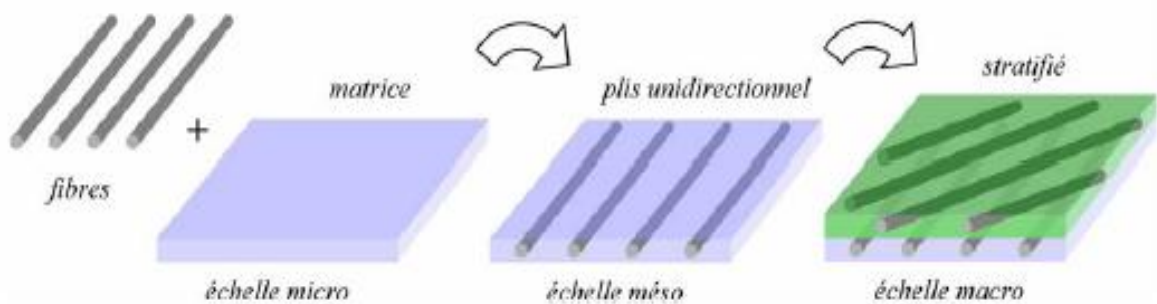


Figure I.4. Les échelles des constituants d'un composite stratifié [8].

I-4-1-Structures en composites stratifiées

Les structures en composites stratifiées sont constituées de couches successives de renforts imprégnés de résines. Les couches sont également nommées plis. Les structures stratifiées réalisées à partir de matériaux composites sont constituées d'empilements de nappes unidirectionnelles ou bidirectionnelles. Ces nappes sont formées de renforts en fibres longues liées par de la résine. Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La résine assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. Les pièces structurelles sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir [1].

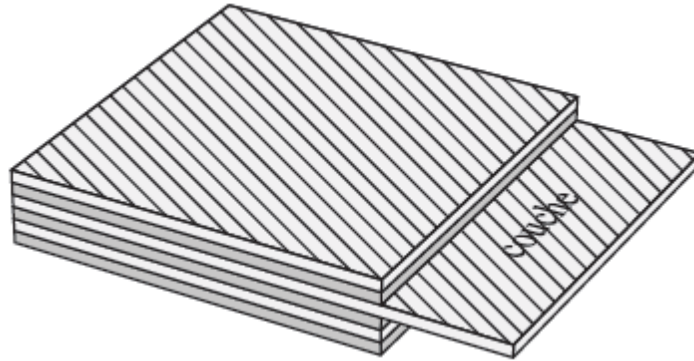
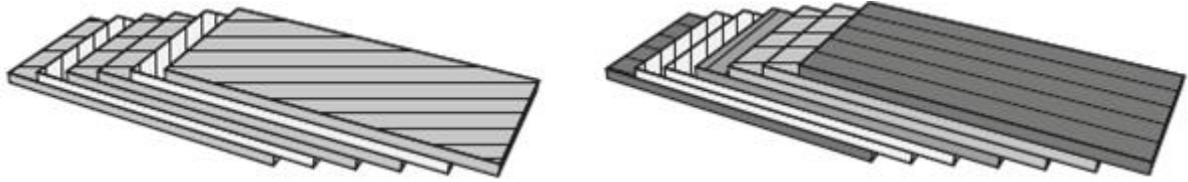


Figure I.5. Stratifié constitué de couches parfaitement liées [1].

Les matériaux composites sont modélisés à une échelle intermédiaire entre l'échelle microscopique associée aux constituants de base du composite (le renfort et la matrice) et l'échelle macroscopique liée à la structure. À cette échelle, appelée méso échelle, une structure stratifiée est schématisée par un empilement de monocouches homogènes dans l'épaisseur et d'interfaces inter-laminaires. La couche et l'interface sont les deux entités appelées méso-constituants, comme illustré sur la *figure I.4*, qui forment les bases des modèles dédiés à l'étude des structures stratifiées. L'interface inter laminaire est une entité surfacique assurant le transfert des déplacements et des contraintes normales d'une couche à une autre. En élasticité, les couches sont parfaitement liées et l'interface ne joue aucun rôle particulier. L'étude des composites jusqu'à la phase ultime de la rupture montrera l'utilité d'employer un modèle d'interface pour simuler les phénomènes de délaminage (séparation progressive des couches) [1]

I-4-1-1-Désignation des structures stratifiées

Les structures stratifiées à base de tissus unidirectionnels sont constituées d'un grand nombre de couches ou plis. L'épaisseur d'une couche dépend de son grammage. L'épaisseur de chacune des couches est généralement très faible, de l'ordre de 0,125mm pour un matériau carbone époxy de type Aéronautique et 0,3 mm pour ceux qui sont utilisés dans l'Industrie Nautique. Ces structures stratifiées sont constituées de couches Unidirectionnelles avec des fibres orientées de façon différente d'une couche à l'autre afin d'obtenir les propriétés mécaniques souhaitées pour la structure finale [1].



(a) [-45/45/-45/-45/45/-45]

(b) [0/45/45/90/-45/-45/0]

Figure I.6. Désignations du stratifié [1].

La désignation des structures stratifiées est délicate car il faut préciser les axes de référence. Un stratifié est codifié de la façon suivante [1]:

- chaque couche est désignée par un nombre indiquant la valeur en degré de l'angle que fait la direction des fibres avec l'axe de référence x . Sur les Figures I.6(a) et I.6(b), les couches sont décalées les unes par rapport aux autres. La structure stratifiée est décrite de bas en haut ;
- les couches sont nommées successivement entre crochet en allant de la face inférieure à la face supérieure. Les couches successives sont séparées par le symbole « / » comme l'exemple de la Figure 1.6(a) : [-45/45/-45/-45/45/-45] ;
- les couches successives d'un même matériau et de même orientation sont désignées par un indice numérique, comme sur la Figure 1.6(b) : [0/45₂/45/90/-45₂/0] ;
- en cas de stratification hybride (différents matériaux dans un même stratifié), il faut préciser par un indice la nature de la couche ;
- en cas de structures symétriques, la moitié est codifiée et le symbole s indique la symétrie : [-45/45/-45/-45/45/-45] devient [-45/45/-45] s et [0/45/45/90/-45/-45/0] devient [0/45₂/90/-45₂/0].

I-4-1-2-Désignation des structures sandwiches [1]

Les structures composites subissant des sollicitations de type flexion ou torsion sont généralement construites en matériaux sandwiches. Une structure sandwich est

composée d'une âme et de deux peaux en matériaux composites. L'assemblage est réalisé par collage à l'aide d'une résine compatible avec les matériaux en présence. Les âmes les plus utilisées sont de type nid d'abeilles, âme ondulée ou mousse. Les peaux sont généralement constituées de structures stratifiées. Une âme nid d'abeilles est présentée sur la figure I.7.

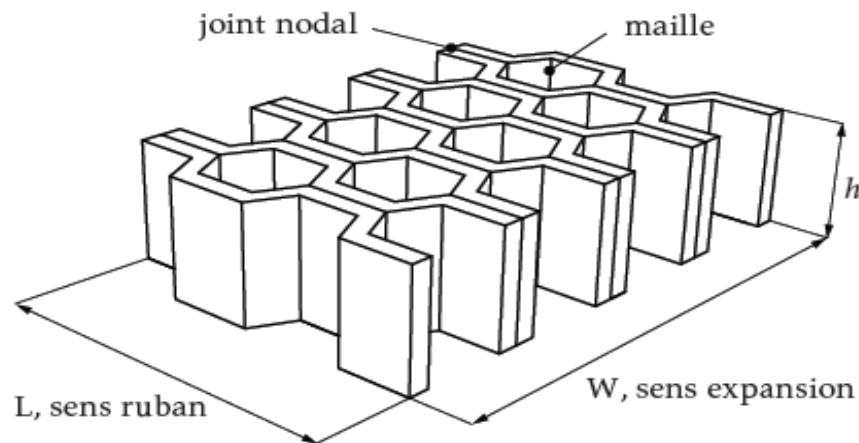


Figure I.7. Désignations d'une âme nid d'abeilles [1].

Ces structures ont une grande rigidité en flexion et torsion. L'âme de la structure Sandwich résiste principalement aux contraintes de cisaillement et de compression hors plan, les peaux inférieures et supérieures supportent quant à elles les efforts dans leur plan [1].

Les matériaux sandwichs sont constitués de peaux (pouvant être en stratifiées d'UDs ou tissés) et d'une âme. Cette dernière peut être constituée de différents matériaux et présentées différentes architectures (voir Figure I.8) en fonction de l'application industrielle.

En effet, les matériaux sandwich sont usuellement utilisés pour des structures soumises à des sollicitations de flexion car ils permettent d'améliorer de façon drastique leur rigidité et leur tenue en flexion en augmentant l'épaisseur de l'âme tout en minimisant le surcout de masse. Les âmes en nid d'abeille (Nomex ou Aluminium) sont généralement utilisées pour ce type d'application [5].

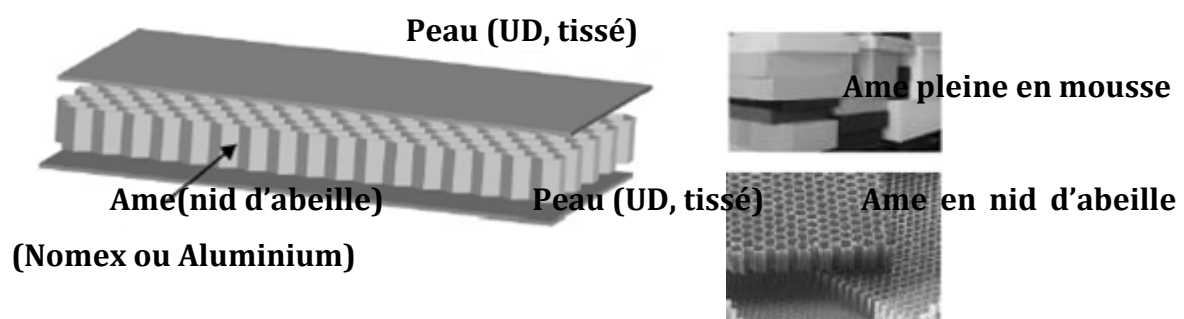


Figure I.8. Présentation de matériaux composites sandwichs [5].

Chapitre II

Endommagement des composites

II-1-Mécanismes d'endommagement dans les composites

De manière générale, l'endommagement est défini comme un ensemble de changements microstructuraux au sein du matériau qui occasionnent une détérioration irréversible plus ou moins importante. Par exemple, quand une structure stratifiée est sollicitée, la dégradation de ses propriétés est effective bien avant sa rupture finale. En outre pour les matériaux composites, notamment ceux à forte anisotropie, sa géométrie dépend, non pas du mode de chargement comme pour les matériaux métalliques, mais de l'arrangement géométrique des constituants du composite. Notons également que l'endommagement présente un caractère unilatéral, les microfissures pouvant se refermer sous l'action du chargement [5,12].

Il existe plusieurs types d'endommagement au sein d'une structure stratifiée de plis unidirectionnels ou tissés qui se révèlent à différentes échelles d'observation. Les plus significatifs sont les suivants :

- à l'échelle microscopique apparaissent les ruptures d'adhérence entre les fibres et la matrice : c'est le phénomène de décohésion fibre/matrice ;
- à l'échelle mésoscopique, on observe l'apparition de nombreuses fissures intra-laminaires mais également la rupture de fibres qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau ;
- à l'échelle macroscopique, on observe le phénomène de décollement interpli : c'est le délaminage. Pour les matrices renforcées de fibres de verre coupées, les phénomènes d'endommagement observés sont la décohésion fibre/matrice mais aussi la fissuration matricielle.

Pour les tissus, qui sont composés de torons entrecroisés, on peut noter deux classes principales de fissuration intra laminaire : les fissures transverses (identiques à celles des unidirectionnels) et les fissures longitudinales (Figure II. 1)[5,12].

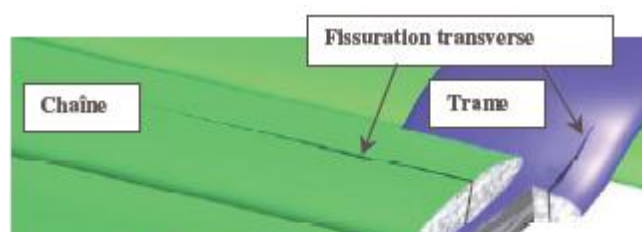


Figure II. 1. Types de fissuration intra laminaire dans un pli tissé [5].

Les fissures transverses apparaissent, de manière assez uniforme, parallèlement à l'axe des fibres et dans l'épaisseur des torons de trame et de chaîne (Figure II. 2) [5].



Figure II. 2. Observation d'une fissure transverse sur la tranche d'une éprouvette de tissu (sens trame) [5].

II-2- Analyse de fissuration des matériaux composites

L'inhomogénéité et l'anisotropie des matériaux composites rendent leurs mécanismes d'endommagement plus nombreux et plus complexes. Au sein d'une structure composite, on peut voir apparaître l'endommagement constitué de micro-décohésion et de microfissures, ruptures de pli, ruptures des fibres et des matrices, décohésion de l'interface, glissement et frottement des fibres dans la matrice Figure II-3. Les mécanismes d'endommagement sont nombreux et difficiles à décrire, particulièrement la propagation des délaminages et des ruptures de pli [4].

II-2-1-Rupture en fatigue [6,12]

les micro mécanismes d'endommagement sont les responsables de la rupture en fatigue sur des polyesters renforcés par des fibres continues et réparties aléatoirement. Il présente 3 stades d'endommagement [4, 12,14]:

- a) a - Rupture d'interface,
- b) b - Rupture de la matrice,
- c) c - Coalescence des fissures entraînant la rupture brutale.

Dally et Carrillo ont travaillé sur des thermoplastiques renforcés à fibres courtes de verre de différentes longueurs. Les « fibres plus courtes » ont un meilleur comportement en fatigue que celui des « fibres longues ».

Ceci s'explique par les différents mécanismes d'endommagement conduisant à la ruine du matériau. Dans le cas des « fibres longues », les fissures sont concentrées dans les régions riches en fibres et se propageant, en suivant les interfaces tout autour des paquets de fibres existant. Ces fissures s'arrêtent et ne parviennent pas à traverser les zones riches en matrice [4].

Les premières fissures s'amorcent et se propagent dans les paquets de fibres perpendiculaires à la direction de charge.

Pour les fibres courtes, les mécanismes sont différents. Les fibres sont réparties uniformément sans former de paquets ni de zones riches en matrice. De nombreuses microfissures se créent perpendiculairement à la charge ; celles-ci ne concernent qu'un petit nombre de fibres et sont aléatoirement réparties dans le volume. Dally et Carillo ont mis en évidence que la rupture d'interface était encore le mécanisme de base, mais que la fissure ne se propageait pas dans la matrice. La ruine totale provient de la coalescence des microfissures.

D'autres études montrent l'importance des bouts de fibres dans la création des microfissures. Ces études suggèrent que dans les composites à fibres courtes, toutes les extrémités de fibre sont des sites néfastes à la tenue en fatigue même lors de très faibles sollicitations.

Mc Garry, Mandell et Huang proposent de décrire la courbe d'endurance (σ -N) par la loi suivante :

$$\sigma_M = \sigma_C^M - B \cdot \log(N_r) \quad \text{II.1}$$

Avec :

σ_C^M : Contrainte de rupture statique,

N_r : Nombre de cycles à rupture,

σ_M : Niveau de contrainte maximum.

La rupture finale d'un composite est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires [4,14] :

- Rupture des fibres Figure II.4,
- Rupture transverse de la matrice Figure II.5,
- Rupture longitudinale de la matrice Figure II.6,
- Rupture de l'interface fibre-matrice Figure II.7,
- Rupture de l'interface entre les plis Figure II.8.

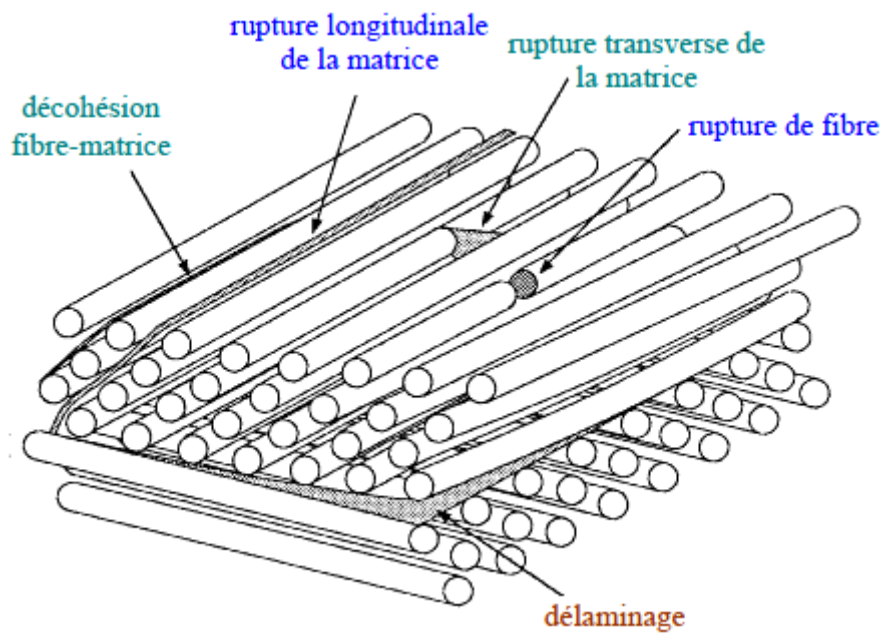


Figure II.3. Mécanisme de rupture d'un stratifié [4,14].

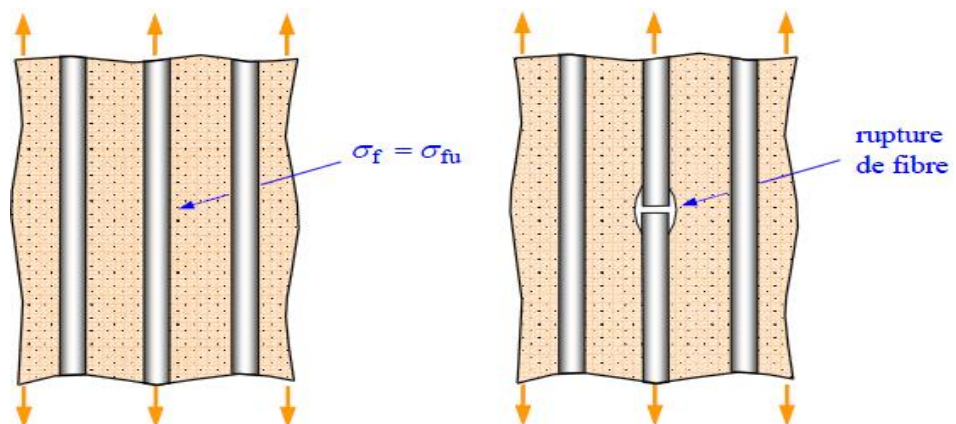


Figure II.4. Rupture de fibres [4,14].

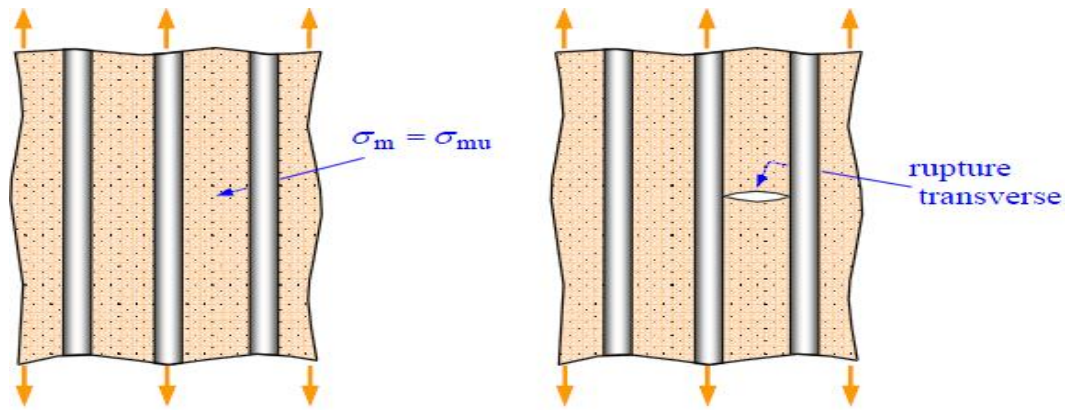


Figure II.5. Rupture transverse de la matrice [4,14].

