



MEMOIRE

de fin d'études pour l'obtention du diplôme master en génie mécanique
Option : Comportement et mise en forme des matériaux

THEME :

Contribution à l'étude de l'endommagement et de l'instabilité de la déformation pendant la compression des composites réparés par patches

Proposé et dirigé par :

M^r BEHTANI Ammar

M^r MOKHTARI Ahcene

Réalisé par :

M^r Boudedja Amar

Promotion 2016

REMERCIEMENTS

D'abord je remercie le bon Dieu de m'avoir donné santé, courage, volonté et foi pour réaliser ce travail.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à mes encadreurs Mr A.BEHTANI et Mr A.MOKHTARI pour tout ce qu'ils m'ont apporté comme aides, connaissance et conseil.

Je remercie vivement les membres de jury pour avoir accepté d'évaluer mon travail.

Mes remerciements vont aussi à toutes les personnes qui m'ont aidé de près ou de Loin à la réalisation de ce travail.

DEDICACES

Je dédié ce Modest travail a :

Mes chers parents qui m'ont beaucoup aidé et soutenue durant toute ma vie

Mes frères et Ma Femme Et à la mémoire de sont frère Omar que dieu le garde dans sont vaste Paradies

Sommaire

CHAPITRE I : GENERALITES SUR LES COMPOSITES

INTRODUCTION GENERALE.....	1
I.1 INTRODUCTION.....	4
I.2 DEFINITION DU MATERIAU COMPOSITE.....	4
I.3 RENFORTS.....	5
I.3.a Fibres de verre.....	6
I.3.b. Fibres de carbone.....	7
I.3.c. Fibres aramide7.....	8
I.4 MATRICES.....	8
I.4.a. Résines thermodurcissables.....	9
I.4.b. Résines thermoplastiques.....	9
I.5 L'INTERPHASE.....	10
I.6 FABRICATION DES STRATIFIES COMPOSITES.....	10
I.6.a Moulage au contact.....	11
I.6.b Moulage sous vide.....	12
I.6.c Moulage par transfert de résine RTM (Resin Transfert Molding).....	12
I.7 NOTION DE STRATIFIE.....	13
I.7.a Stratifiés symétriques.....	14
I.7.b Stratifiés séquences.....	15
I.7.c Stratifiés hybrides.....	15
I.8 DIFFERENTS TYPES DE MATERIAUX.....	16
I.8.a Matériaux anisotropes.....	16
I.8.b Matériau monoclinique.....	16
I.8.c Matériau orthotrope.....	16
I.8.d Matériau isotrope.....	17
I.9 COMPORTEMENT MECANIQUE D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL.....	18
I.9.a Loi de Hooke pour un composite unidirectionnel.....	19
I.9.b Détermination du module d'élasticité longitudinal.....	20
I.9.c Détermination de module de Young Transversal.....	21
I.9.d Détermination du coefficient de Poisson longitudinal.....	22
I.9.e Détermination du module de cisaillement longitudinal.....	23
I.10 COMPORTEMENT ELASTIQUE D'UN MATERIAU COMPOSITE ORTHOTROPE.....	23
I.11 DETERMINATION EXPERIMENTALE DES CARACTERISTIQUES MECANQUES.....	26
I.11.a Introduction.....	26
I.11.b Les essais mécaniques.....	27
I.11.a.1 Essai de traction longitudinale.....	27
I.11.b.2. Essai de traction transversale.....	28
I.11.c.3. Essai de traction hors axes.....	29
I.12 CONCLUSION.....	30

CHAPITRE I : ENDOMMAGEMENT DES MATERIAUX COMPOSITES

II.1 INTRODUCTION.....	31
II.2 PROPRIETES DE RESISTANCE A RUPTURE.....	32
II.2.a Cas de la traction.....	32

II.2.b	Cas de la compression.....	34
II.3	THEORIE DE L'ENDOMMAGEMENT CONTINU.....	34
II.3.a	Définition de la variable l'endommagement.....	35
II.3.b	Variable d'endommagement.....	36
II.3.c	Contrainte usuelle et condition effective.....	36
II.3.d	Comportement endommageable.....	37
II.4	COMPORTEMENT MECANIQUE DES COMPOSITE.....	38
II.4.a	Comportement sans endommagement.....	38
II.4.b	Comportement avec endommagement.....	39
II.5	CRITERES DE RUPTURE.....	41
II.5.a	Définition des critères de résistance.....	42
II.5.b	Le critère de la contrainte maximale.....	42
II.5.c	Le critère dans les axes principaux.....	42
II.5.d	Critère de rupture en dehors des axes principaux.....	43
II.5.e	Critère de la déformation maximale.....	44
II.5.f	Critères interactifs.....	45
II.5.g	Critère de Hill.....	46
II.5.h	Critère de Hashin.....	47
II.5.i	Critère de Hoffman.....	48
II.5.j	Critère de Tsai-Wu en contraintes plans	49
II.6	MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DANS LES COMPOSITES STRATIFIES TISSES.....	50
II.6.a	Fissuration de la matrice.....	50
II.6.b	Décollements fibre-matrice.....	51
II.6.c	Délaminage Inter-laminaire et Intra-laminaire.....	52
II.6.d	Rupture des fibres.....	54
II.6.e	kink-band	55
II.7	CALCULE LINEAIRE ET NON LINEAIRE DU FLAMBAGE.....	56
II.7.a	Calculé linéaire du flambage.....	56
II.7.b	Calculé non linéaire avec ABAQUS – méthode de longueur d'arc.....	56
II.8	MODELE INTERLAMINAIRE.....	58
II.8.a	Comportement élastique linéaire.....	60
II.8.b	Initiation d'endommagement.....	61
II.8.c	L'évolution d'endommagement.....	61
II.9	CONCLUSION.....	63

CHAPITRE III : CARACTERISATION ET SIMULATION DU COMPORTEMENT DES COMPOSITES REPARES.

III.1	INTRODUCTION.....	64
III.2	PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	65
III.3	Matériaux utilisés.....	66
III.3.b.1	Fibre de verre.....	66
III.3.b.2	Résine époxy.....	67
III.4	Préparation des éprouvettes.....	67
III.4.a	Variantes considérées et position du défaut.....	69
III.5	ESSAIS DE COMPRESSION.....	69
III.6	RESULTATS DES ESSAIS DE COMPRESSION.....	71
III.6.a	Comportement globale des «éprouvettes des C00D8R et C45D8R.....	71
III.6.b	Comportement globale des «éprouvettes des C00D16R et C45D16R.....	72
III.6.c	Comportement globale des «éprouvettes des C00D24R et C45D24R.....	72

III.6.d	FORME DEFORMEES ET MECANISME D'ENDOMMAGEMENT DES EPROUVETTES.....	73
III.7	RESULTATDE CORRELATION D'EMAGE.....	75
III.8	SIMULATION DE L'ENDOMMAGEMENT DES PLAQUES REPAREES EN COMPRESSION A L'EHELLE LOCAL.....	82
III.9	RESULTATS OBTENU DE LA SIMULATION.....	85
III.10	CONCLUSION.....	94
	CONCLUSION GENERALE.....	95

Liste des figures :