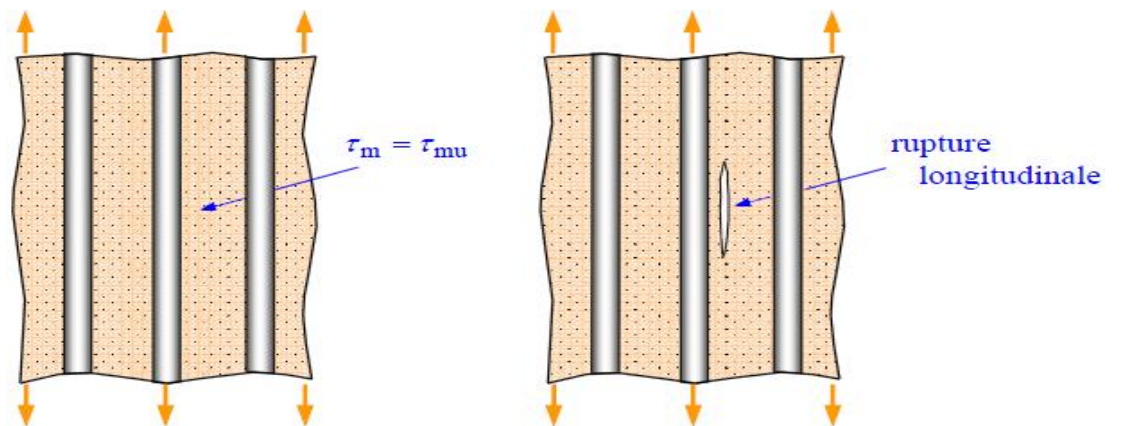


Figure II.6. Rupture longitudinale de la matrice [4,14].

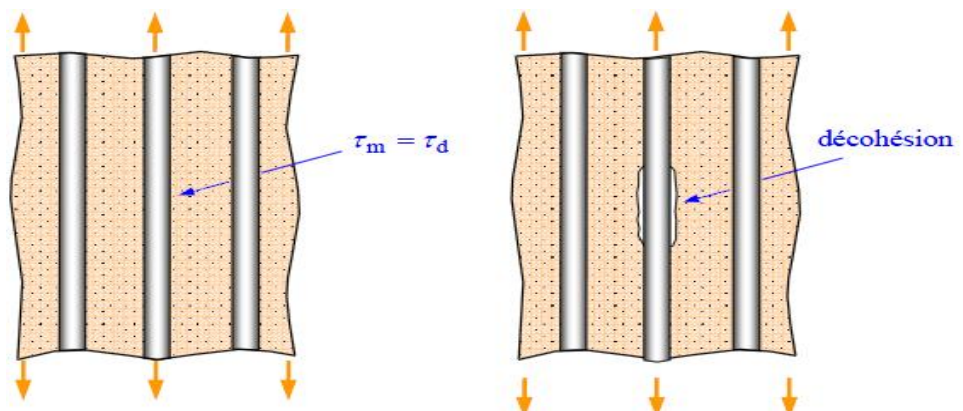


Figure II.7. Rupture de l'interface fibre/matrice [4,14].

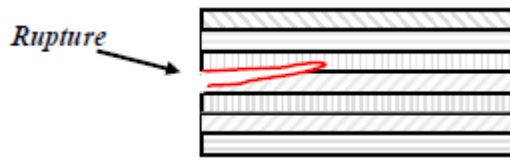


Figure II.8. Rupture de l'interface entre les plis [4,14].

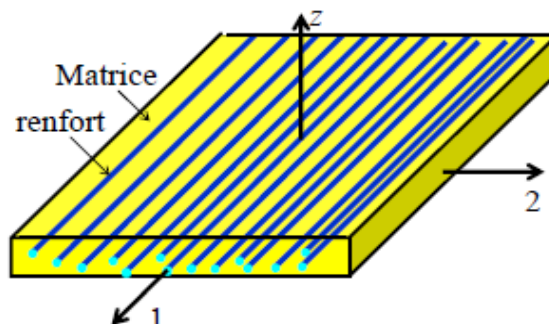
II.3. Caractérisation mécanique des stratifiés [6]

Le paragraphe a pour simple objectif de faciliter la tâche d'un lecteur qui ne serait pas familier avec la théorie classique des stratifiés. Dans un souci de concision, nous nous sommes limités au seul cas considéré dans cette thèse : les stratifiés symétriques et équilibrés, soumis à une sollicitation de membrane. Le lecteur intéressé pourra trouver de nombreux manuels de référencés décrivant complètement la théorie classique des stratifiés.

Pour les stratifiés symétriques et équilibrés, sollicités en membrane, nous verrons que le comportement mécanique du stratifié peut être caractérisé avec matrice $[3 \times 3]$: $[Q]^{STAR}$ ou $[S]^{STRA} = ([Q]^{STRA})^{-1}$, les composantes de ces matrices être exprimées à l'aide de quatre composantes : E_x (module d'young longitudinal), E_y (module d'young transversal), ν_{xy} (coefficient de poisson) et G_{xy} (module de cisaillement)[6].

II.3.1. Propriétés mécaniques d'un matériau composite unidirectionnel

Les matériaux composites sont généralement constitués de deux phases distinctes : des renforts qui ont une haute rigidité et une matrice qui à des propriétés mécaniques beaucoup plus faibles (figure II.9). Dans le cadre de cette thèse, nous n'avons étudié que les composites fibres longues/matrice polymère. Dans ce cas, le renfort les plus répandus sont les fibres de verre, de carbone ou de Kevlar. Le diamètre des fibres est de l'ordre de $10\mu\text{m}$. la matrice est constituée polymère, par exemple : des résines époxydes ou



polyesters. Une couche de matériau composite est appelée : pli, les plis sont les constituants élémentaires d'un stratifié. Dans un pli, les fibres sont toutes orientées selon la direction 1, garantissant ainsi d'excellentes propriétés mécaniques dans cette direction. Le repère (1,2,z) correspondant aux axes d'orthotropie du pli est appelé : repère local [6].

Figure II.9. Représentation schématique d'un pli [6].

Pour un pli sollicitation en contraintes dans le plan (1,2), on peut écrire la loi de comportement qui relie les déformations ($\{\varepsilon\} = \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix}$) aux contraintes ($\{\sigma\} =$

$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{pmatrix}$) sous la forme :

$$\{\varepsilon\} = [S]\{\sigma\}$$

II.2

[S] est la matrice souplesse du matériau composite. Dans le repère local, cette matrice s'écrit :

$$[S] = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix}$$

II.3

Avec $\left(\frac{-\nu_{21}}{E_2} = \frac{-\nu_{12}}{E_1}\right)$.

II.4

La matrice composite homogénéisée est donc caractérisé par quatre constants élastiques indépendants : E_1 , E_2 , ν_{12} et G_{12} .

La rigidité du matériau composite est définie par :

$$[Q] = [S]^{-1}, \text{ Soit : } \{\sigma\} = [Q]\{\varepsilon\}.$$

II.5

II.3.2. Propriétés mécaniques d'un stratifié [6]

Un matériau composite stratifié correspond à la superposition de N plis dont orientations sont différentes . Le stratifié acquiert une bonne tenue mécanique selon plusieurs directions. Le plan moyen est le plan qui sépare en deux moitiés l'épaisseur h du stratifié figure II.10.

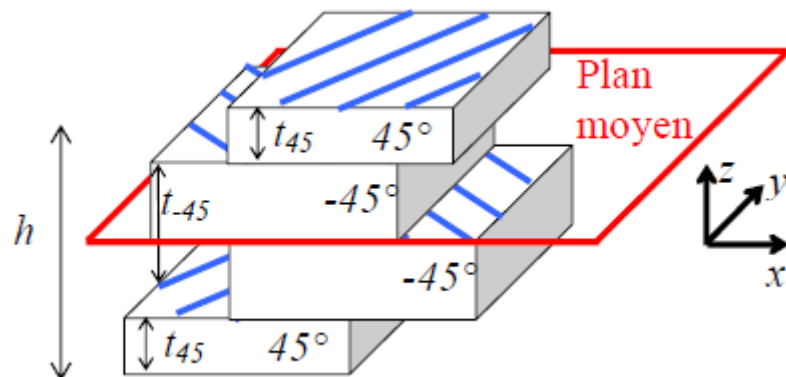


Figure II .10. Représentation schématique d'un stratifié symétrique et équilibré ($t_{-45} = t_{45}$): $[45/-45]_s$ [6].

On utilisera le terme de (configuration) pour désigner la façon dont les plis sont (empilés). La configuration d'un stratifié est caractérisée par les orientations θ_k et les épaisseurs relatives t_h/h des plis. Le repère (x,y,z) , associé au stratifié appelé :repère globale. Dans la suite de ce travail, *l'axe y toujours la direction de traction : application selon la longueur du stratifié*. L'orientation des plis est définie à partir de cet axe. *Les axes x et z correspondent respectivement à la largeur et à l'épaisseur.*

Un stratifié est dit symétrique lorsque les empilements de plis de part et d'autre du plan moyen sont identiques (par exemple figure II.10). Par ailleurs, un stratifié est dit équilibré si, quelque soit la valeur θ , il possède autant de plis identiques selon les orientations θ et $-\theta$. En fin, on dit qu'un stratifié est sollicité en membrane lorsque tous les efforts auquel il est soumis sont contenus dans le plan (x,y)(voir figure II.11).

Les déformations $\{\varepsilon^{stra}\} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^{stra} \\ \varepsilon_y^{stra} \\ \varepsilon_{xy}^{stra} \end{Bmatrix}$ sont alors supposées uniforme sur toute

l'épaisseur h du stratifié. Quant aux contraintes, elles ont des valeurs différentes dans chaque pli. Ces valeurs peuvent être obtenues à l'aide de la théorie classique des

stratifié. Toute fois, on peut définir la contrainte appliquée $\{\sigma^{stra}\} = \begin{Bmatrix} \sigma_x^{stra} \\ \sigma_y^{stra} \\ \sigma_{xy}^{stra} \end{Bmatrix}$ comme

étant la contrainte moyenne imposée par un expérimentateur sur les bords du stratifié. Par exemple, si le stratifié est soumis à une force de traction de 1N selon l'axe y : $\sigma_y^{stra} = \frac{1N}{h.W}$ [6].

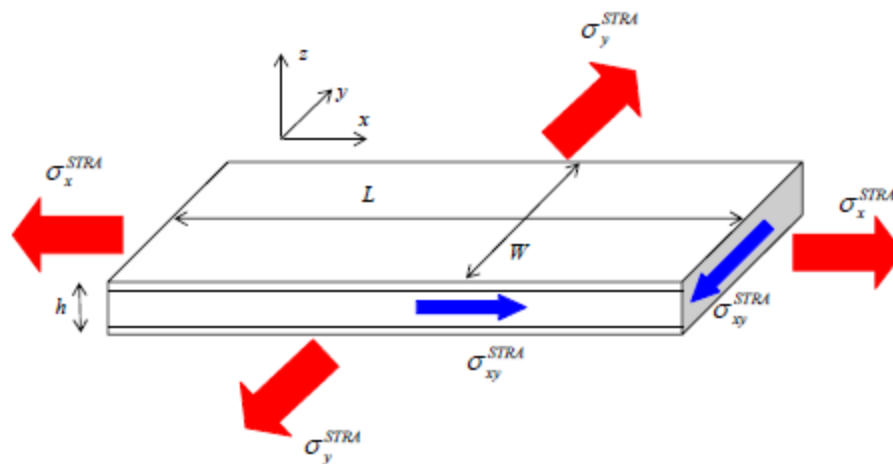


Figure II .11. Stratifié sollicité en membrane [6].

Pour stratifié symétrique et équilibre, sollicité en membrane, la relation entre la déformation appliquée et la contrainte appliquée s'écrit $\{\varepsilon\}^{stra} = [S]^{stra} \{\sigma\}^{stra}$. Sur le repère globale, $[S]^{stra}$ est donnée par [6]:

$$[S]^{stra} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & 0 \\ -\frac{\nu_{xy}}{E_x} & \frac{1}{E_y} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{xy}} \end{bmatrix} \quad \text{II.6}$$

$$\text{Avec } \left(\frac{-\nu_{yx}}{E_y} = \frac{-\nu_{xy}}{E_x} \right)$$

En notant $[Q]^{STRA}$, inverse de $[S]^{stra}$ on peut alors écrire :

$$\{\sigma\}^{stra} = [Q]^{stra} \{\varepsilon\}^{stra} \quad \text{II.7}$$

Chapitre III

Evolution du facteur de concentration de contraintes, Intégrale J. Sous l'effet de traction

III.1. Introduction

Une étude intéressante des relations pouvant exister entre les défauts géométriques de surface et l'orientation des fibres de plaque stratifiée ainsi que les propriétés mécaniques du matériau pour résister à la naissance de fissure. Afin de prédire l'apparition du phénomène d'endommagement, il est avant tout nécessaire d'analyser la distribution de contraintes permettant de déclarer son éventuelle activation.

Nous étudierons la répartition des contraintes, l'évolution du facteur de concentration de contraintes et l'intégrale J du contour, sous l'effet de la traction. Plusieurs cas sont étudiés :

- Une plaque en matériau composite stratifié comportant une seule entaille semi-circulaire.
- Une plaque en matériau composite stratifié comportant une seule entaille semi-circulaire avec une fissure.
- Une plaque en matériau composite stratifié comportant deux entailles semi-circulaires et deux fissures émanant de deux entailles.

Nous représentons la répartition des contraintes normales et tangentielles au sein de l'entaille lorsque la plaque en composite subit une traction uni-axiale perpendiculaire à l'axe des abscisses. La plaque est constituée de 10 plis qui sont orientés dans l'ordre de séquence $[\theta / - \theta]$.

III.2. Modélisation par éléments finis

Dans cette étude nous avons considéré trois plaques carrées minces en boron/époxy de hauteur H et de largeur W . Le rapport entre les dimensions H et W est égal à 1 ($H/W=1$) et l'épaisseur $e_p= 1,27\text{mm}$. Les caractéristiques mécaniques du matériau constituant la plaque sont définies dans le tableau III.1.

E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	ν_{12}	G_{12} (MPa)	G_{13} (MPa)	G_{23} (MPa)
130340	9655	0,29	5586	5586	4827

Tableau III.1. Propriétés mécanique du matériau de la plaque

Par ailleurs, l'effet d'entaille semi-circulaire est mis en évidence en fonction de l'orientation des plis. Dans d'autre cas, nous avons montré la variation de J d'une fissure émanant d'une entaille semi-circulaire seule et de deux entailles semi-circulaires identiques.

Les plaques considérées sont sollicitées en traction uni-axiale dans la direction verticale sous la contrainte appliquée $\sigma = 100$ MPa. Dans la modélisation nous avons employé le code commerciale des éléments finis ABAQUS 6.11. Nous avons utilisé des éléments quadrilatéraux avec un maillage raffiné et structuré au voisinage de l'entaille. La résolution a été faite en état de contraintes planes. Les plaques sont constituées de 10 plis, chacune a une épaisseur de 0,127mm. Les couches sont croisées d'une manière ordonnée selon un angle θ et $-\theta$ respectivement.

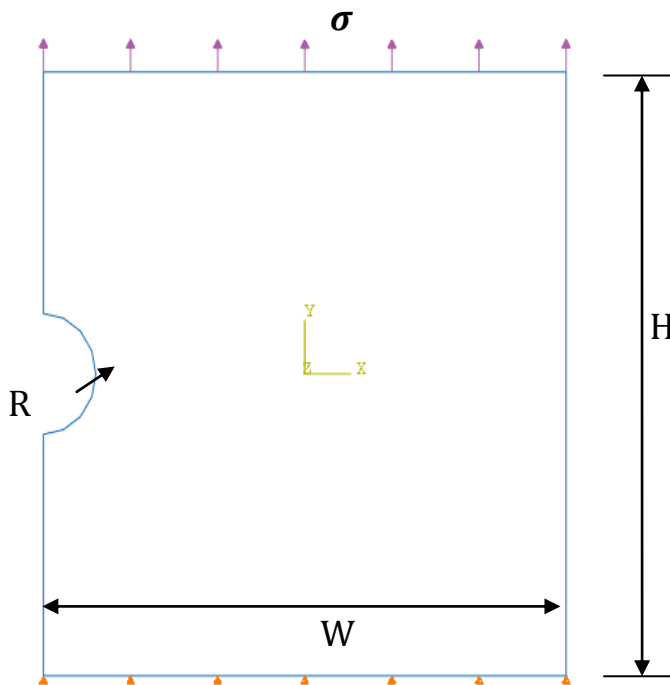


Figure III.1. Modèle géométrique la plaque

Une seule entaille Semi-circulaire.

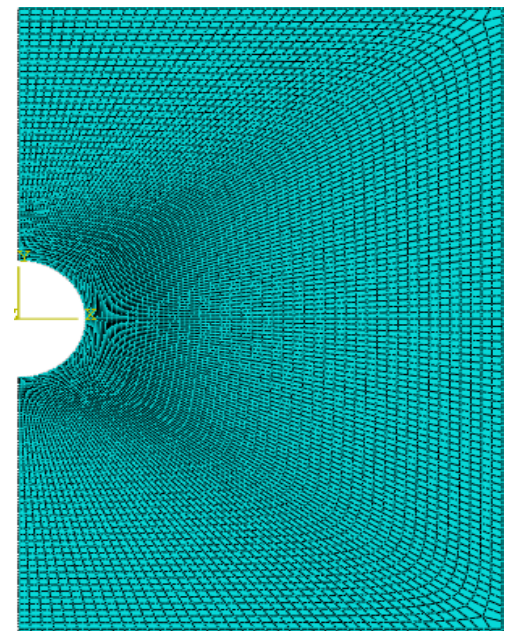


Figure III.2. Maillage de

Une seule entaille Semi-

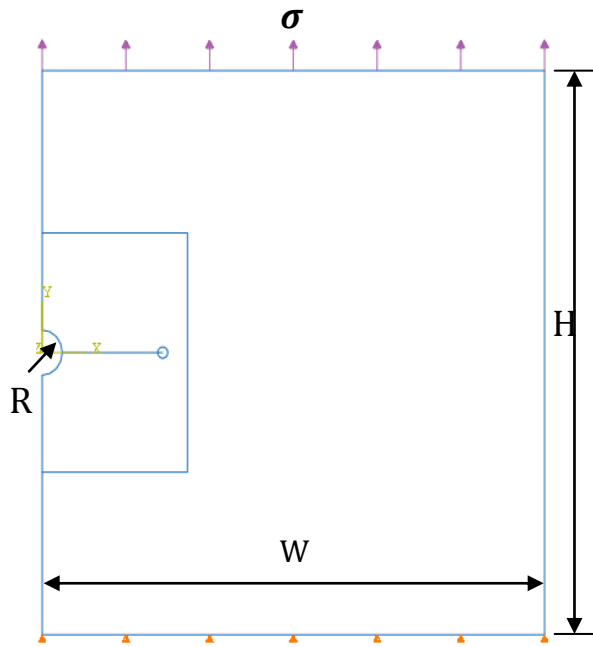


Figure III.3. Modèle géométrique plaque

(Fissure émanant d'entaille semi-circulaire).

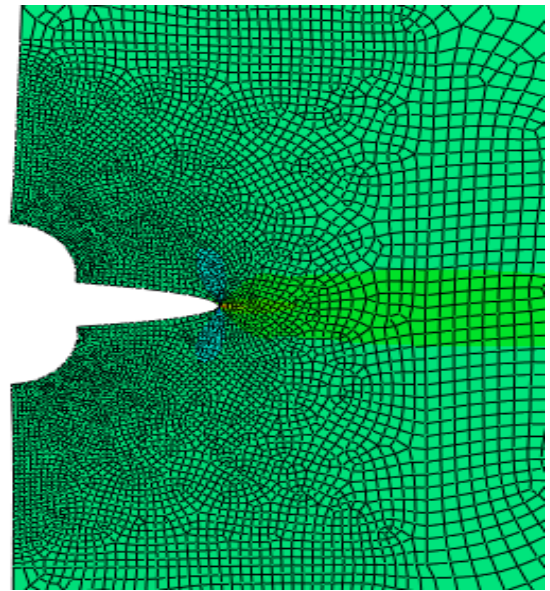


Figure III.4. Maillage de la

(Fissure émanant d'entaille semi-circulaire).

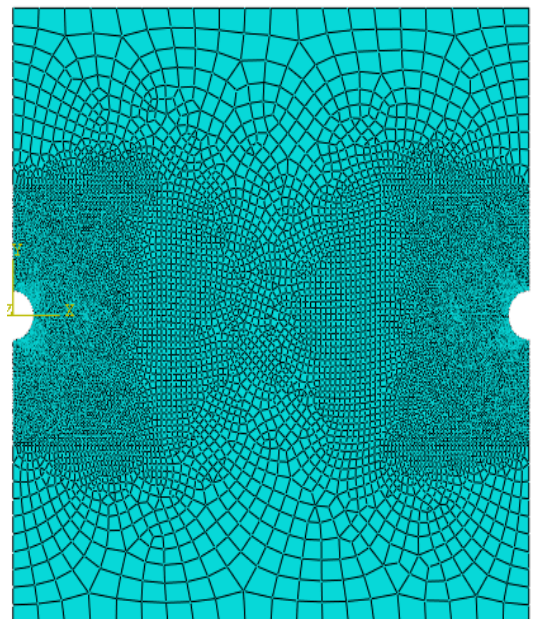
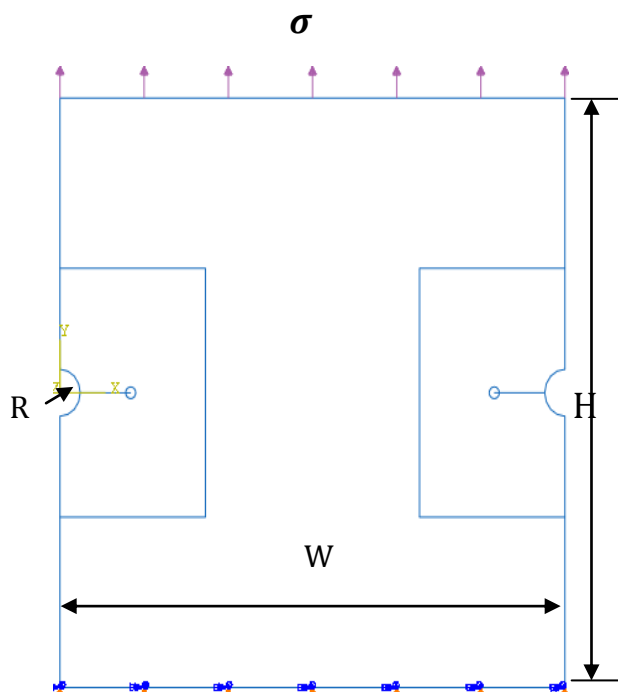


Figure III.5. Modèle géométrique au niveau

(Deux fissures émanant d'entailles).

Figure III.6. Maillage raffiné

(des entailles et des fissures).

III.3. Résultats du cas de la plaque munie d'une seule entaille semi-circulaire

III.3.1. Critère des Contraintes d'une plaque composite avec entaille

Sur la figure III.7, nous avons tracé la variation du facteur de concentration de contraintes K_t ; $K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{app}}$ en fonction de l'angle d'orientation des fibres dans les couches du composite stratifié. Nous remarquons que le FCC augmente en fonction de l'augmentation de l'angle θ jusqu'à une valeur de $\theta = 50^\circ$. A partir de $\theta = 50^\circ$ jusqu'à $\theta = 60^\circ$ une stabilisation des valeurs de FCC est nettement montrée, et a partir de $\theta = 60^\circ$ nous constatons une légère diminution de FCC. A 90° les valeurs du FCC sont de l'ordre de 2.8, 3.5, 4.3, 5.4 et 5.8 respectivement pour les rayons d'entailles 1, 2, 4, 8 et 10mm.

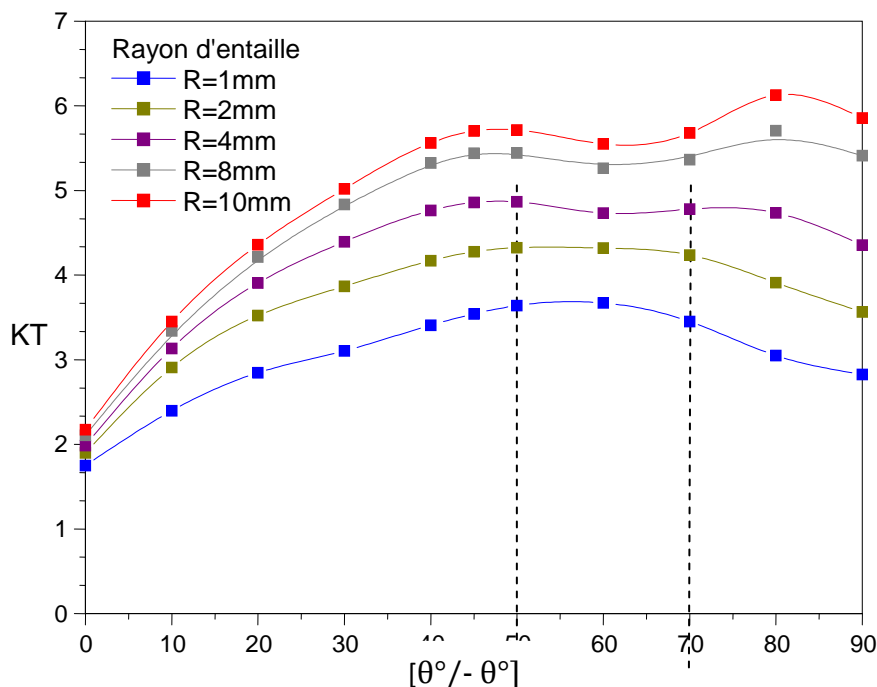


Figure III.7. Variation de FCC en fonction de l'angle d'orientation des plis (valeurs absolues).

Sur la Figure III.8, on montre la variation du facteur de concentration de contraintes suivant xx $\sigma_{xx max}$ en fonction de l'orientation des fibres de la plaque en

matériau composite stratifié. Le rayon de l'entaille varie de 1mm à 10mm. Le facteur de concentration de contraintes augmente rapidement en fonction de l'augmentation de θ jusqu'à une valeur maximale correspondant à 45° à partir de laquelle on constate une légère stabilisation pour les faibles rayons d'entailles. Pour les grands rayons le décroissement du facteur FCC est remarquable. Des valeurs maximales étant marquées pour l'angle d'orientation des fibres à 90° .

On signale que le facteur de concentration de contraintes atteint des valeurs maximales importantes lorsque les fibres sont orientées dans un intervalle variant de 40° à 60° pour des faibles rayons d'entailles ; pour les grands rayons l'intervalle varie de 80° à 90° . Il est marqué que lorsque l'angle est nettement inférieur à 10° le FCC décroît suivant l'axe des abscisses.

Le FCC est de l'ordre d'un matériau homogène lorsque l'orientation des fibres est inférieure à 10° . Il passe du simple au double pour les grands rayons lorsque l'angle est de 90° . Les concentrations des contraintes suivant les abscisses sont deux fois plus importantes que celles des ordonnées. Compte tenu des valeurs minimales du FCC (*figure III.9*), nous remarquons que le FCC augmente progressivement et lentement en fonction de l'augmentation de l'angle θ jusqu'à une valeur de $\theta=70^\circ$. Le FCC à ce niveau varie de 2,5 à 3,5. Quelque soit le rayon d'entaille la différence entre les valeurs de FCC est quasi nulle. A partir de 70° la divergence des valeurs du FCC est nettement montrée. Les valeurs sont l'ordre de 2.8, 3.5, 4.3, 5.4 et 5.8 respectivement pour les rayons d'entailles de 1mm à 10mm.

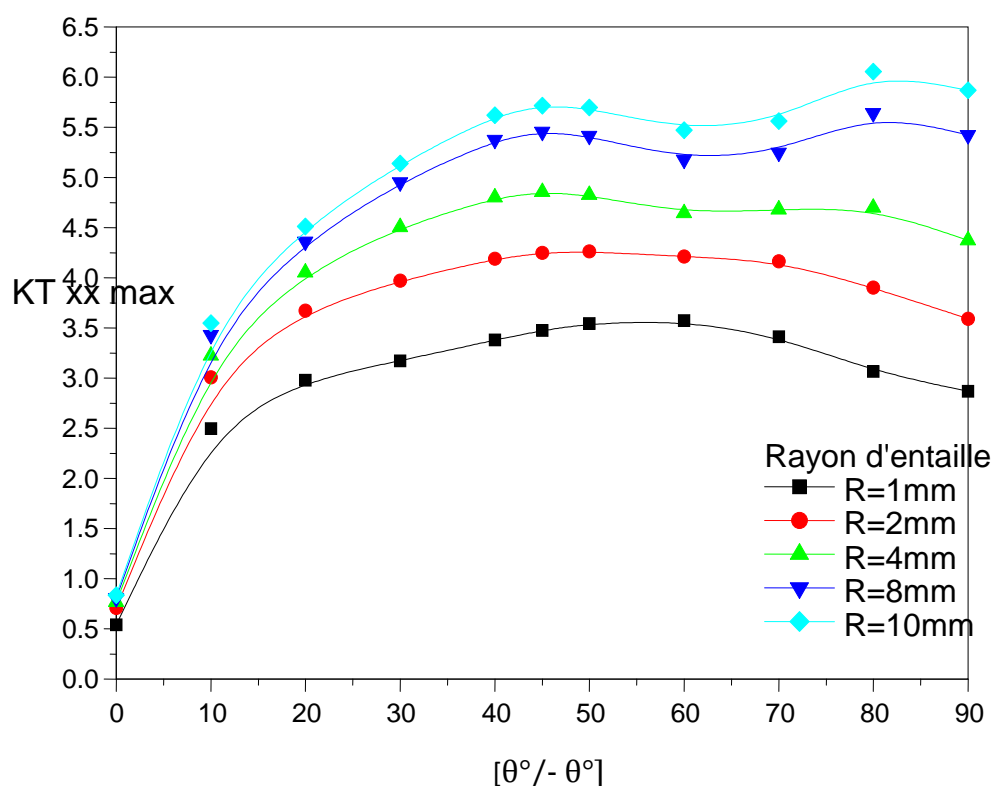


Figure III.8. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis (valeurs maximales).

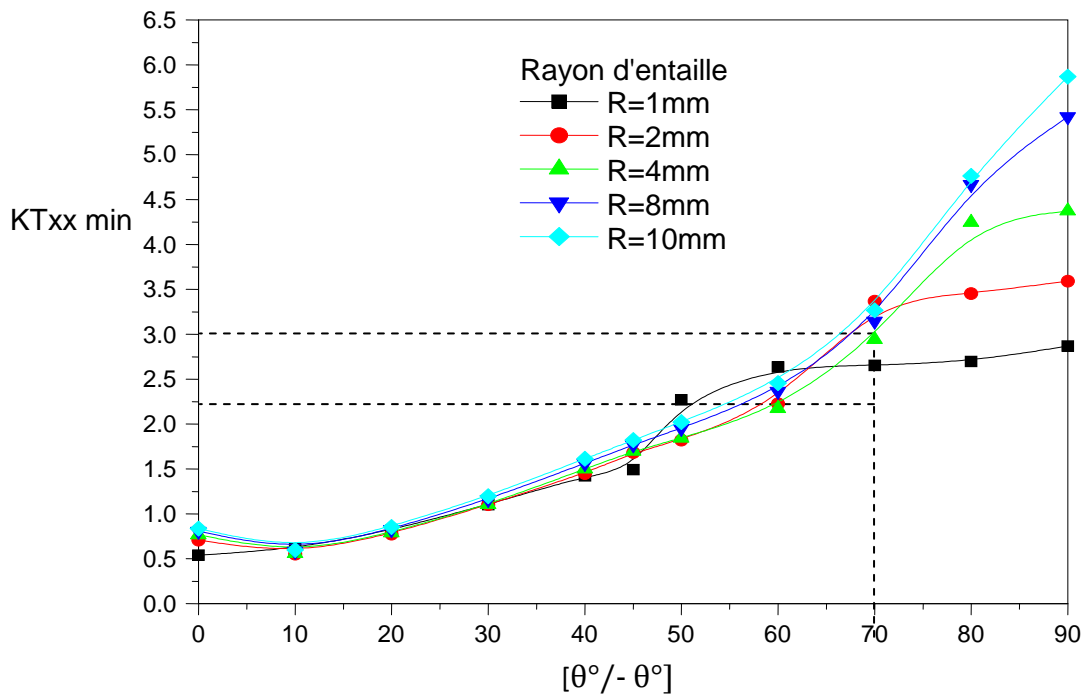


Figure III.9. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis (valeurs minimales).

Les figures III.10 et III.11 montrent la variation du facteur de concentration de contraintes $K_{t\ y\ y}$ en fonction de l'orientation des fibres de la plaque en matériau composite stratifié. Dans le cas des contraintes maximales, le facteur de concentration de contraintes a un comportement inverse en comparaison avec le FCC $K_{t\ x\ x}$. Dans la première constatation sur la figure, il est montré que quel que soit le rayon de l'entaille, le FCC diminue progressivement en fonction de l'accroissement de l'angle d'orientation des plis, et cela jusqu'à la valeur de 50°. La valeur maximale est obtenue pour le plus grand rayon de l'entaille semi-circulaire R=10mm et qui est inférieure à celui d'un matériau homogène. Dans ce cas, les plis jouent un rôle important sur la diminution des concentrations de contraintes.

Les contraintes tangentielles sont aussi représentées sur les figures III.12 et III.13 pour les valeurs maximales et minimales respectivement. Les valeurs critiques pour les deux cas sont de l'ordre de l'unité. Pour le premier cas, les valeurs maximales sont dans intervalle variant de 30° et 50° et les valeurs minimales sont obtenues à partir de $\theta > 70^\circ$. Par contre pour le second cas, les valeurs minimales sont localisées lorsque les fibres sont orientées perpendiculairement à la contrainte appliquée. Les faibles valeurs du FCC sont clairement montrées entre $20^\circ > \theta < 60^\circ$.

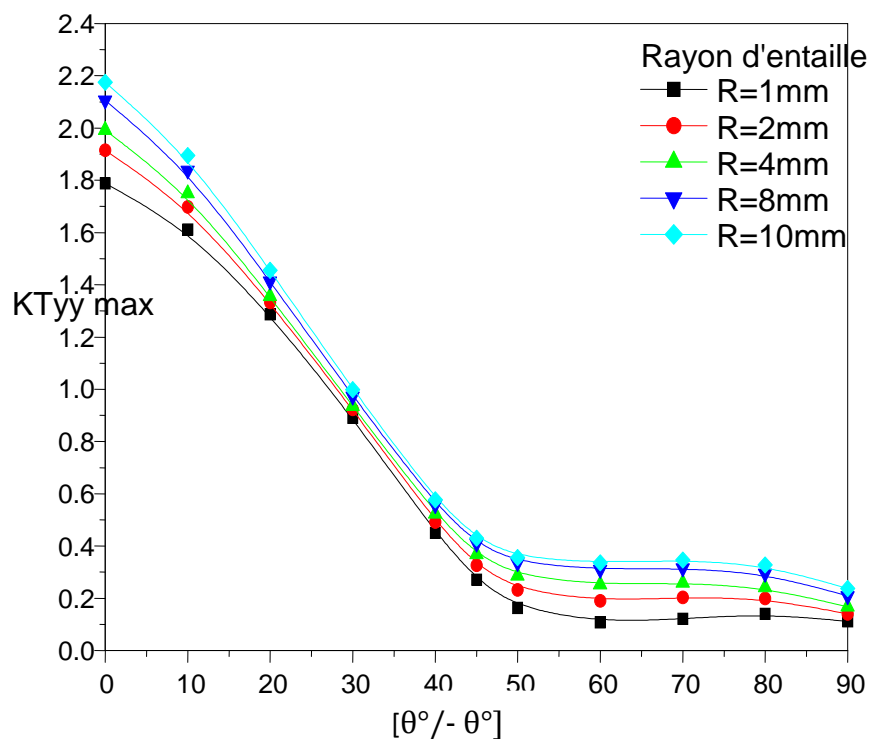


Figure III.10. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis (valeurs maximales).

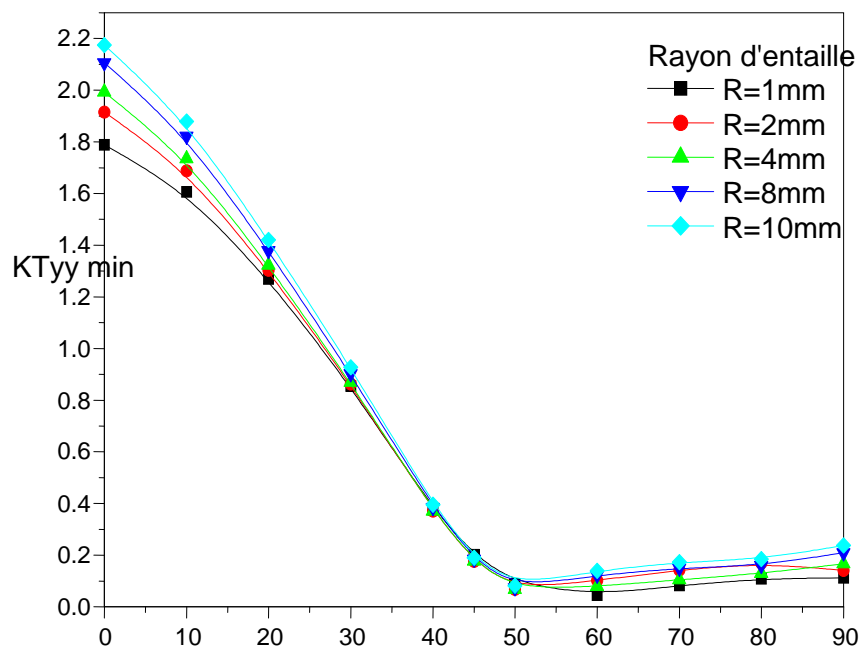


Figure III.11. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis (valeurs minimales).

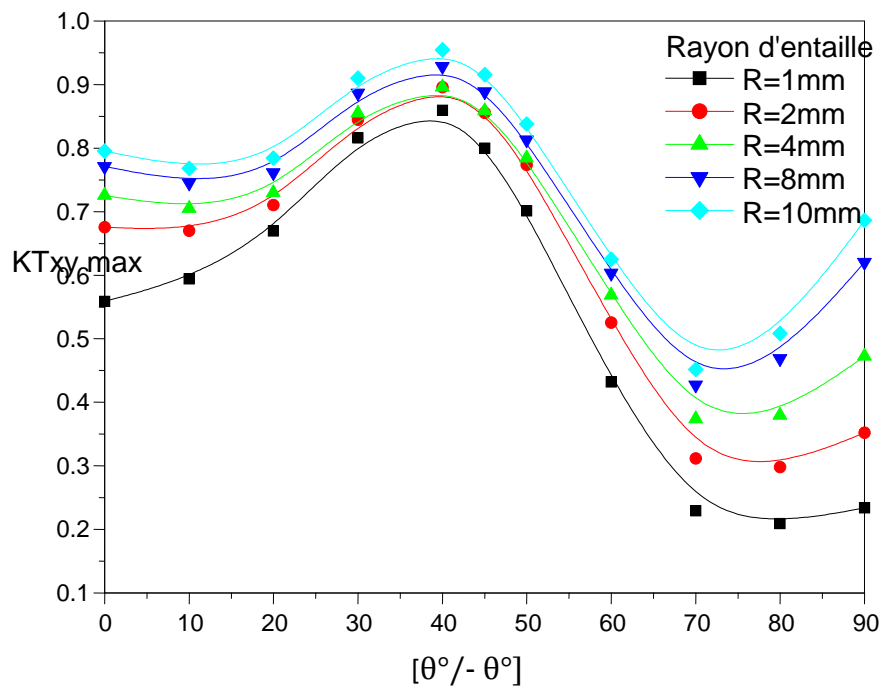


Figure III.12. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis (valeurs maximales).