Figure 1-1 : Composition d'un matériau composite.....	4
Figure 1-2 : Différents types de renforts dans les composites.....	5
Figure 1-3 : Différents architectures du renfort: (a) unidirectionnelle, (b) multidirectionnelle aléatoire (mat), (c) bidirectionnelle (tissus) et (d) tridimensionnelle.....	6
Figure 1-4 : Fibres de verre.....	7
Figure 1-5 : Fibres de carbone.....	7
Figure 1-6 : Fibres aramide.....	8
Figure 1-7 : Fibres céramique.....	8
Figure 1-8 : Différents types de matrices organiques et minérales.....	9
Figure 1-9 : Interface.....	10
Figure 1-10 : Moulage en contact.....	11
Figure 1-11 : Moulage sous vide.....	12
Figure 1-12 : Constitution d'un stratifié.....	13
Figure 1-13 : Exemple de la désignation d'un stratifié.....	14
Figure 1-14 : Exemple d'un Stratifié symétrique.....	14
Figure 1-15 : Exemple d'un Stratifié séquence.....	15
Figure 1-16 : Matériau composite unidirectionnel.....	18
Figure 1-17 : Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel.....	18
Figure 1-18 : Composite soumis à une traction longitudinale.....	20
Figure 1-19 : Composite soumis à une traction transversale.....	21
Figure 1-20 : Composite soumis à un cisaillement longitudinale.....	23
Figure 1-21 : Matériau composite bidirectionnel.....	24
Figure 1-22 : Traction Longitudinale.....	27
Figure 1-23 : Traction transversale.....	28
Figure 1-24 : Traction hors axes.....	29
Figure 2-1 : Les différentes échelles d'observation de l'endommagement dans un composite stratifié.....	32
Figure 2-2 : Comportements fragile et ductile.....	33
Figure 2-3 : Compression axiale d'un composite.....	34
Figure 2-4 : Élément de volume endommagé.....	35
Figure 2-5 : Contrainte effective et le principe d'équivalence en déformations.....	38
Figure 2-6 : Contrainte dans les axes des matériaux d'une couche.....	42
Figure 2-7 : Les fissures transversales de la matrice sous chargement de traction.....	51
Figure 2-8 : Décollements fibre-matrice sous chargement de traction.....	52
Figure 2-9 : Mécanismes d'endommagement tels que délaminage, fissuration transversale et kink-band dans les stratifiés sous compression.....	53
Figure 2-10 : La méthode d'arc linéarisée ($q=q_{ef}$).....	58
Figure 2-11 : Représentation schématique du comportement inter-laminaire, l'initiation et l'évolution de l'endommagement à l'interface entre couches.....	59
Figure 2-12 : Comportement du modèle cohésif en mode mixte.....	60
Figure 3-1 : Machine de traction/ Compression IBERTEST.....	66
Figure 3-2 : Tissu en fibres de verre.....	66
Figure 3-3 : Eprouvettes trouées $d = (8, 16 \text{ et } 24\text{mm})$	68
Figure 3-4 : Eprouvettes réparée avec des patches de dimension $(33, 41 \text{ et } 49\text{mm})$	68
Figure 3-5 : Schéma d'un échantillon impacté en compression.....	70
Figure 3-6 : Support permettant de réaliser les tests de compression.....	71