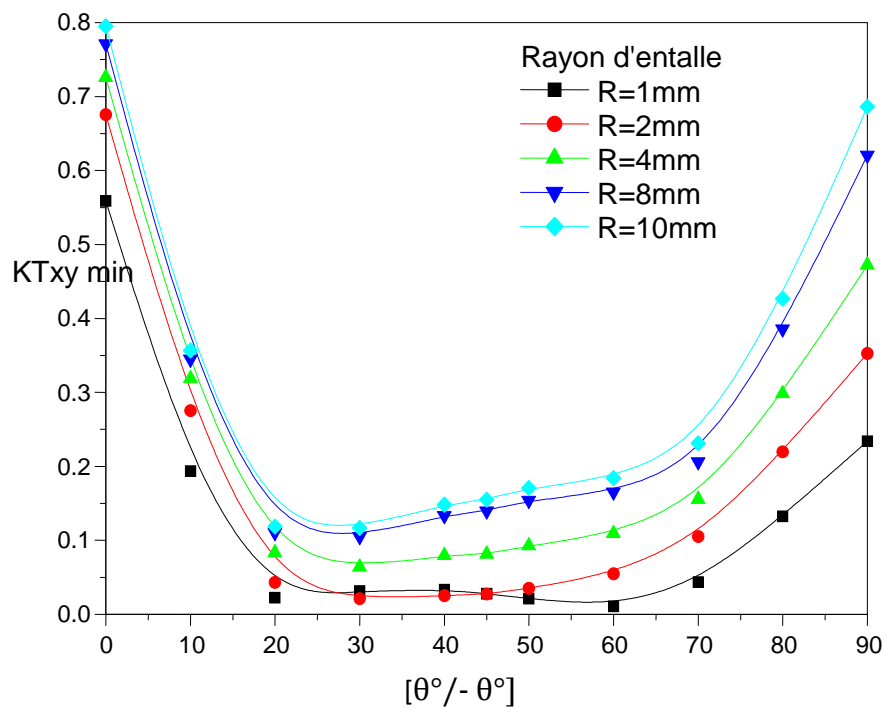
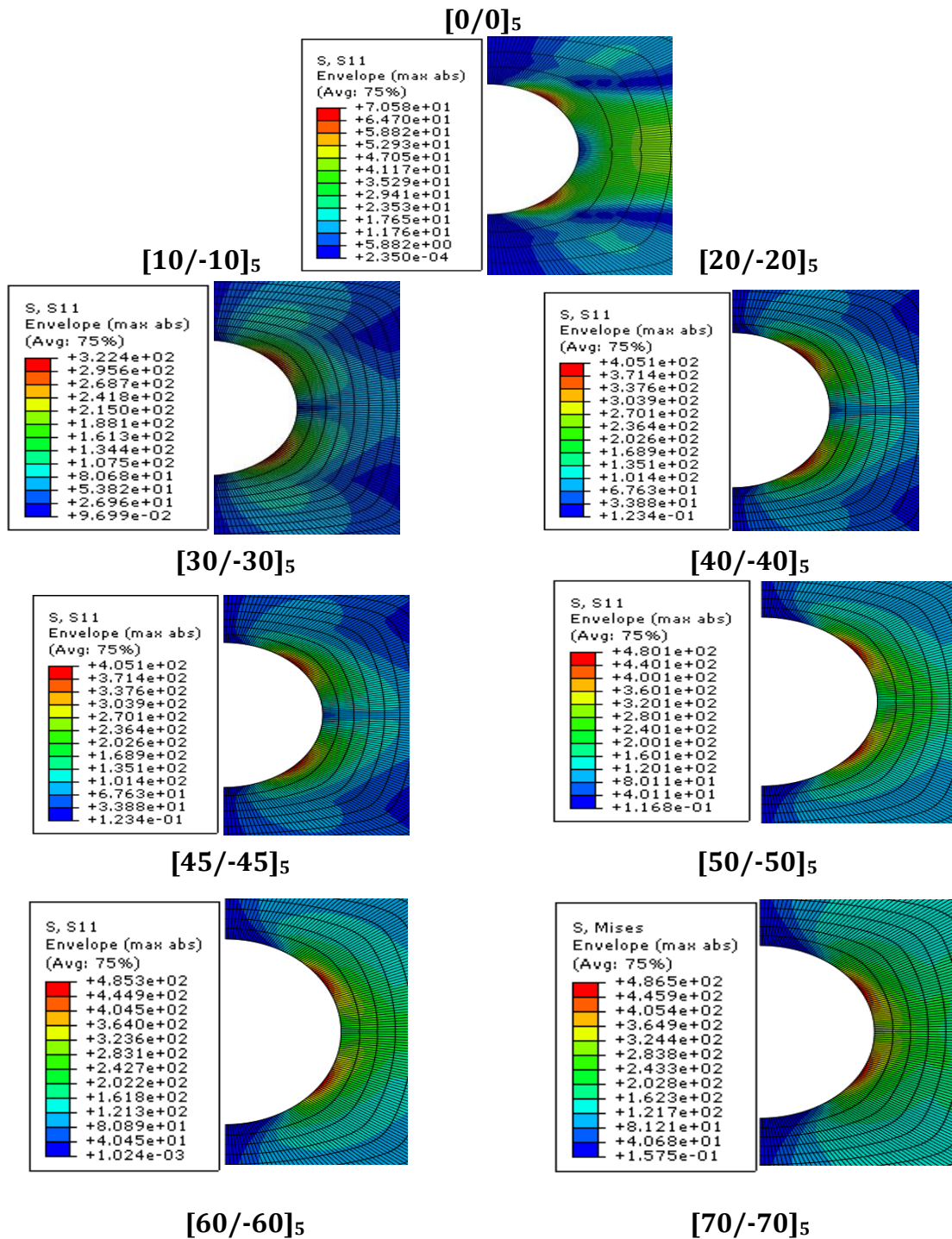
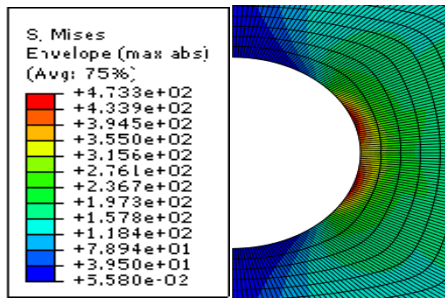


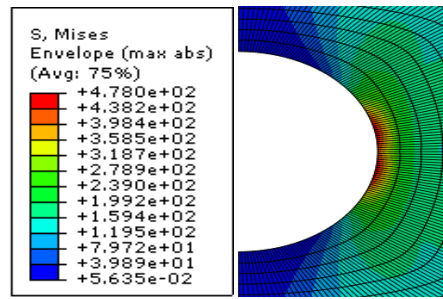
Figure III.13. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis (valeurs minimales).

Pou mieux éclaircir la variation du FCC, nous avons représenté les niveaux de contraintes normales pour différentes orientations des fibres en présence d'entaille semi-circulaire de rayon R=4mm (voir figures III.14. a, b et c).





[80/-80]



[90/-90]₅

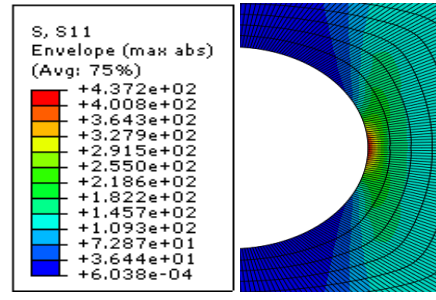
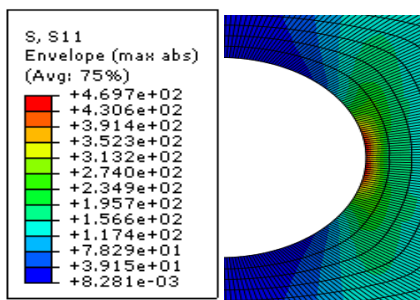
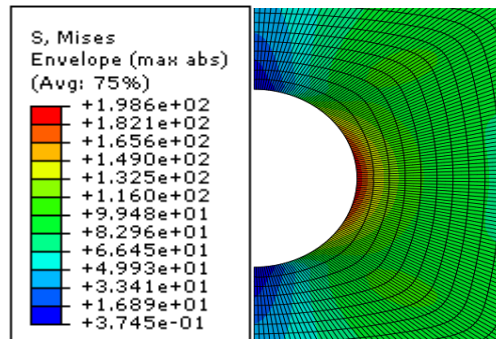
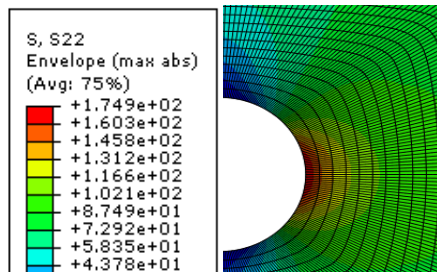


Figure III.14.a. Variation des niveaux de contraintes normales σ_{xx} au fond de l'entaille.

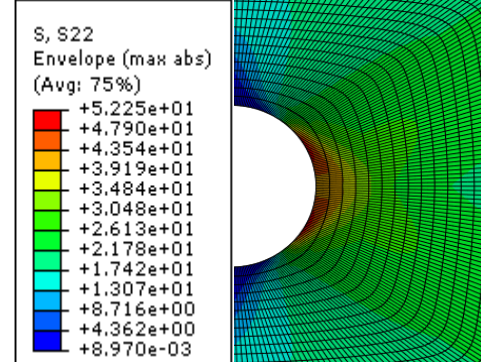
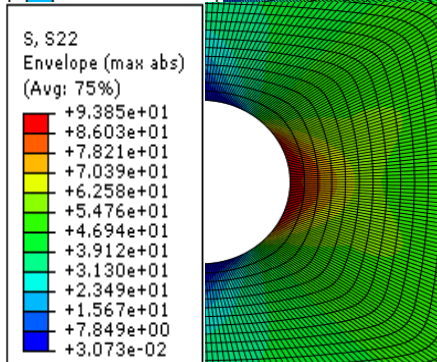
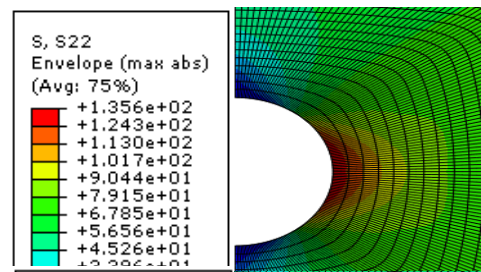
[0/0]₅



[10/-10]₅



[20/-20]₅



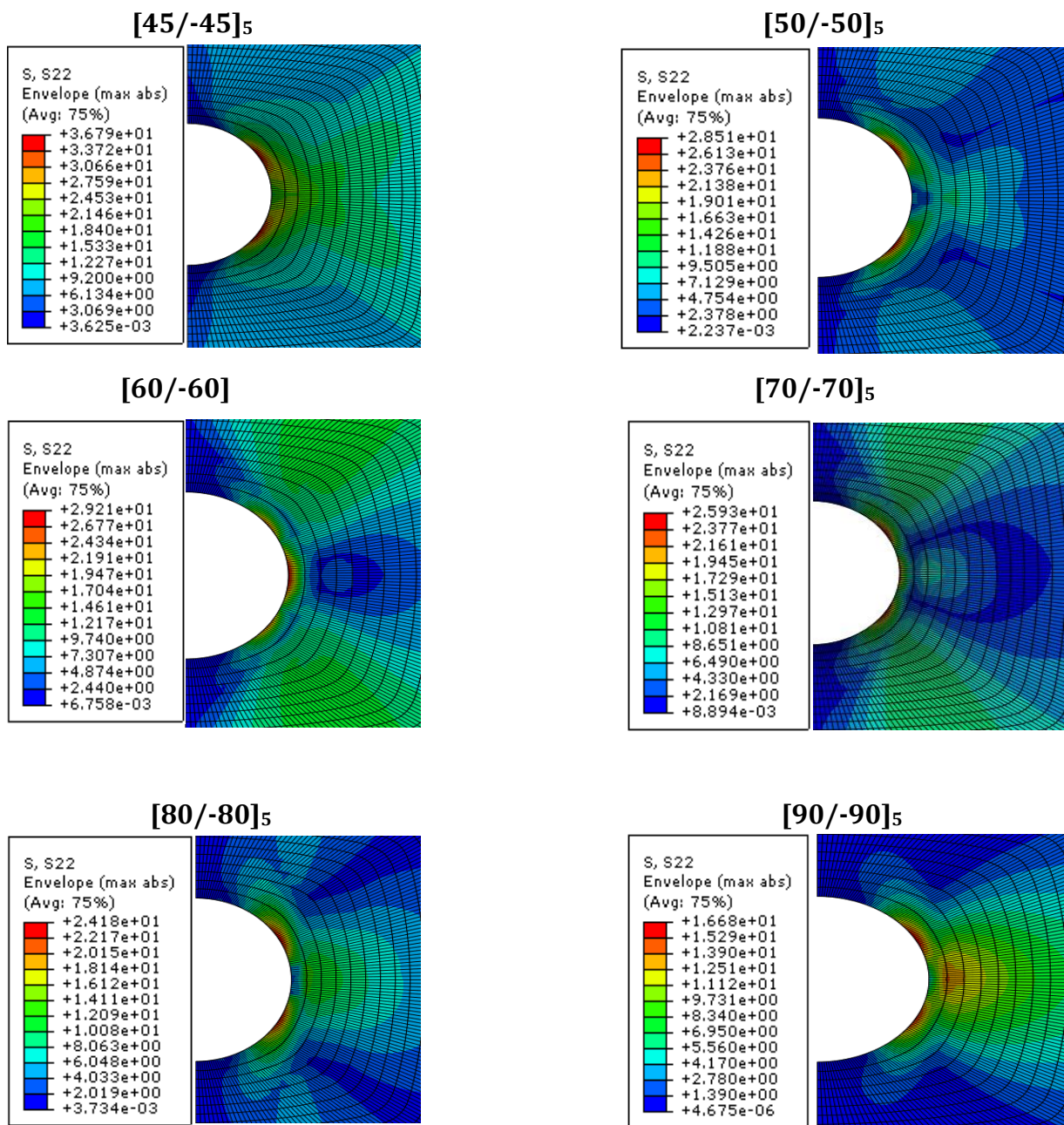
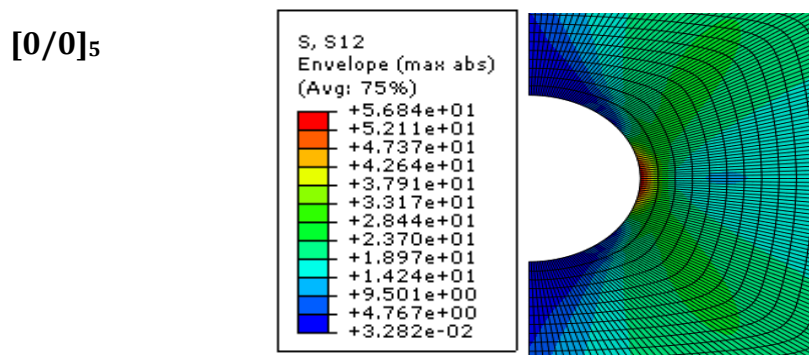
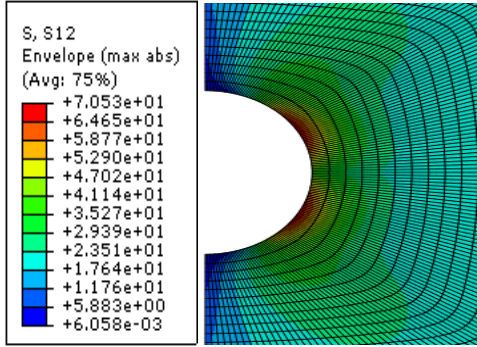


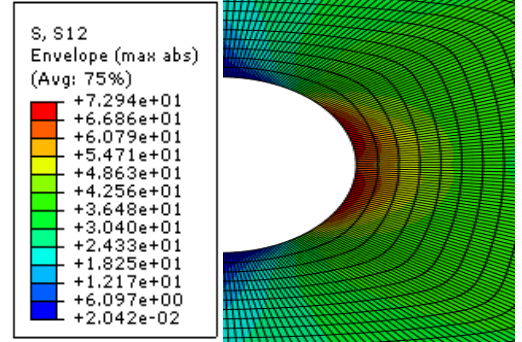
Figure III.14.b. Variation des niveaux de contraintes normales σ_{yy} au fond de l'entaille.



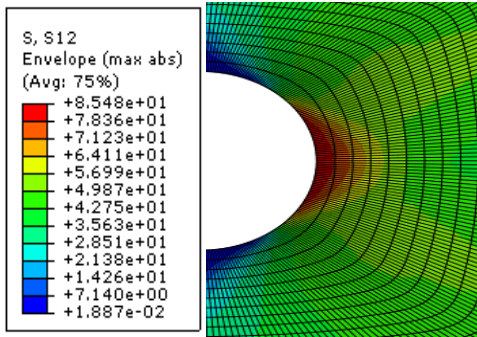
[10/-10]₅



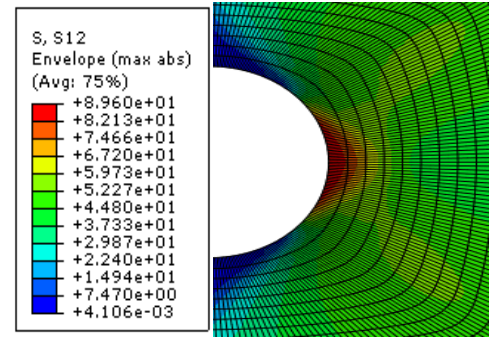
[20/-20]₅



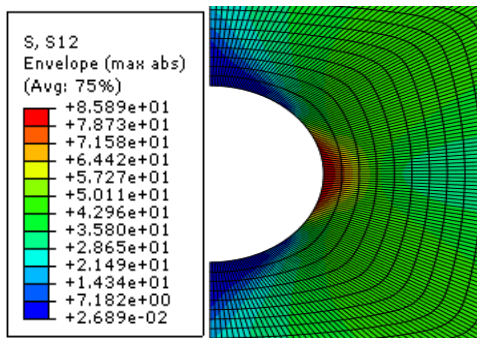
[30/-30]₅



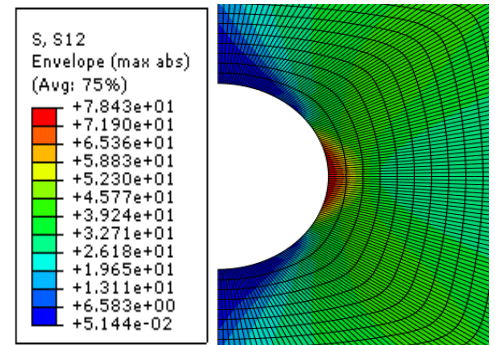
[40/-40]₅



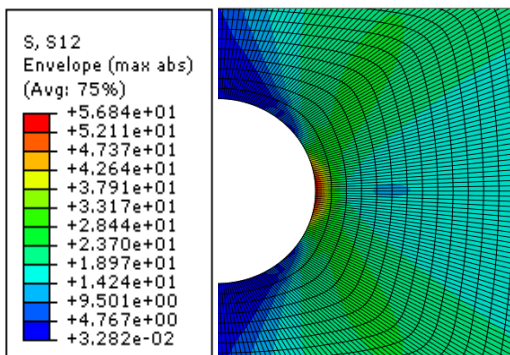
[45/-45]₅



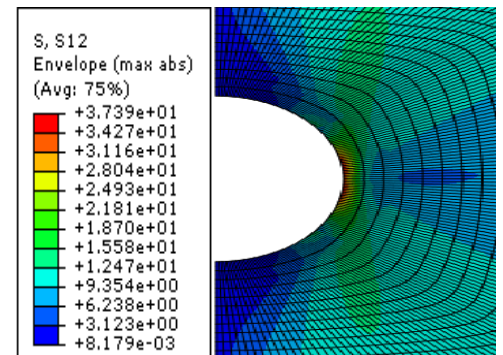
[50/-50]₅



[60/-60]₅



[70/-70]₅



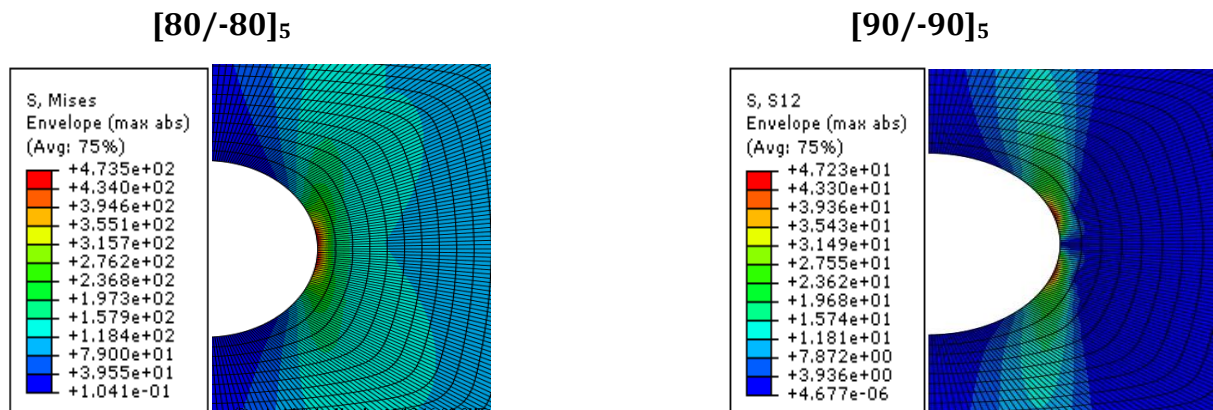


Figure III.14.c. Variation des niveaux de contraintes normales σ_{xy} au fond de l'entaille.

III.4. Plaque munie d'une seule entaille semi-circulaire avec fissure

III.4.1. Critère des Contraintes d'une plaque en composite avec entaille et fissure

Dans ce paragraphe, on considère la même géométrie que précédemment. La plaque modélisée ainsi que les conditions aux limites sont spécifiées sur la figure III.3 et III.4 concernant la géométrie, l'épaisseur et le rayon d'entaille sont constantes. L'épaisseur de 10 plis ($0.127\text{mm} \times 10$) et le rayon $R=4\text{mm}$. Afin de simuler mieux l'essai de traction quasi-statique d'une force de $\sigma=100\text{ MPa}$, l'une d'extrémité de la plaque est encastree et tous les nœuds sont bloqués en y translation. Les nœuds présents sur l'autre extrémité de la plaque sont libres en translation. Ces éléments sont multicouches Shell quadratiques en surface et linaires dans l'épaisseur.