Figure 3-7 : Courbe charge (KN) en fonction des déplacements survenus (mm) pour un stratifié C00D8R et C45D8R	71
Figure 3-8 : Courbe charge (KN) en fonction des déplacements survenus (mm) pour un stratifié C00D16Ret et C45D16R	72
Figure 3-9 : Courbe charge (KN) en fonction des déplacements survenus (mm) pour un stratifié C00D24Ret et C45D24R	72
Figure 3-10 : Forme déformées des stratifiés C00D08R sous chargement de compression	73
Figure 3-11 : Forme déformées des stratifiés C00D16R sous chargement de compression	73
Figure 3-12 : Forme déformées des stratifiés C00D24R sous chargement de compression	75
Figure 3-13 : Courbe déplacements-images (pixels) de l'essai de compression sur le stratifié C00D8R obtenue par la corrélation d'image	76
Figure 3-14 : Champs de déplacement de l'essai de compression sur le stratifié C00D8R obtenue par la corrélation d'image	77
Figure 3-15 : Vecteur de déplacement de l'essai de compression sur le stratifié C00D8R obtenue par la corrélation d'image	77
Figure 3-16 : Courbe déplacements-images (pixels) de l'essai de compression sur le stratifié C00D16R obtenue par la corrélation d'image	78
Figure 3-17 : Champs de déplacement de l'essai de compression sur le stratifié C00D16R obtenue par la corrélation d'image	79
Figure 3-18 : Vecteur de déplacement de l'essai de compression sur le stratifié C00D16R obtenue par la corrélation d'image	79
Figure 3-19 : Courbe déplacements-images (pixels) de l'essai de compression sur le stratifié C00D24R obtenue par la corrélation d'image	80
Figure 3-20 : Champs de déplacement de l'essai de compression sur le stratifié C00D24R obtenue par la corrélation d'image	81
Figure 3-21 : Vecteur de déplacement de l'essai de compression sur le stratifié C00D24R obtenue par la corrélation d'image	81
Figure 3-22 : Géométries et les conditions aux limites des stratifiés troués réparés C00D8R, C00D16R et C00D24R	83
Figure 3-23 : Maillages éléments finis utilisés pour les simulations. Maillage 01 pour le stratifié CooD8R, Maillage 02 pour le stratifié C00D16R et Maillage 03 pour le stratifié C00D24R	84
Figure 3-24 : Distribution des contraintes de Von-Mises prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D8R	85
Figure 3-25 : Zone de l'initiation d'endommagement a l'interface stratifié/patch prédite par le modèle élément finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D8R	86

Figure 3-26 : Zone de l'évolution d'endommagement a l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D8R	87
Figure 3-27 : Distribution des contraintes de Von-Mises prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D16R.....	88
Figure 3-28 : Zone de l'initiation d'endommagement a l'interface stratifié/patch prédite par le modèle élément finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D16R	89
Figure 3-29 : Zone de l'évolution d'endommagement a l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D16R	90
Figure 3-30 : Distribution des contraintes de Von-Mises prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D124R.....	91
Figure 3-31 : Zone de l'initiation d'endommagement a l'interface stratifié/patch prédite par le modèle élément finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D24R	92
Figure 3-32 : Zone de l'évolution d'endommagement a l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D24R	93

Liste des tableaux :

Tableau 1-1 : Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse.....	20
Tableau 1-2 : Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de souplesse.....	25
Tableau 2-1 : Equation du critère de la contrainte maximale en contraintes planes dans le cas d'un stratifié unidirectionnel.....	43
Tableau 3-1 : Variantes considérées.....	69
Tableau 3-2 : Charges maximales obtenues des trois variantes.....	74
Tableau 3-3 : Propriétés mécaniques des stratifié troué et patch.....	82
Tableau 3-4 : Propriétés de l'interface.....	84

INTRODUCTION GENERALE

Beaucoup d'attention a été portée ces dernières années sur les stratifiés composites renforcés de tissus en verre dans les domaines aéronautique (Airbus A380, Boeing 787), automobile et sport. Le but recherché dans ces associations est de combiner les propriétés de plusieurs matériaux en vue d'obtenir des propriétés moyennes améliorées. Les structures stratifiées à base de tissus en fibres de verre offrent un certain nombre de propriétés intéressantes par rapport à leurs homologues à fibres unidirectionnelles y compris les coûts de production qui sont moindres et une bonne résistance à l'endommagement et à la rupture transversale. Ces structures sont en général tenaces (ils présentent une bonne résistance à la propagation brutale de fissures) et ductiles (ils présentent des déformations importantes avant de se rompre), mais de masse volumique élevée. Sous l'impact, elles peuvent être modélisées comme des composants soumis à des régimes de chargement avec des moments de flexion importants. Ces charges quasi-statiques génèrent des contraintes locales élevées entraînant des dommages complexes en raison de la forte hétérogénéité de la structure. L'évolution des mécanismes d'endommagement intra-laminaire et inter-laminaire résultant de la réduction significative des propriétés mécaniques en service conduit à une perte d'intégrité de la structure avec le temps.