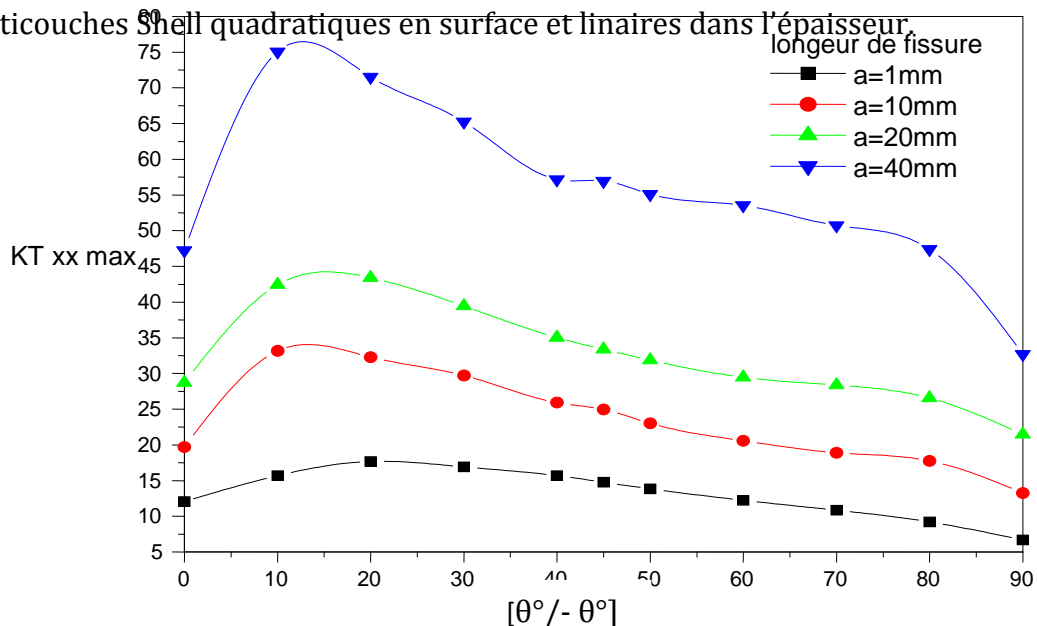


Figure III.15. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis, en présence d'une fissure émanant d'entaille.

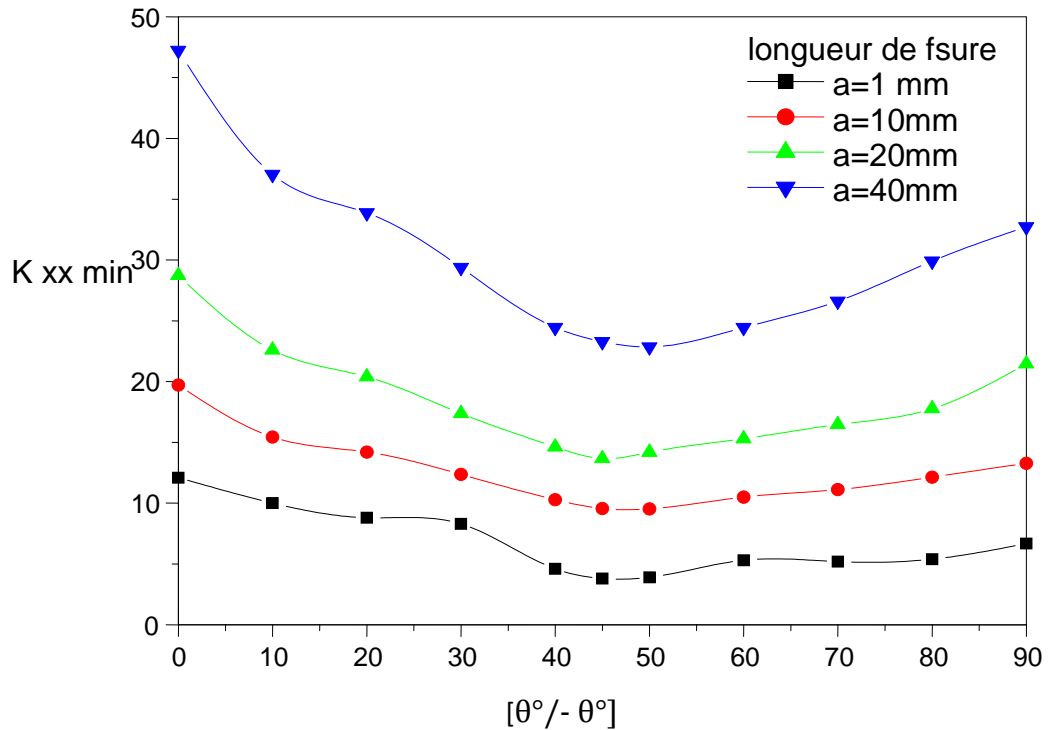


Figure III.16. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis, en présence d'une fissure émanant d'entaille.

Sur les figures III.15 et 16, nous avons montré l'évolution d'un FCC $K_{t_{xx}}$ en fonction de l'orientation des plis pour différentes longueurs de fissures a (mm). Il est clair que le facteur $K_{t_{xx}}$ est de plus en plus important avec l'importance de la taille de la fissure. Les contraintes maximales sont obtenues à $\theta=10^\circ$ alors que les contraintes minimales sont à $\theta=90^\circ$ (voir figure III.15). En utilisant les contraintes minimales les FCC sont maximales à $\theta=0^\circ$ et minimales dans un intervalle variant de 40° à 50° . La forme de l'allure est parabolique. Les FCC $K_{t_{xx\max}}$ sont beaucoup plus importants que $K_{t_{xx\min}}$.

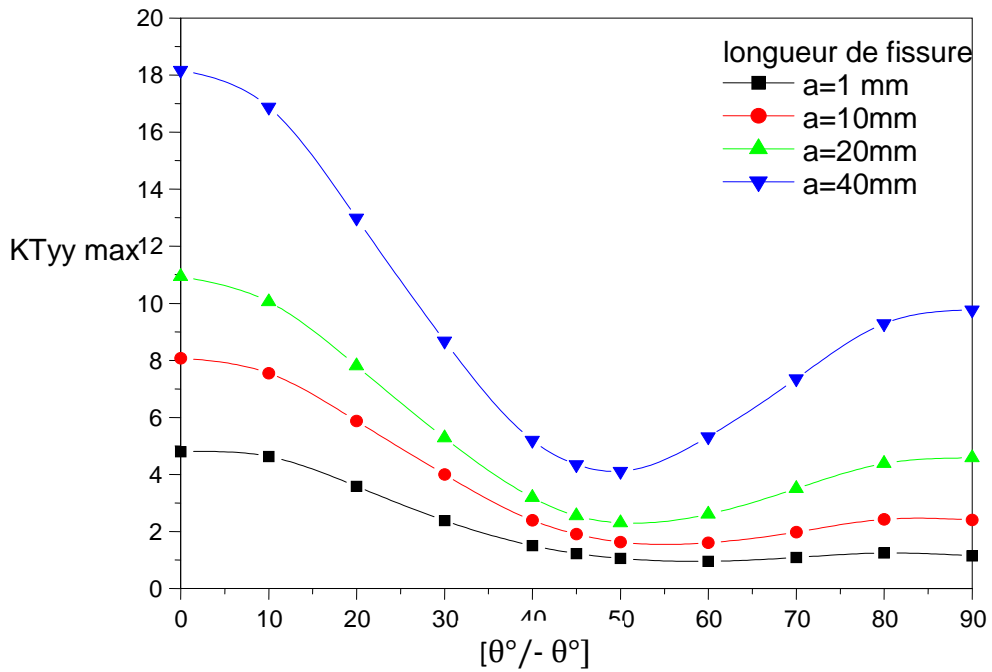


Figure III.17. Variation du FCC en fonction de l'angle d'orientation des plis, en présence d'une fissure émanant d'entaille.

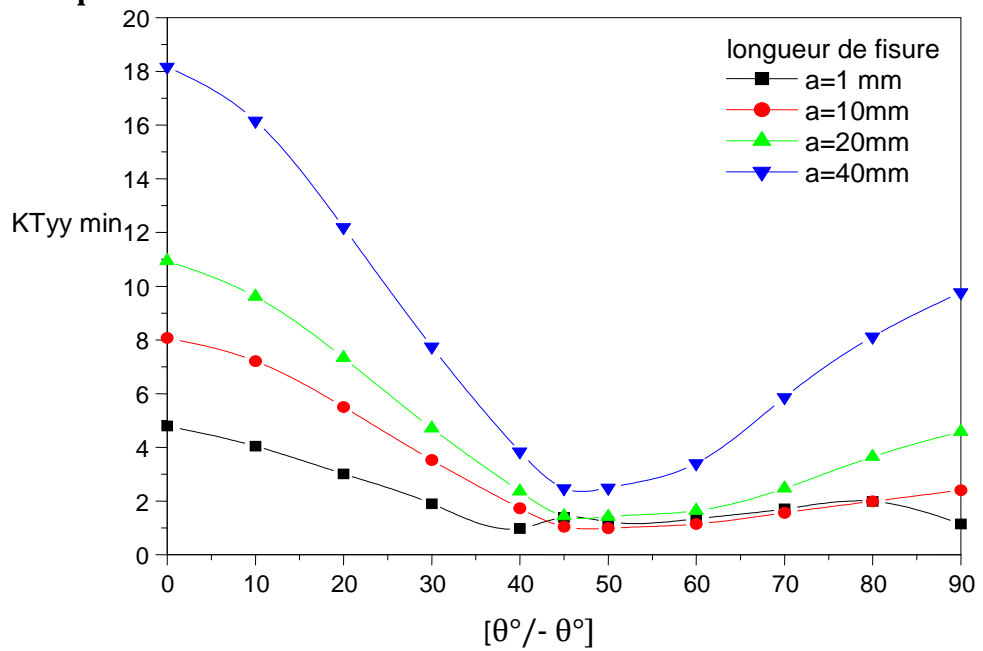


Figure III.18. Variation du FCC en fonction de l'angle d'orientation des plis, en présence d'une fissure émanant d'entaille.

Les figures III.17 et III.18, illustrent la variation de FCC suivant l'axe y en fonction de l'angle θ . Les contraintes maximales sont obtenues à un angle $\theta=0^\circ$, qui elles diminuent quasi-linéairement en fonction de l'augmentation de l'angle θ , jusqu'à une valeur minimale correspond à l'angle $\theta=50^\circ$. Au de delà cet angle une ré-augmentation.

Les FCC $K_{t_{yy}}$ sont au niveau deux fois moins importantes que celles de $K_{t_{xx}}$. Ceci montre que les contraintes suivant l'axe x est plus importantes et peuvent causer des dommages de la structure.

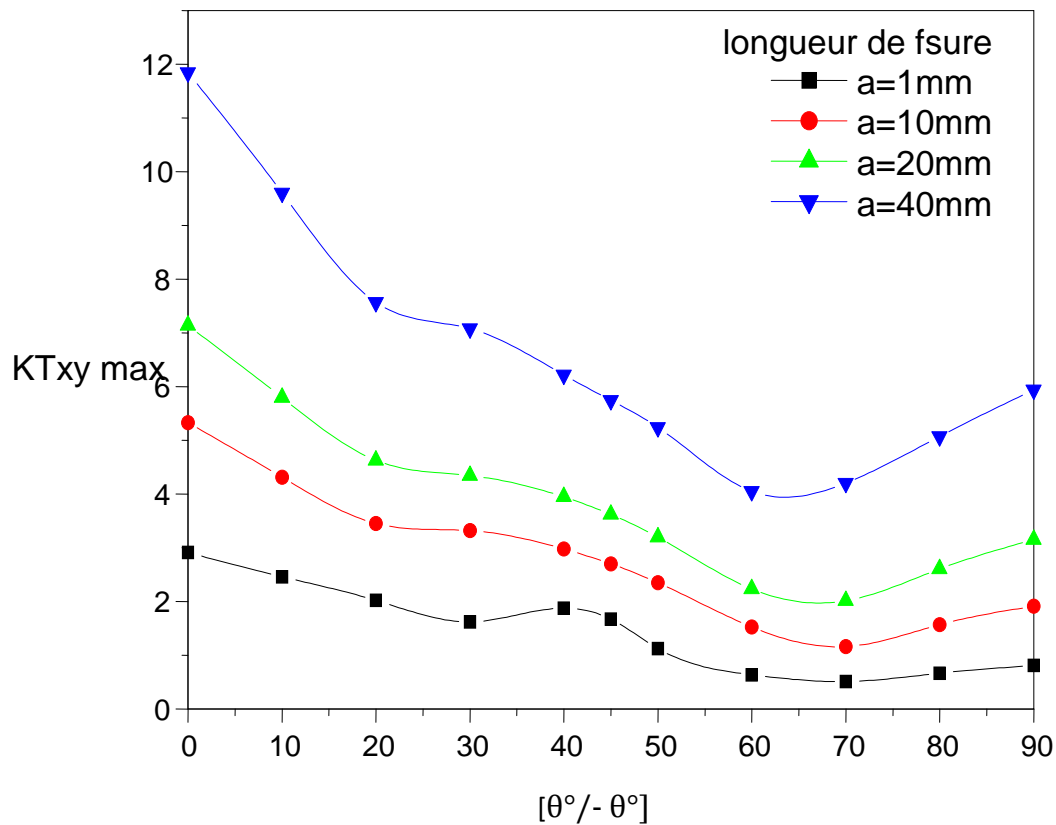


Figure III.19. Variation du FCC en fonction de l'angle d'orientation des plis, en présence d'une fissure émanant d'entaille.

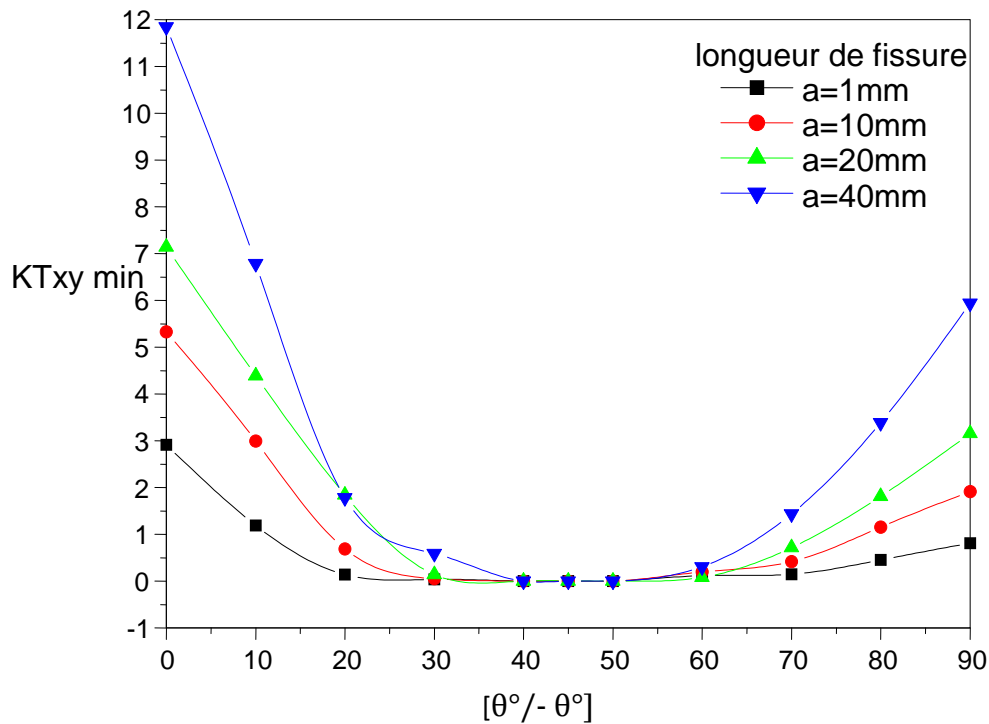


Figure III.20. Variation du FCC en fonction de l'angle d'orientation des plis, en présence d'une fissure émanant d'entaille.

Les figures III.19 et III.20, montrent l'évolution du FCC des contraintes de cisaillement en fonction de l'angle θ . Les FCC maximales sont à $\theta=0^\circ$, puis ils diminuent progressivement avec l'accroissement de θ à 90° , le FCC tendent à des valeurs faibles. Sur la figure III.20, les contraintes sont nulles lorsque θ varie de 20° à 60° .

III.4.2. Variation de l'intégrale de contour J en fonction de la taille de la fissure

Il est important d'être en mesure de pouvoir déterminer l'ensemble des sources de propagation de fissure apparente dans une structure. Cependant pour réaliser le meilleur dimensionnement possible, on suppose l'existence d'une fissure émanant d'entaille semi-circulaire et évaluer sa propagation dans la plaque composite composée de plusieurs plis. La différence de niveau de l'énergie de la fissure dans plusieurs plis de différentes orientations est illustrée sur la Figure III.21 quantifiant la sensibilité du matériau à la propagation de fissure.

La Figure III.22 indique pour chaque orientation de plis l'incrément de l'intégrale J de contour en présence d'une seule fissure au fond d'entaille semi-circulaire. Pour

chaque séquence, nous avons varié quatre longueur de la fissure sur une longueur suffisante pour qu'elle soit représentative vis-à-vis de la plaque en composite.

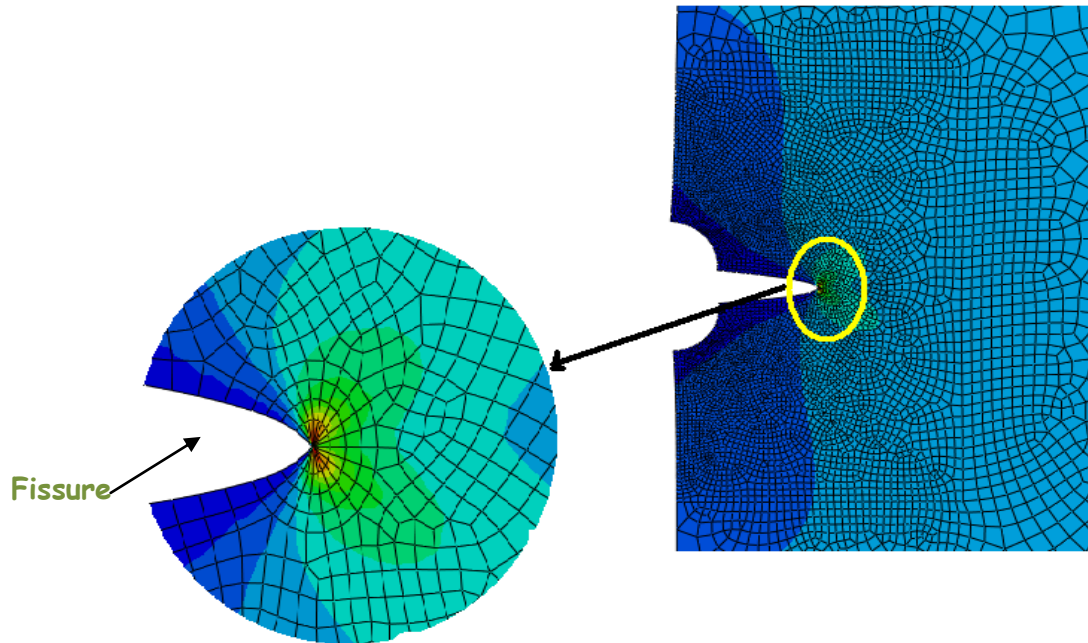


Figure III.21. Maillage au niveau de la pointe de la fissure émanant d'entaille semi-circulaire latérale.

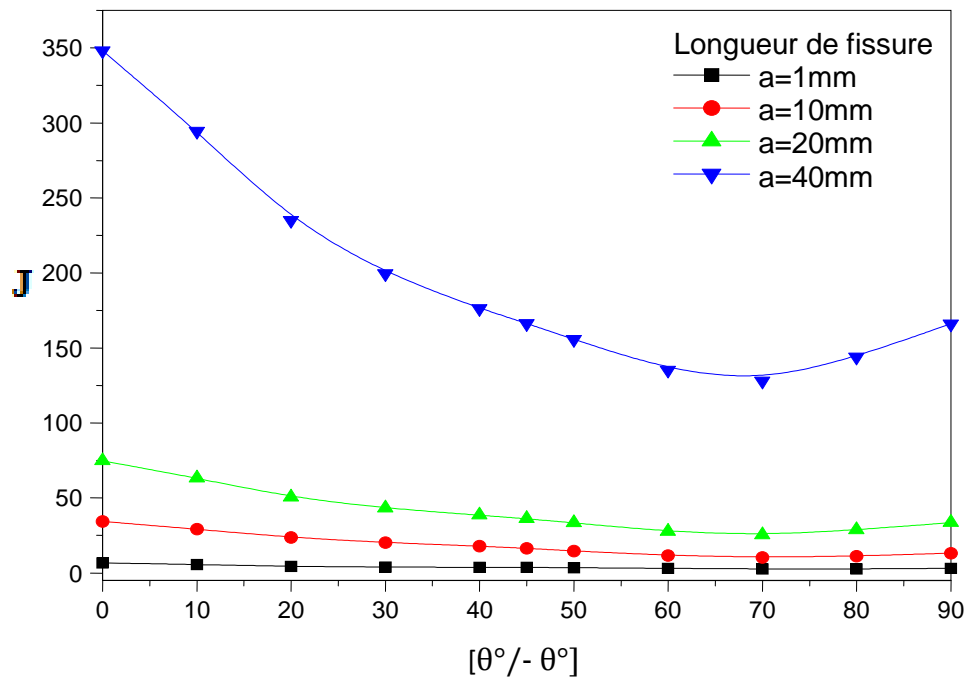


Figure III.22. Variation de l'intégrale J de contour en fonction de la séquence de plis pour quatre différentes longueurs de fissures.

On remarque que l'énergie de propagation de la fissure est faible lorsque l'orientation des fibres tend à 90° . A partir de cet angle, l'énergie J augmente sensiblement avec la diminution de l'angle θ . L'augmentation de la longueur de la fissure provoque l'accroissement rapide de l'énergie J . Par conséquent la fissure a tendance à s'accélérer. Ce comportement est dû probablement à l'approche de la pointe de la fissure vers le bord de la plaque composite. La valeur maximale de J est obtenue pour la grande taille de la fissure lorsqu'elle est parallèle à l'orientation des fibres donc favorablement orientée. Un effet inverse se produit lorsque la fissure est perpendiculaire aux fibres. Dans ce cas, J est minimal et la valeur de l'énergie passe du double au simple. Donc plus en augmentant l'orientation des fibres par rapport à la position de la fissure plus l'énergie J aura tendance à diminuer. Alors si le renfort est plus résistant par rapport à la matrice, un effet important d'un phénomène interfacial se produit et la propagation de fissure sera gouvernée par le pontage des fibres.

III.5. Résultats du cas de la plaque munie de deux entailles semi-circulaire avec deux fissures

III.5.1. Critère des Contrainte d'une plaque composite avec deux entailles et deux fissures

La plaque considérée est sollicitée en traction uni-axiale dans la direction verticale sous la contrainte appliquée d'amplitude $\sigma = 100MPa$. Dans le calcul nous avons employé le code commercial des éléments finis ABAQUS [9]. Nous avons utilisé un maillage raffiné et structuré au voisinage deux entailles de rayon $R=4mm$ et deux fissures comme le montre la Figure III.5 et III.6. La résolution a été faite en état de contraintes planes. La plaque est constituée de dix plies, chacun à une épaisseur de $1,27mm$. Les couches sont croisées d'une manière ordonnée selon un angle θ et $-\theta$ respectivement (Figure III.23).

Dans cette partie nous avons étudié la variation du facteur de concentration de contraintes en fonction de l'orientation des fibres par rapport à la charge appliquée. La plaque est constituée de 10 plis de séquence $[\theta/-\theta]$.

En présence deux fissures au fond de deux entailles semi-circulaire. Pour chaque séquence, nous avons varié quatre longueurs de la fissure sur une taille suffisante pour qu'elle soit représentative vis-à-vis de la plaque en composite.

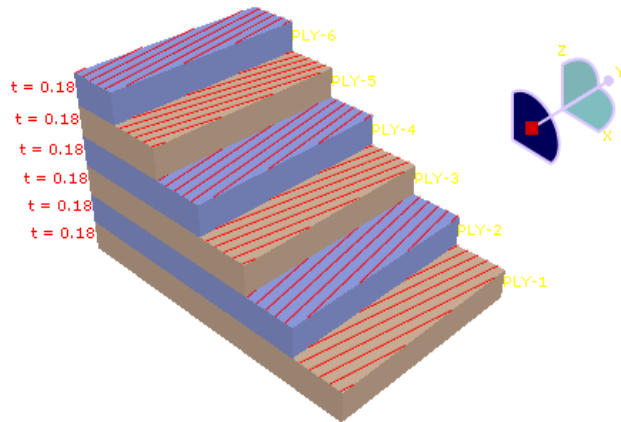


Figure III. 23. Orientation des fibres dans la plaque stratifiée.

Le Figure III.24 illustre l'évolution du facteur de concentration de contraintes au fond de deux fissures pour quatre différentes longueurs de la fissure

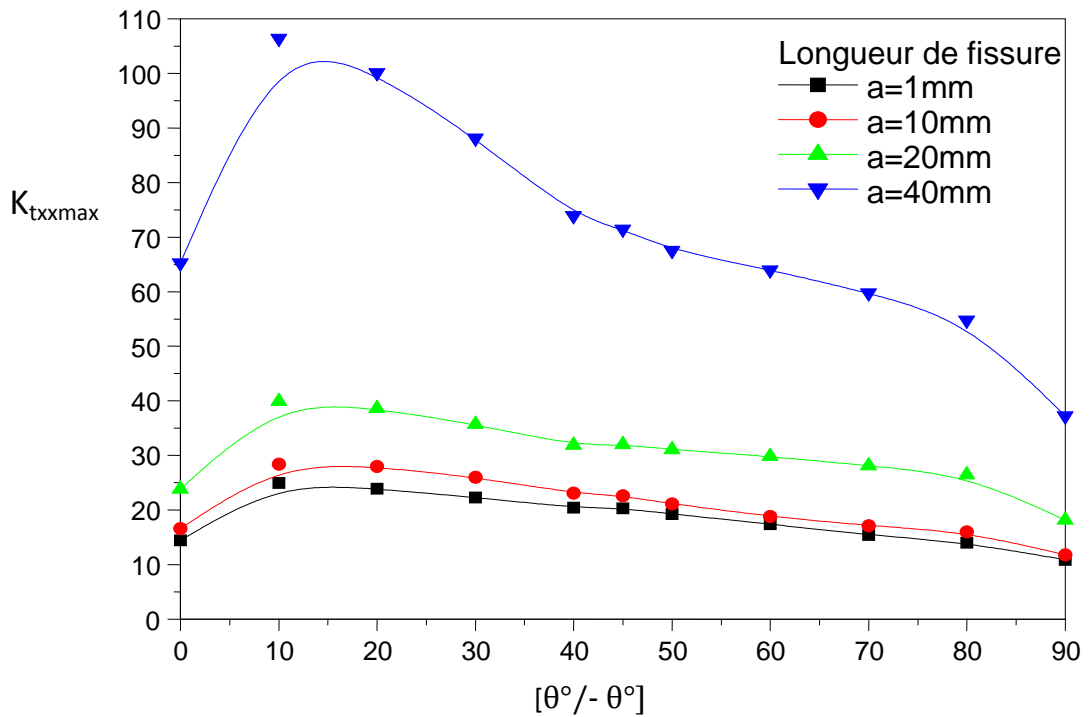
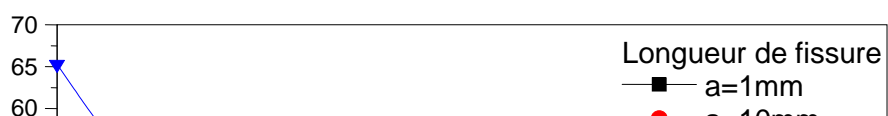


Figure III.24. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.



K_{txxmin}

Figure III.25. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.

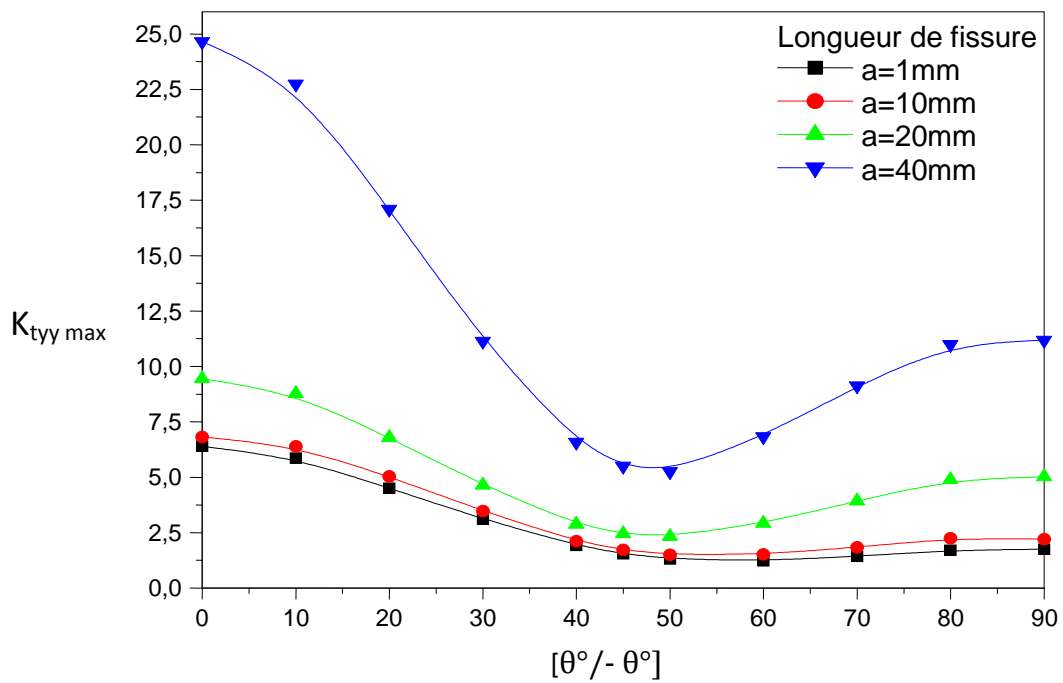


Figure III.26. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.



$K_{tyy \min}$

Figure III.27. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.

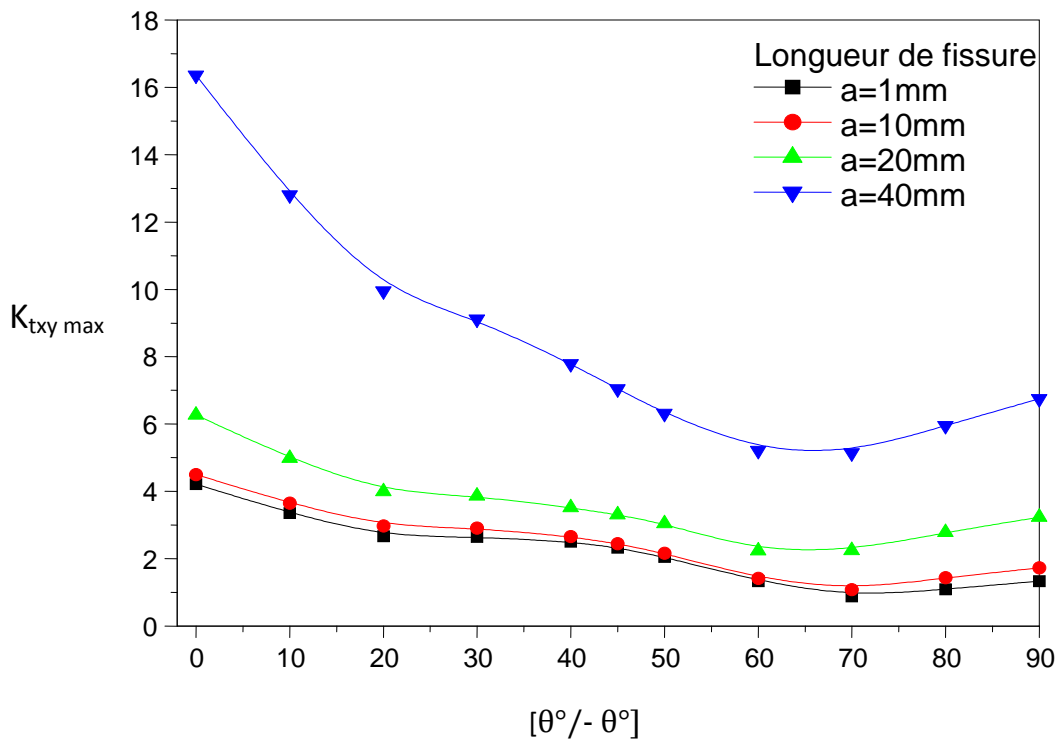


Figure III.28. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.



$K_{txy \min}$

Figure III.29. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.

Les figures III.24, III.26, III.28, montrent l'évolution des concentrations de contraintes au fond des fissures émanant l'entaille en utilisant les critères des contraintes maximales, suivant l'axe des abscisses, des ordonnées et dans le plan xy respectivement. Il est à noter que les concentrations de contraintes sont très importantes suivant l'axe x en comparaison avec celles des ordonnées et de cisaillement. Les orientations des fibres ont aussi une influence sur l'augmentation et la diminution des contraintes. Les contraintes maximales au fond de fissure sont maximales dans les cas $K_{t_{yy}}$ et $K_{t_{xy}}$ lorsque les fibres sont orientées perpendiculairement aux contraintes appliquées. Alors que dans le cas $K_{t_{xx}}$ les valeurs maximales sont entre $\theta=10^\circ$ et $\theta=20^\circ$. Il est à remarquer aussi que les contraintes sont de plus en plus importantes avec importance de la taille de la fissure.

En utilisant les critères maximales, les figures III.25, III.27 et III.29 montrent les concentrations de contraintes $K_{t_{xx}}$, $K_{t_{yy}}$ et $K_{t_{xy}}$ suivant l'axe x, l'axe y et dans le plan xy respectivement. Dans ce cas les allures ont une forme parabolique non symétrique. Ces valeurs maximales sont au niveau de l'angle $\theta=0^\circ$ et les valeurs minimales sont entre $\theta=30^\circ$ et $\theta=60^\circ$.

III.5.2. Variation de J de deux fissures émanant d'entaille

Figure III.30. Évolution de l'intégrales J de contour en fonction de l'angle θ pour différentes tailles des fissures.

Sur la figure III.30, on montre la variation de J en fonction de l'angle d'orientation θ des fibres pour quatre différentes longueurs de fissures. Dans ce cas nous avons varié les longueurs des fissures de manière identique. L'intégrale J est maximale pour l'angle $\theta=0^\circ$, ce qui veut dire que la fissure est favorablement orientée, et se propage avec une grande énergie. Cette dernière diminue au fur est à mesure que l'orientation de fibres tend à être parallèle à la contrainte appliquée.

III.5.3. Contour des contraintes :

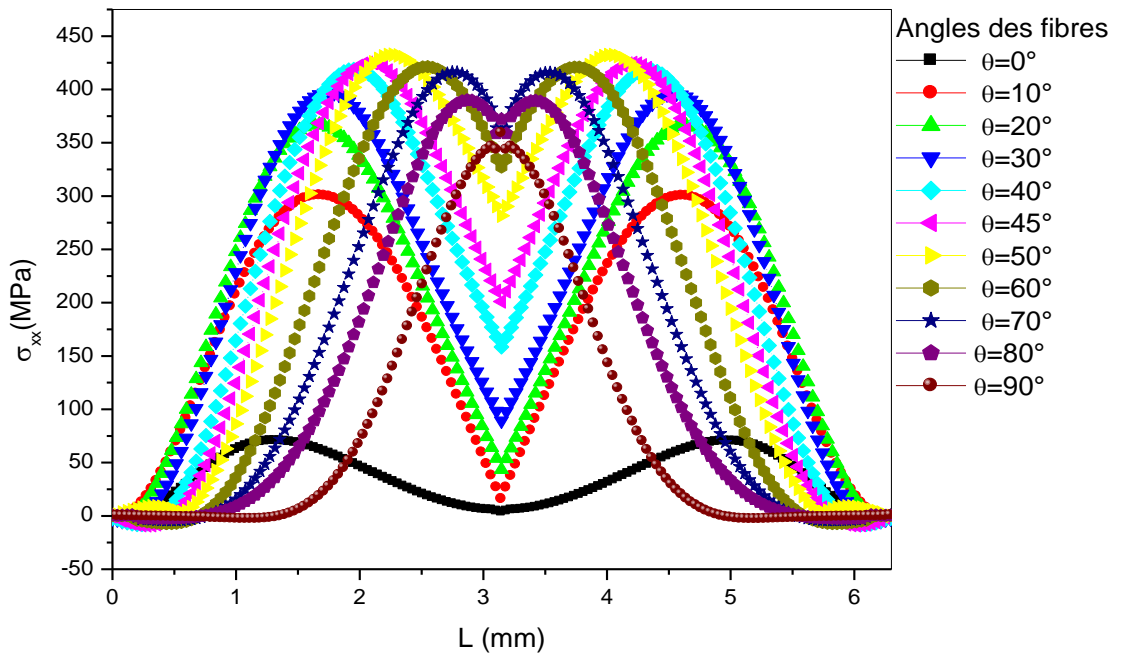


Figure III.31. Variation de contraintes σ_{xx} sur le contour de l'entaille semi-circulaire.

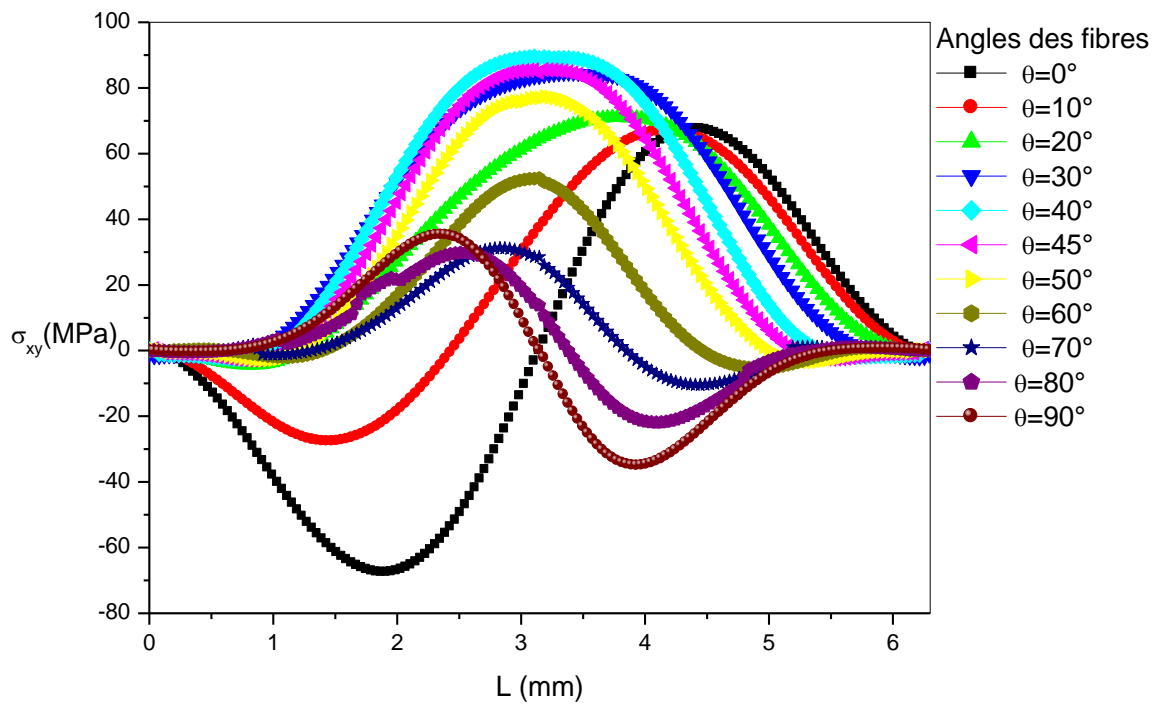


Figure III.32. Variation de contraintes σ_{xy} sur le contour de l'entaille semi-circulaire.

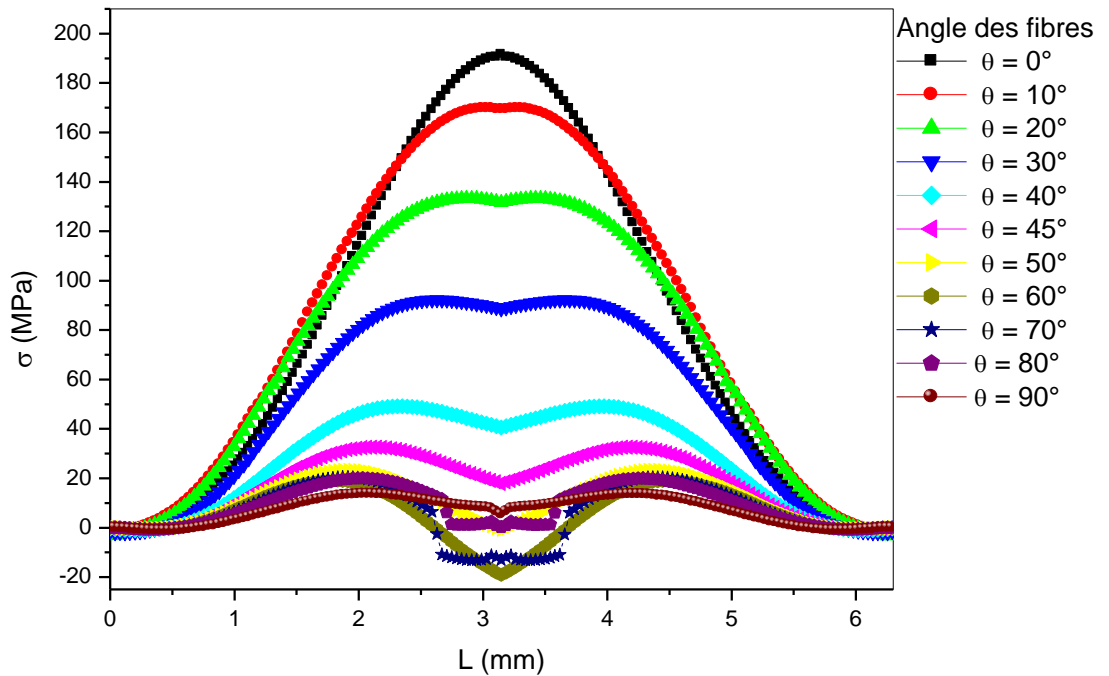


Figure III.32. Variation de contraintes σ_{yy} sur le contour de l'entaille semi-circulaire.