Les études théoriques basées sur les hypothèses classiques de la résistance des matériaux, ne permettent pas de traiter le problème de l'influence de la charge verticale sur le calcul en flexion d'un matériau chargé latéralement (avant flambement). Le traitement général de ce problème nécessite la prise en compte des non-linéarités géométriques dans les équations de comportement. En ce qui concerne plus particulièrement les structures composites stratifiées renforcés de tissus, des recherches sont actuellement entreprises dans le but de fournir des règles de dimensionnement et de calcul des structures composites, sous tous leurs aspects, y compris le flambement.

Récemment de nouvelles méthodes de corrélation d'images numériques ont fait leurs apparitions. Ces méthodes basées sur des mesures de champs ; offrent la possibilité de faire des mesures sans contact de grandeurs mécaniques en surface ou en volume. L'intérêt dans le développement de ces méthodes se justifie par les exigences des industriels à obtenir d'une part ; des composites très résistants mécaniquement, présentant par exemple une meilleure tenue en température et à l'environnement sévère ; et d'autre part ; des composites qui se

déforment facilement et qui absorbent les chocs afin d'assurer la sécurité à l'utilisateur. En donnant accès aux champs de déplacement et de déformation (méthode des grilles, suivi de mouchetis, corrélation d'images numériques) ; il est possible de caractériser ces composites en calculant soit leurs déformations maximales soit leur disposition à s'endommager à travers la détermination des zones critiques d'endommagement et les zones de l'évolution de fissures. Ces méthodes donnent accès à des champs de déplacement expérimentaux. Elles constituent de fait un outil de validation des modèles numériques qui essayent de reproduire par simulation les essais expérimentaux de caractérisation de ces matériaux afin de prédire leur comportement.

La simulation numérique d'un délaminage surfacique par le Modèle de Zones Cohésives (MZC) est considérée comme un outil pertinent. La méthode MZC permet de remédier à certaines lacunes des approches globales et constitue une approche attractive pour décrire les phénomènes de délaminage. La méthode MZC présente la capacité à prédire l'apparition et la propagation d'un délaminage interfacial, sans connaissance préalable de l'emplacement de la fissure. Actuellement, le champ d'application des méthodes MZC s'élargit de plus en plus grâce au développement continu des modèles qui couvrent la rupture fragile, ductile. Cependant, l'utilisation de ces modèles nécessite des précautions particulières. La précision des calculs dépend fortement de la taille des éléments du maillage et surtout de bon choix de la loi d'endommagement (Traction-Séparation). La combinaison de ces paramètres joue aussi un rôle important dans la qualité de la simulation.

Ce travail concerne l'endommagement des plaques composites stratifiées trouées réparées soumise à des forces de compression (ASTM6484). Ces essais permettent de voir l'effet de la réparation sur la réduction des propriétés mécaniques. L'endommagement des plaques composites est précédé d'un flambage local et des décollements le long des côtés de la zone circulaire des patches. Par suite, l'analyse du problème doit être effectuée dans le cadre des grands déplacements dans les domaines du flambage et post-flambage. De plus, au voisinage du front de délaminage des patches. Par ailleurs, la prédiction du délaminage nécessite le calcul du taux de restitution d'énergie le long du front de délaminage et la connaissance expérimentale des taux critiques pour les matériaux composites. Notre attention porte non seulement sur l'aspect de la modélisation expérimental, mais aussi sur l'aspect numérique. Le dialogue entre les résultats numériques et expérimentaux permet, d'une part de comprendre les mécanismes d'endommagement et l'évolution de ces derniers dans le système

réparé, d'autre part de valider le modèle numérique. Le code éléments finis Abaqus/Standard a été appliqué à la simulation numérique de résultats expérimentaux sur l'endommagement des plaques composites réparées. Ce modèle d'endommagement est basé sur des variables internes d'endommagement décrivant la perte de rigidité du matériau due à la microfissuration transverse. La prédiction numérique de la forme déformée (flambage local et globale) et de la propagation du délaminage des patchs est relativement satisfaisante.