La figure III.32 montre la variation des contraintes σ_{yy} sur le contour de l'entaille semi-circulaire par différentes orientations des fibres. Donc, il est clair qu'il existe une seule zone dont la contrainte atteint des valeurs maximales dans les cas où $\theta \geq 50^\circ$. La plus grande valeur est obtenue par l'orientation $\theta = 0^\circ$. Les contraintes maximales σ_{yy} sont deux fois moins faibles par rapport à celles obtenues suivant l'axe xx. Elles sont plus faibles pour $\theta = 0^\circ$ (figure III.31). Les contraintes σ_{xy} sont les plus faibles en comparaison avec σ_{xx} et σ_{yy} . Pour les orientations des fibres dont $\theta \leq 10^\circ$, les allures comportent deux extrêmes alors que pour $\theta \geq 20^\circ$, les contraintes ont une valeur maximale.

Chapitre IV

Evolution du FCC, Intégrale J de contour d'une coque fissurée sous l'effet de traction

IV.1.introduction

Les matériaux composites sont une association de composants aux propriétés mécaniques complémentaires. Ils disposent de nombreux atouts par rapport aux matériaux classiques ; citons par exemple leur légèreté, une résistance mécanique ou chimique accrue. L'industrie dispose ainsi de nouveaux matériaux, visant tantôt à réduire les coûts, tantôt à optimiser les performances. Le dimensionnement et la simulation numérique de la réponse de matériaux composites endommageables sont rendus extrêmement difficiles du fait du nombre important d'hétérogénéités présentes au sein de la structure, du comportement fortement non linéaire des constituants et, dans le cas de structures endommageables, de la nature instationnaire des problèmes à traiter. Comme pour la mise en œuvre, la conception et le dimensionnement des structures composites sont complexes et font souvent appel au savoir faire et à l'expérience de l'ingénieur et du chantier. Pour concevoir les composites stratifiés il est souvent utile d'avoir des critères de fibre-renforcement. Des informations sur le mécanisme de l'endommagement et son effet sur la totalité du composite stratifié devraient être obtenues. Il est plus difficile de prévoir la tenue que de prévoir la résistance. C'est en raison du nombre de modes de défaillances qui peuvent causer l'endommagement du composite (endommagement de fibre, de matrice ou d'interface).

Dans la plupart des cas, l'étude de structure peut se ramener à des problèmes simples tant au niveau de la modélisation que des hypothèses de calcul. A l'aide d'expressions analytiques ou de calculs numériques, les échantillonnages et les épaisseurs des matériaux sont finalement déterminés pour assurer l'intégrité de la structure au regard des efforts qu'elle subit.

Une plaque en matériau composite stratifié comportant une entaille trouve des applications répandues dans divers domaines de la construction tels que l'aérospatial, maritime, l'automobile et la mécanique. La contrainte la plus importante due à la discontinuité ou au changement brusque de la géométrie est connue sous le vocable de concentration de contraintes et se trouve au fond de la

discontinuité. La connaissance de la variation du facteur de concentration de contraintes dans une plaque entaillée sollicitée à un chargement est exigée pour la conception.

Peterson [15] a développé une théorie et des abaques sur la base de l'analyse mathématique pour l'évaluation des facteurs de concentration de contraintes pour des plaques isotropes de largeur finie. Shastry et al. [16] ont analysé l'effet de l'orientation de fibres pour un composite stratifié unidirectionnel par la méthode des éléments finis en employant les éléments triangulaires. Ukadgaonker et al. [17] ont proposé une solution générale pour des contraintes autour des trous en stratifiés symétriques sous condition de charge biaxiale. Paul et al. [18] ont présenté une théorie pour l'évaluation du facteur de concentration de contraintes dans une plaque stratifiée épaisse à l'aide de la théorie de flexion sous chargement transversal. Meguid [19] a étudié la réduction de facteur de concentration de contraintes en présentant le système de déformation du trou dans une plaque chargée uniaxialement avec deux trous coaxiaux par la méthode des éléments finis. Une étude intéressante des relations pouvant exister entre les défauts géométriques de surfaces et l'orientation des fibres de coque stratifiée ainsi que les propriétés mécaniques du matériau pour résister à la naissance de fissure. Afin de prédire l'apparition du phénomène d'endommagement, il est avant tout nécessaire d'analyser la distribution de contraintes permettant de déclarer son éventuelle activation.

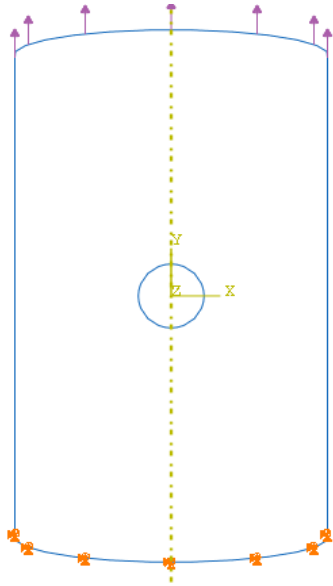
Nous étudierons la répartition des contraintes et la variation du facteur de concentration de contraintes au fond de l'entaille circulaire dans une coque semi-circulaire. Nous représentons la répartition des contraintes normales et tangentielles au sein de l'entaille lorsque la coque en composite subit une traction uni-axiale perpendiculaire à l'axe des abscisses. La coque est constituée de plusieurs plies orientées dans l'ordre de séquence $[\theta/-\theta]$.

IV.2. Modélisation par éléments finis

Dans cette étude, on considère une coque semi-cylindrique mince en graphite/époxy de longueur $H=100\text{mm}$ et de diamètre $d=64\text{mm}$, elle est munie d'une entaille circulaire de rayon R . Le rapport entre la longueur et le diamètre de la coque est $H/d=1.56$ et l'épaisseur $e=1.27\text{mm}$. Les caractéristiques mécaniques du matériau étudié sont reportées dans le tableau IV.1.

E_1 (MPa)	E_2 (MPa)	ν_{12}	G_{12} (MPa)	G_{13} (MPa)	G_{23} (MPa)	α ($10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)
130340	9655	0,29	5586	5586	4827	4,5

Tableau IV.1: PROPRIETES MECANIQUES DE LA COQUE SEMI-CIRCULAIRE.



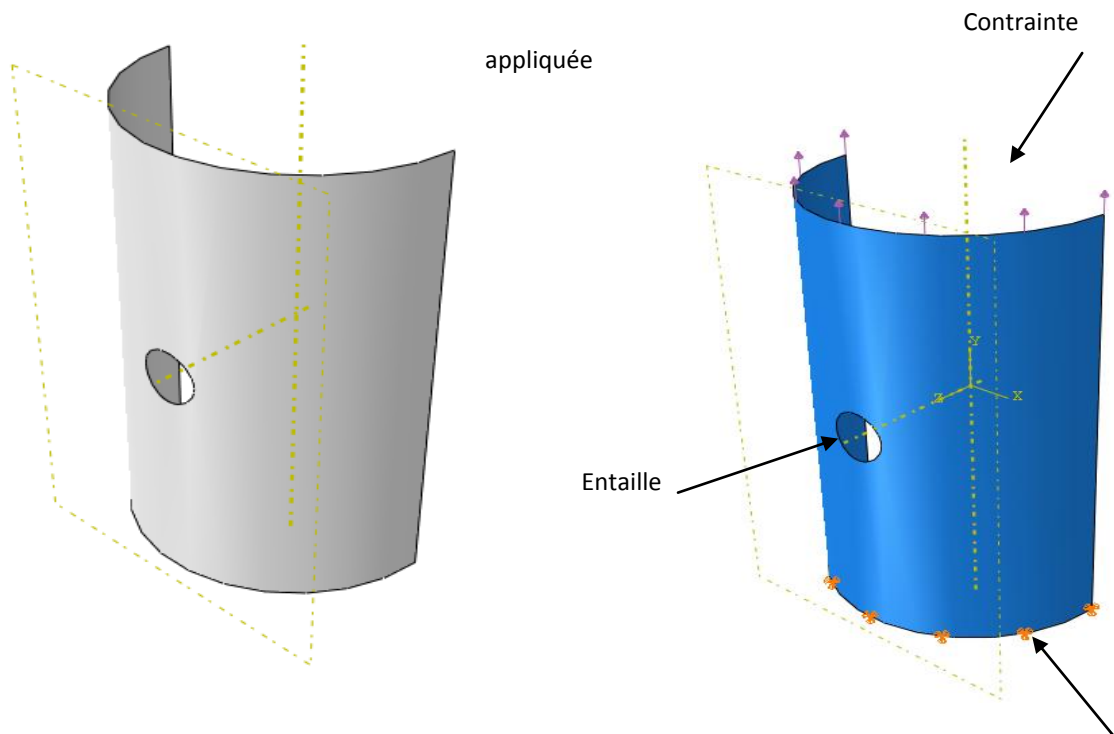
Modèle 1. Géométrie d'une coque circulaire

(Une seule entaille)

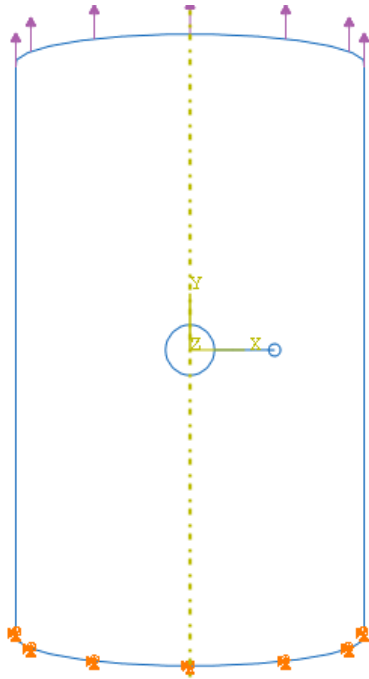


Maillage 1. Typique d'une coque

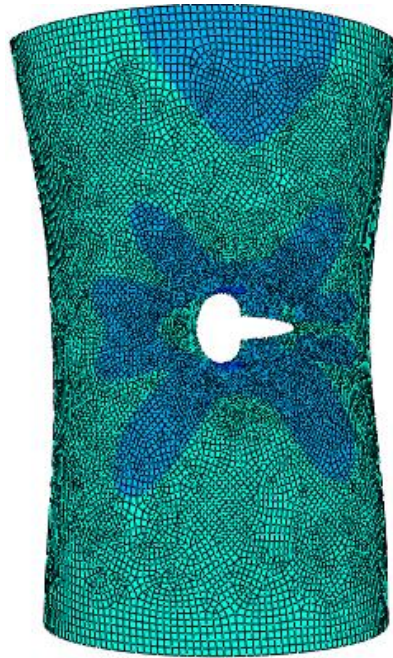
(Une seule entaille)



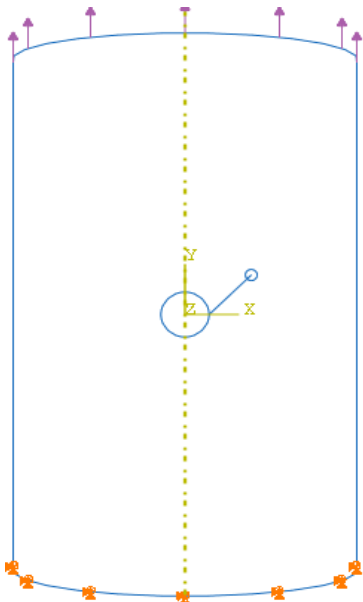
**Modèle 3D d'une coque (Une seule entaille)
encastrement**



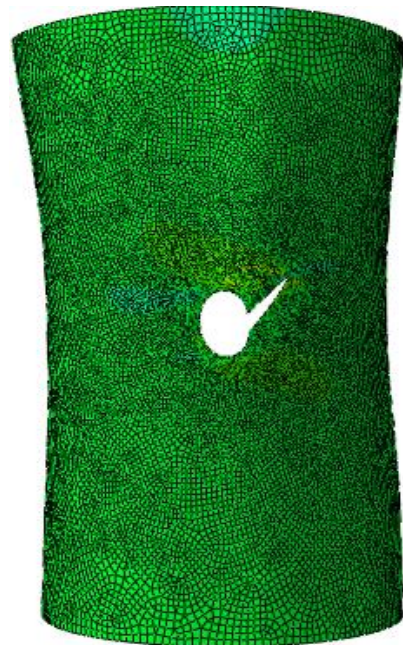
Modèle 2. Géométrie d'une coque
(Une seule entaille avec fissure)



Maillage 2. D'une coque
(Une seule entaille avec fissure)



Modèle 3. Géométrie d'une coque
(Une seule entaille avec fissure incliné)
incliné)



Maillage 3. D'une coque
(Une seule entaille avec fissure
incliné)

La coque considérée est sollicitée en traction uni-axiale dans la direction verticale sous la contrainte appliquée d'amplitude $\sigma = 100MPa$. Dans le calcul nous avons employé le code commercial des éléments finis ABAQUS [20]. Nous avons utilisé 19398 éléments quadrilatéraux de type S8R avec un maillage raffiné et structuré au voisinage de l'entaille comme le montre la *Maillage 1*. La résolution a été faite en état de contraintes planes. La plaque est constituée de dix plis, chacun à une épaisseur de 1.27mm. Les couches sont croisées d'une manière ordonnée selon un angle θ et $-\theta$ respectivement.

IV.3. Facteur de concentration de contrainte

Dans cette partie on étudie la variation du facteur de concentration de contraintes en fonction de l'orientation des fibres par rapport à la charge appliquée. La coque est constituée de 10 plis de séquence $[\theta/-\theta]$. La *Figure. IV.1*, illustre l'évolution du facteur de concentration de contraintes au fond d'entaille pour quatre différents rayons d'entailles circulaires.

La première constatation sur la figure, il est montré que quelque soit le rayon de l'entaille, le FCC diminue progressivement en fonction de l'accroissement de l'angle d'orientation des plis, et cela jusqu'à la valeur de l'angle 50° à partir duquel il est quasiment constant. Le facteur de concentration de contraintes maximal est obtenu pour le plus grand rayon de l'entaille circulaire ($R=8mm$) qui dépasse légèrement le facteur d'un matériau homogène. Dans ce cas, les plis jouent un rôle important sur la diminution des concentrations de contraintes, vu que les valeurs sont inférieures à celles d'un matériau homogène. Le rayon de l'entaille n'a pas une influence sur l'évolution du FCC lorsque les plis sont perpendiculaires à la charge appliquée, et au contraire lorsqu'ils sont parallèles. Dans ce cas, la différence du FCC est de plus en plus importante avec l'importance du rayon R.

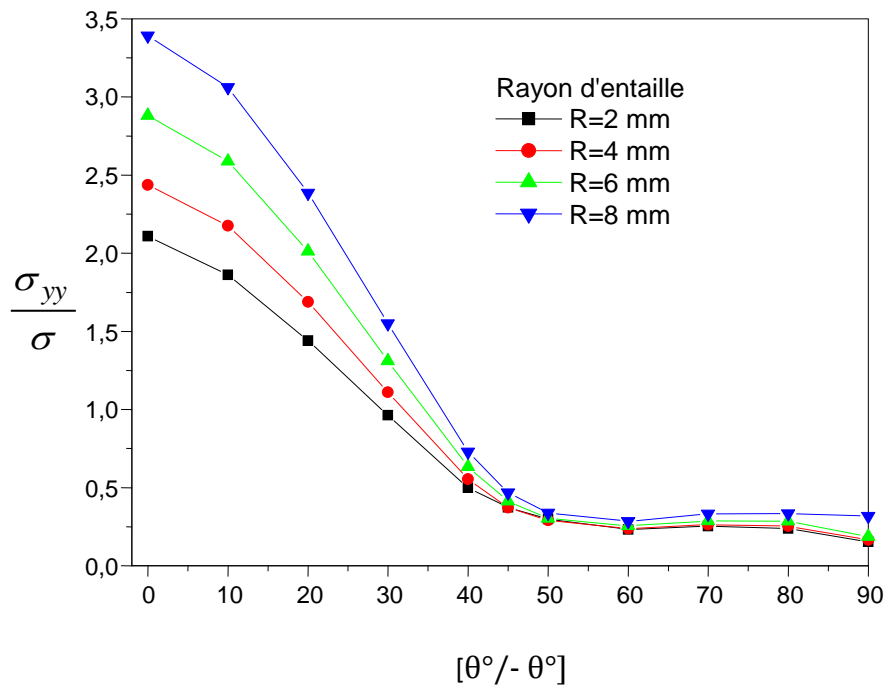


Figure IV.1. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.

Le même comportement a été marqué pour une plaque avec la présence d'une entaille circulaire pour le FCC suivant l'axe des abscisses. Ouinas et al. [21], indique que le FCC diminue quasi-linéairement avec l'augmentation de l'angle θ jusqu'à la valeur 70° , à partir de laquelle la contrainte demeure stable. La réduction maximale du facteur de concentration de contraintes lorsque les fibres sont orientées à 90° est de l'ordre de 86% en comparaison avec celles obtenues à 0° . Elle correspond à l'entaille $R=8\text{mm}$.

Sur la Figure. IV. 2, on montre la variation du facteur de concentration de contraintes dû à la contrainte $\sigma_{xx\text{max}}$ en fonction de l'orientation des fibres de la coque en matériau composite stratifié. Le rayon de l'entaille varie de 2mm à 8mm. Le facteur de concentration de contraintes augmente rapidement en fonction de l'augmentation de θ jusqu'à une valeur maximale correspondant à 40° à partir de laquelle on constate une légère stabilisation pour les grands rayons d'entailles et pour les faibles rayons le décroissement du facteur FCC est remarquable. Des valeurs maximales étant marquées pour l'angle d'orientation des fibres à 90° .

On signale que le facteur de concentration de contraintes atteint des valeurs maximales importantes lorsque les fibres sont orientées dans un intervalle variant de 80° à 90° . Il est marqué que lorsque l'angle est nettement inférieur à 10° le FCC décroît suivant l'axe des abscisses.

Le FCC est de l'ordre d'un matériau homogène lorsque l'orientation des fibres est inférieure à 10° . Il passe du simple au double lorsque l'angle est de 90° . Les concentrations des contraintes suivant les abscisses sont deux fois plus importantes que celles des ordonnées.

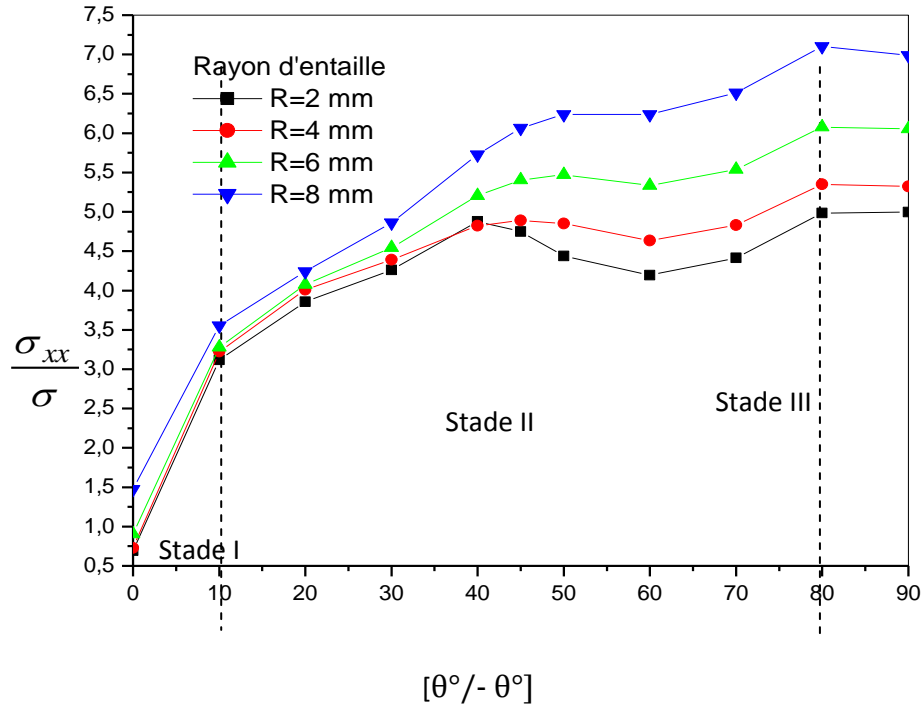


Figure. IV. 2. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.

Donc en présence d'entaille circulaire, le second et le troisième stade présentent un grand risque pour la structure qui donc doivent être évités. Dans ces intervalles, le risque de naissance et de propagation de fissure ou de délaminage est très important. Ce comportement est amplifié surtout pour les entailles de grand rayon. La plus petite valeur est obtenue pour la plus faible entaille. Le plus faible facteur de concentration de contraintes et qui est de l'ordre d'un matériau homogène se situe dans le stade I, c'est-à-dire lorsque l'orientation de fibre est inférieure à 10° ($\theta \leq 10^\circ$). Comparativement avec la présence d'entaille circulaire dans une plaque, le premier stade dont l'angle ($\theta \leq 30^\circ$) le FCC est inférieur à 3.33 [21]. Pour des rayons supérieurs à 1 ($R > 1$) le facteur de concentration de contraintes dépasse celui du matériau homogène.

Concernant le troisième stade, c'est lequel où le facteur de concentration de contraintes présente les plus importantes valeurs par rapport au premier stade. Ouinas et al. [22,23] indiquent que lorsque le rayon des entailles varie entre 2.54 et 12.7mm, la variation du facteur de concentration de contraintes est comprise entre

2.86 et 3.016 pour les entailles circulaires et entre 3.068 et 3.3 pour les entailles semi-circulaires, dans une plaque homogène sollicitée en traction.

Compte tenu de la variation des contraintes de cisaillement au fond de l'entaille circulaire, les résultats sont présentés sur la Figure. IV.3. Le facteur de concentration de contraintes est maximal lorsque les fibres s'orientent vers 30 à 40 ° par rapport à l'axe perpendiculaire à la traction. Ceci s'explique par le fait que pour une telle orientation, les contraintes tangentielles sont maximales. Les concentrations minimales sont obtenues lorsque l'orientation des fibres dépasse 70°. La Figure. IV.5 montre que les allures du facteur de concentration de contraintes sont dissymétriques par rapport à l'angle 45° ($\theta = 45^\circ$), ceci est dû à la courbure du rayon de la coque dans différents plans de sollicitation.

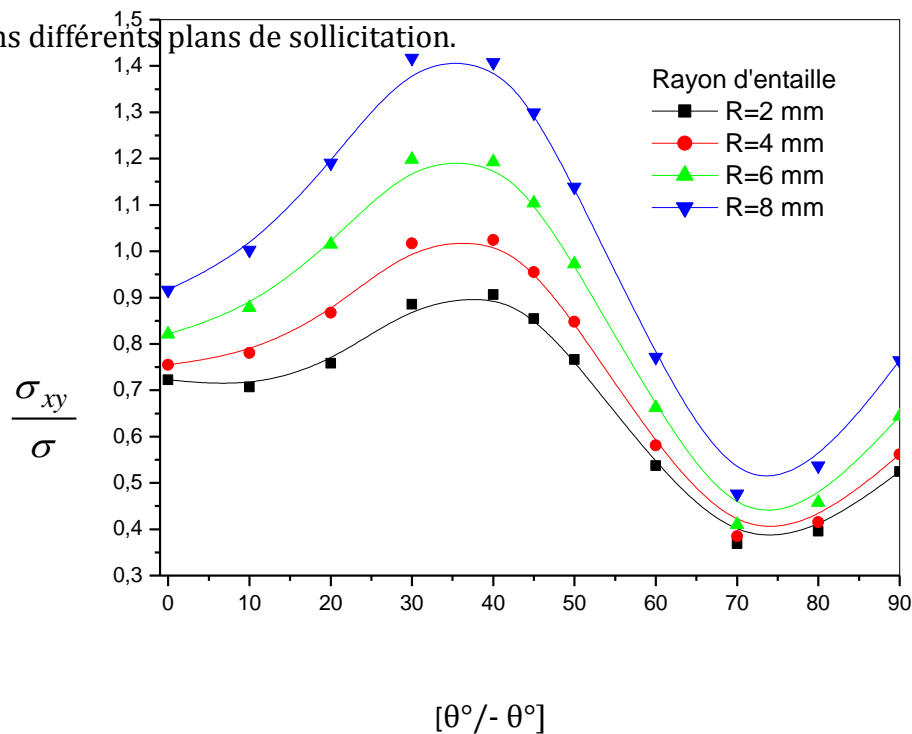


Figure. IV.3. Variation du FCC en fonction de l'angle des plis.

La différence entre les valeurs des contraintes respectives aux différents rayons d'entaille est nettement marquée, contrairement aux deux cas étudié précédemment pour les entailles circulaire et semi-circulaire dans une plaque laminée [21].

IV.4.1. Modèle et maillage de la coque stratifiée fissurée

Dans ce paragraphe, on considère la même géométrie que précédemment. La plaque modélisée ainsi que les conditions aux limites sont spécifiées. Concernant la géométrie, l'épaisseur et le rayon d'entaille sont constants. L'épaisseur de 10 plis et le rayon $R=4\text{mm}$. L'une des extrémités de la plaque est encastree et, tous les nœuds sont bloqués en y-translation. Les nœuds présents sur l'autre extrémité sont libres en translation selon trois directions. Les éléments utilisés S8R sont des éléments multicouches Shell quadratiques en surface et linéaires dans l'épaisseur. Pour les calculs réalisés avec ce type d'éléments, 3 points de Gauss par pli ont été utilisés.

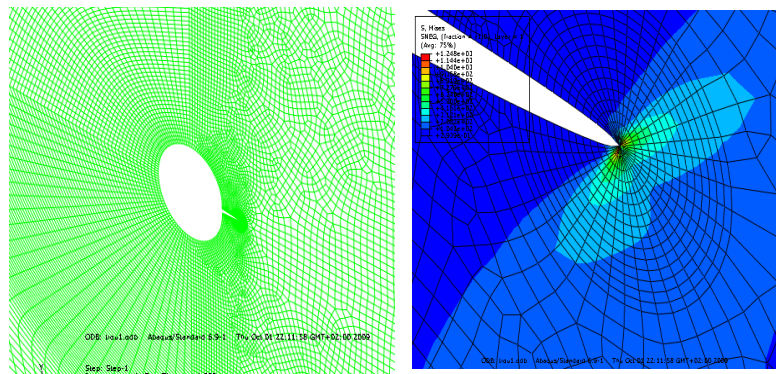


Figure. IV.4. Maillage au niveau de la pointe de la fissure émanant d'entaille circulaire [45/-45]₅.

IV.4.2. Variation de l'intégrale J en fonction de la taille de la fissure

Il est important d'être en mesure de pouvoir déterminer l'ensemble des sources de propagation de fissure apparente dans une structure. Cependant pour réaliser le meilleur dimensionnement possible, on suppose l'existence d'une fissure émanant d'entaille circulaire et évaluer sa propagation dans la plaque composite composée de plusieurs plis. La différence de niveau de l'énergie de la fissure dans plusieurs plis de différentes orientations est illustrée sur la Figure. IV.4 quantifiant la sensibilité du matériau à la propagation de fissure.

La Figure IV.4.a, b fournit pour chaque orientation de plis l'incrément de l'intégrale J de contour en présence d'une seule fissure au fond d'entaille circulaire. Pour chaque séquence, nous avons varié quatre longueur de la fissure sur une longueur suffisante pour qu'elle soit représentative vis-à-vis de la plaque en composite.



Figure IV.4.a. Variation de l'intégrale J de contour en fonction de la séquence de plis pour quatre différentes longueurs de fissures (mode I).

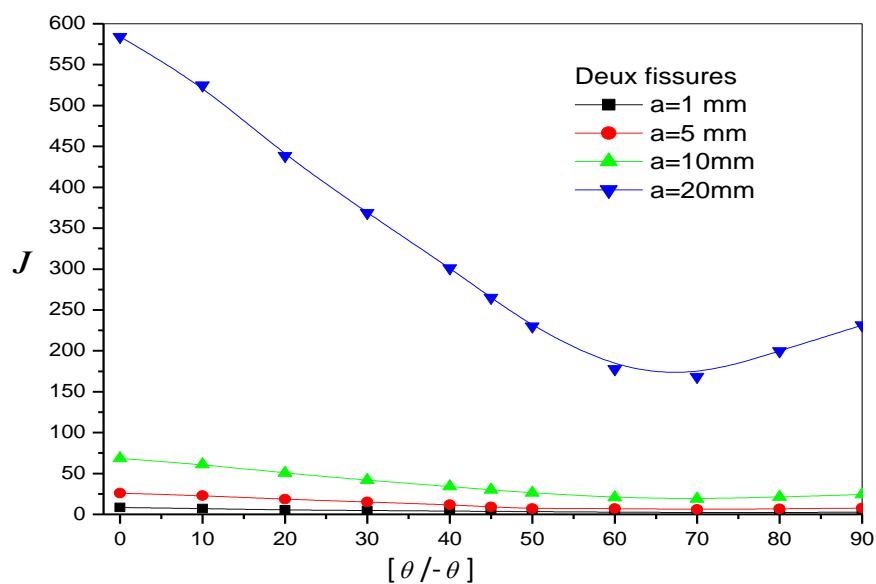


Figure IV.4.b. Variation de l'intégrale J de contour en fonction de la séquence de plis pour quatre différentes longueurs de fissures (mode I).

On remarque que l'énergie de propagation de la fissure est faible lorsque l'orientation des fibres tend à 90°. A partir de cet angle, l'énergie J augmente sensiblement avec la diminution de l'angle θ . L'augmentation de la longueur de la fissure provoque l'accroissement rapide de l'énergie J. Par conséquent la fissure a

tendance à s'accélérer. Ce comportement est dû probablement à l'approche de la pointe de la fissure vers le bord de la plaque composite. La valeur maximale de J est obtenue pour la grande taille de la fissure lorsqu'elle est parallèle à l'orientation des fibres donc favorablement orientée. Un effet inverse se produit lorsque la fissure est perpendiculaire aux fibres. Dans ce cas, J est minimal, et la valeur de l'énergie passe du double au simple. Donc plus en augmentant l'orientation des fibres par rapport à la position de la fissure plus l'énergie J aura tendance à diminuer. Alors si le renfort est plus résistant par rapport à la matrice un effet important d'un phénomène interfacial se produit et la propagation de fissure sera gouvernée par le pontage des fibres. En présence de deux fissures symétrique au fond d'entaille, nous remarquons que le comportement est similaire à celui d'une fissure, sauf que les valeurs de l'énergie J sont de six fois plus importantes.

IV.4.3. Variation de l'intégrale J de contour mode mixte

Dans cette section nous avons considéré que la fissure est inclinée d'un angle α par rapport à l'horizontale. Trois cas ont été étudiés pour deux longueurs de fissure.

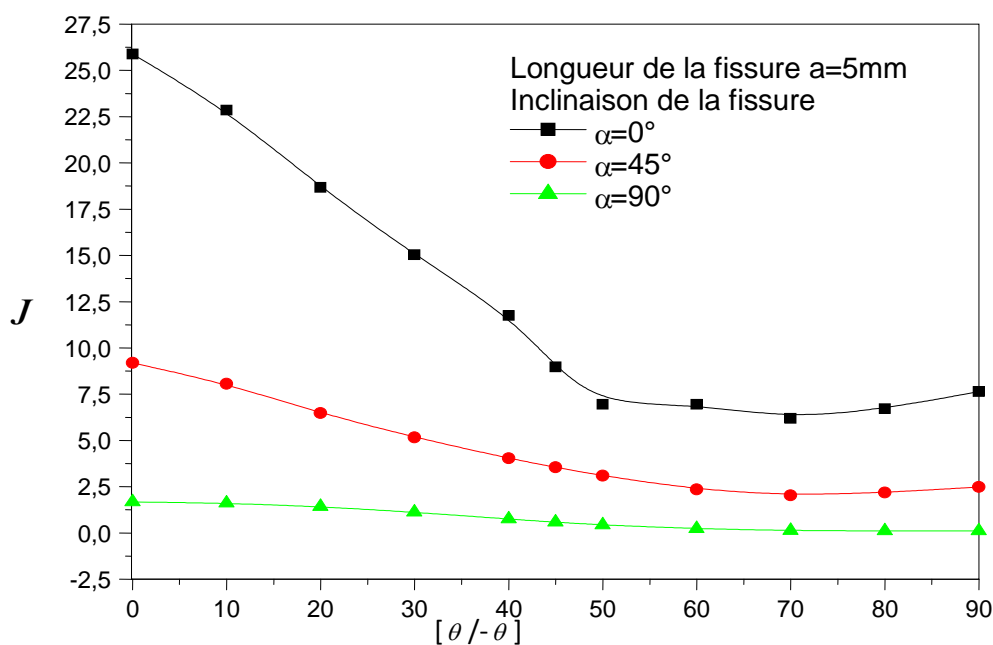


Figure IV.5. Variation de l'intégrale J de contour en fonction de la séquence de plis pour différentes inclinaisons de la fissure (mode mixte).

Nous remarquons que lorsque la fissure est parallèle à la charge appliquée l'énergie J est quasiment constante quelque soit l'orientation des plis des couches constituant la coque et sa valeur est très faible. L'énergie a tendance à augmenter lorsque l'inclinaison de la fissure diminue. L'importance de l'intégrale J est lié principalement

à l'orientation de la fissure, l'orientation des fibres et à la longueur de la fissure.

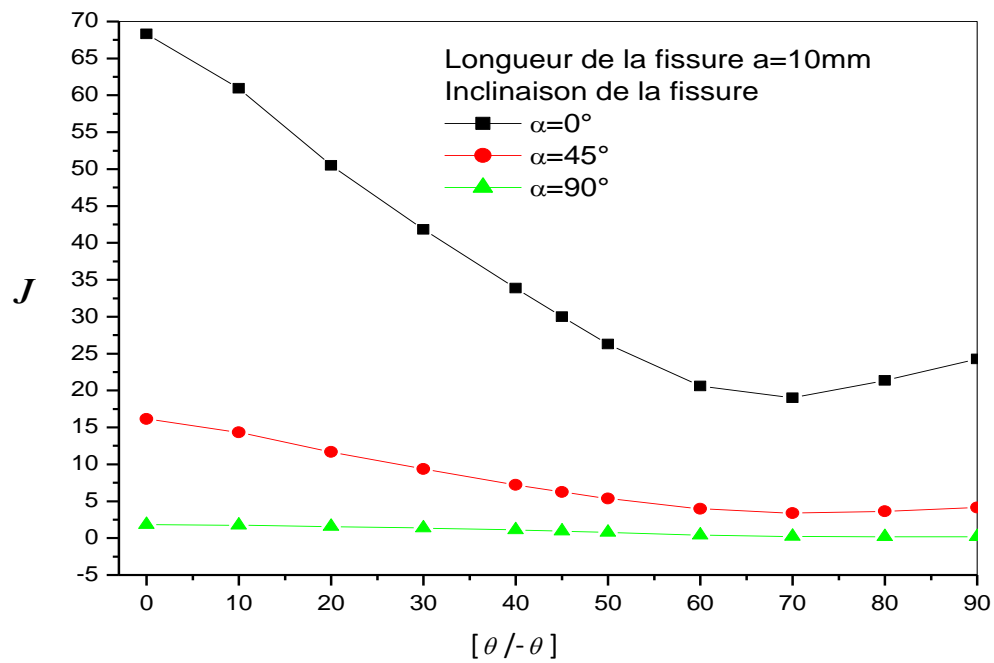


Figure IV.6. Variation de l'intégrale J de contour en fonction de la séquence de plis pour différentes inclinaisons de la fissure (mode mixte).

Conclusion

Conclusion

La définition des phénomènes de fissuration causée par l'inhomogénéité des matériaux composites, les caractéristiques mécaniques et physiques de leur fibre et de leur matrice ainsi que le comportement non classique à la rupture ont été présentés dans notre travail. Le stratifié considéré pour cette étude est le graphique/époxyde.

L'étude menée a pour objectif de déterminer l'effet de l'orientation des fibres des plis sur l'évolution du facteur de concentration de contraintes anisotrope au niveau d'une entaille circulaire au milieu de la coque semi-circulaire et le facteur d'intensité de contraintes d'une fissure émanant de cette entaille. La distribution des contraintes est obtenue pour quatre différents rayons d'entailles. L'analyse des résultats nous permet de dégager les constatations suivantes :

- Lorsque les fibres sont orientées à 90° la réduction maximale du FCC normales est de l'ordre de 86% en comparaison avec celle obtenue à 0° . La valeur maximale du FCC est de l'ordre de celui du matériau homogène.
- Le FCC anisotrope dû à σ_{xx} atteint des valeurs maximales importantes lorsque les fibres sont orientées dans un intervalle variant de 80° à 90° . Au-delà de 40° le FCC prend de l'ampleur suivant l'axe des abscisses et par conséquent les stades II et III présentent plus de risque de délaminage et les critères de la rupture sont favorables.
- Le FCC anisotrope maximal obtenu suivant les abscisses et les ordonnées à l'orientation des fibres à 90° et 0° respectivement.
- Le FCC anisotrope dû aux contraintes de cisaillement σ_{xy} est maximal lorsque $\theta = 40^\circ$ et il est de quatre fois inférieur à celui de la contrainte σ_{xx} .
- La présence de l'entaille engendre la réduction de la surface du ligament de la coque et par la suite la création de la force de compression locale dans cette zone qui fait apparaître des contraintes d'arrachement pouvant provoquer l'initiation du délaminage.
- L'énergie de propagation de la fissure est faible lorsque l'orientation des fibres tend à 90° . A partir de celui-ci, J augmente sensiblement avec la diminution de l'angle θ . Ainsi, L'augmentation de la longueur de la fissure provoque l'accroissement rapide de l'énergie J.

REFERENCES

- [1] Laurent Gornet , Généralités sur les Matériaux Composites, École Centrale de Nantes- 2011
- [2] F. Laurin, *introduction générale sur les matériaux composites, onera 29 avenue de la division leclerc, 92322 Châtillon Cedex.*
- [3] *GLOSSAIRE DES MATERIAUX COMPOSITES – CARMA –Actualisation octobre 2006*
- [4] *Abderrezak Gharb i, analyse des fissurations des matériaux composites et détermination de leur délaminage utilisant des capteurs piézo-électriques,2005*
- [5] Bénédicte BONNET, comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles2005
- [6] F. Laurin, caractérisation de l'endommagement de matériaux composites stratifiés à l'aide de la mesure du déplacement, 2009.
- [7] Approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé,2009
- [8] *François-Xavier IRISARRI, Stratégies de calcul pour l'optimisation multiobjectif des structures composites,2009.*
- [9] *Yohann LEDRU, etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques, 2009*
- [10] *MINES ParisTech, mécanique des matériaux solides, Mars 2011.*
- [11] *nodal consultants, L'industrie française des matériaux composites,2002.*
- [12] Vincent CARMONA, etude de l'endommagement de matériaux composites par romographie, 2009.
- [13] *ZAPATA-MASSOT Céline, synthese de matériaux composites par co-broyage en voie seche. caracterisation des proprietés physico-chimiques et d'usages des matériaux. 2004.*
- [14] cours sur mécanismes de rupture et endommagement des matériaux composites.
- [15] R.E. Peterson, *Stress concentration factor*, John Wiley and Sons, 1974New-York.
- [16] BP. Shastry, GV. Raj, *Fibre Science and Technology*, 1977, 10:151-154
- [17] VG. Ukadgaonker, DKN. Rao, *Composite structure*, 2000, 49:339-354
- [18] Paul TK., Rao KM., *Computers and Structures*, 1993, 48(2):311-317
- [19] Meguid A., *Engineering fracture mechanics*, 1986, 25(4):403-413.
- [20] ABAQUS, Finite Element Program, ABAQUS/Standard 6.7.1. Hibbit, Karlsson and Sorensen, 2006, Inc. Pawtuket, USA.

- [21] Peterson RE, *Notch Sensitivity, Metal Fatigue*, (Edited by G-sines & J.Lwaisman), Me Graw Hill, New-York, 1959, pp 293-306.
- [22] Ouinas D., Hebbar A., Ramdane Z., Flitti A., Sahnoun M., 1^{ère} conférence internationale sur les matériaux et les structures en composites. 8-10, 2009, Novembre Oran-Alégie.
- [23] Ouinas D., Serier B., Bouiadjra BB., Achour T., séminaire JUSTA, Université de Guelma, 24 et 25 Mai 2003, -Algérie.
- [24] Ouinas D, Serier B, Bachir Bouiadjra B, *Revue des composites et des matériaux avancés* 15 (n°2) 2005.