Cette étude est présentée comme suit :

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

Le deuxième chapitre est consacré à la présentation des différents modes d'endommagement (rupture inter-laminaire, rupture intra-laminaire...) et des conditions de chargement ainsi que leurs effets sur le comportement mécanique des composites. Quelques notions de la mécanique d'endommagement continu, telles que données par Lemaitre et Chaboche ont été rappelées, notamment la définition de la variable d'endommagement scalaire, qui s'appuie sur l'hypothèse d'isotropie.

Le troisième chapitre est le plus important qui est l'objectif principal de cette étude, nous présentons la procédure expérimentale ainsi que tous les résultats obtenus. Les simulations effectuées sur les variantes considérées ont été attribuées à acquiescer une meilleure compréhension des dommages complexes survenus à chaque cas de sollicitation dans certaines zones de propagation de l'endommagement. Les différents résultats montrent clairement l'effet de la réparation sur les propriétés mécaniques en *Open Hole Compression* (ASTM6484), ce qui laisse entrevoir des applications plus intéressantes dans un avenir proche.

Enfin une conclusion générale termine cette étude.

I.1 INTRODUCTION

Les matériaux composites disposent d'atouts importants par rapport aux matériaux traditionnels. Ils apportent de nombreux avantages fonctionnels : légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite, liberté de formes. L'utilisation de ces matériaux implique des choix restreints conditionnés par les caractéristiques des différents éléments constituant le matériau choisi (résines, fibres, interface, additifs, ...) ainsi le procédé de sa mise en œuvre. La connaissance des caractéristiques de chacun des composants permet, par la sommation de leurs performances (physique, chimique, mécanique, ...etc.), de définir celles du produit final.

I.2 DEFINITION DU MATERIAU COMPOSITE

Un matériau composite peut être défini d'une manière générale comme l'assemblage d'au moins de deux composants non miscibles, Le matériau ainsi constitué possède des propriétés que les composants seuls ne possèdent pas. Il permet d'améliorer la qualité de la matière face à une certaine utilisation (légèreté, rigidité à un effort, etc.) explique l'utilisation croissante des matériaux composites dans différents secteurs industriels. Un matériau composite est constitué d'une matrice (résine ou phase continue), dont le rôle est de transmettre les charges aux renforts et de protégé vis-à-vis des agressions extérieures, et d'une phase discontinue (renfort) habituellement plus dure avec des propriétés mécaniques supérieures à celle de la phase continue. La composition du composite exige un vocabulaire précis dont les premiers éléments sont donnés par la figure (1.1).

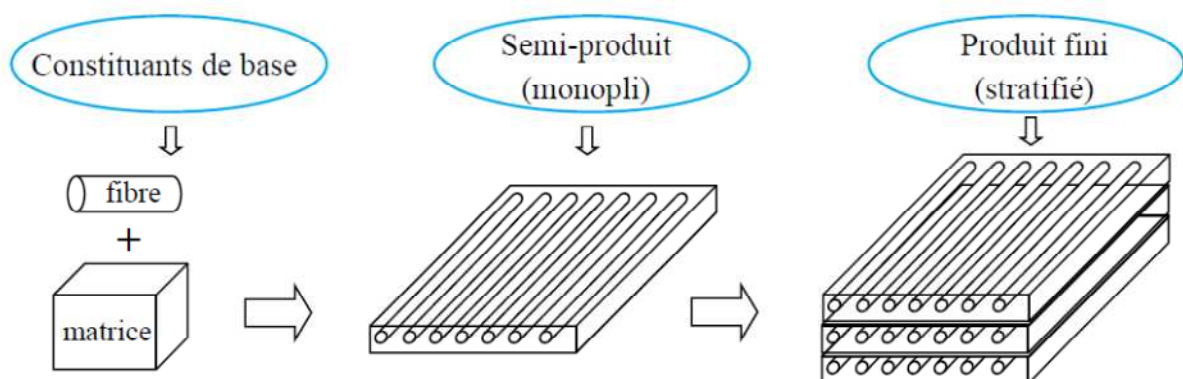


Figure 1-1 : Composition d'un matériau composite

I.3 RENFORTS

Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture et la dureté.....etc. Les matériaux en forme de fibre sont plus résistants à la rupture qu'en forme massive car la taille des défauts dans le matériau est limitée par le diamètre faible [1]. Dans une matrice renforcée de fibres, la résistance mécanique est assurée par les fibres de renfort. Par sa nature filamenteuse empêche la rupture catastrophique de la structure, la rupture de quelques fibres à pour résultat la redistribution du chargement sur les autres fibres. Les types de renforts les plus souvent rencontrés dans les composites sont donnés dans la figure (1.2)

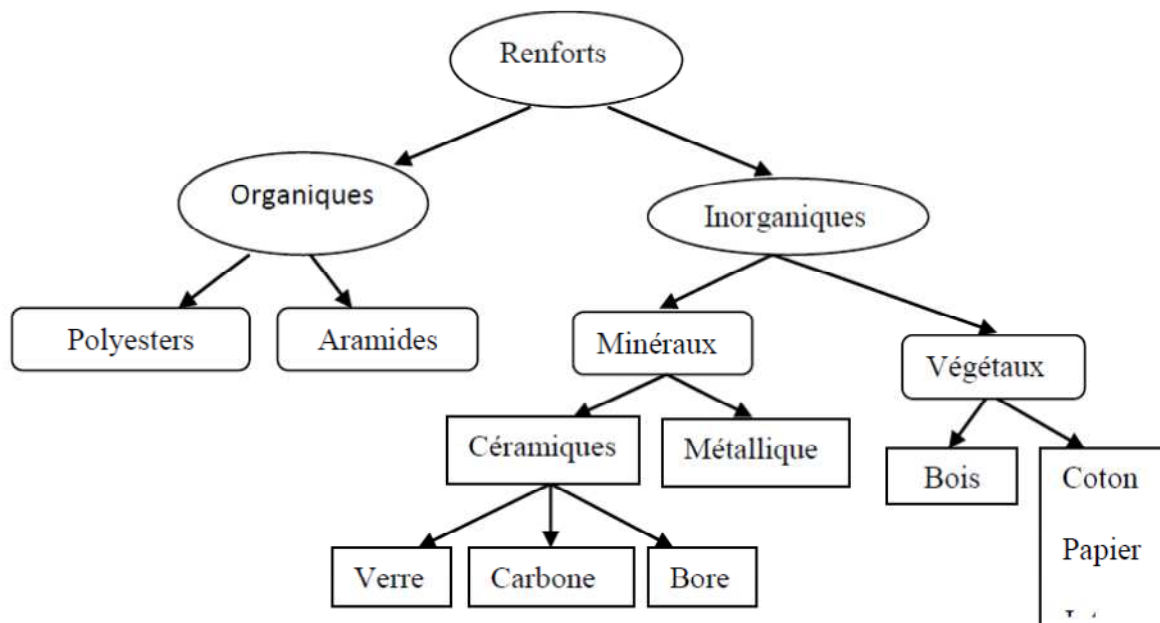


Figure 1-2 : Différents types de renforts dans les composites

Le renfort des composites peut se présenter sous forme :

- filaments courts,
- fibres courtes,
- fibres longues,
- particules (charges sous forme de microbilles, de fibres broyées).

Il existe plusieurs architectures de renforts pour que la structure résiste aux contraintes mécaniques (figure 1.3):

- Les renforts unidirectionnels (nappes ou roving),
- Les renforts bidirectionnels non texturée (matelas appelé mat) ou
- Les renforts texturés (tissus ou complexes 2D),
- Les renforts tridimensionnels (fibres orientées suivant trois ou plusieurs directions),
- Les renforts multidirectionnels aléatoire (fibres coupées et broyées, mats).

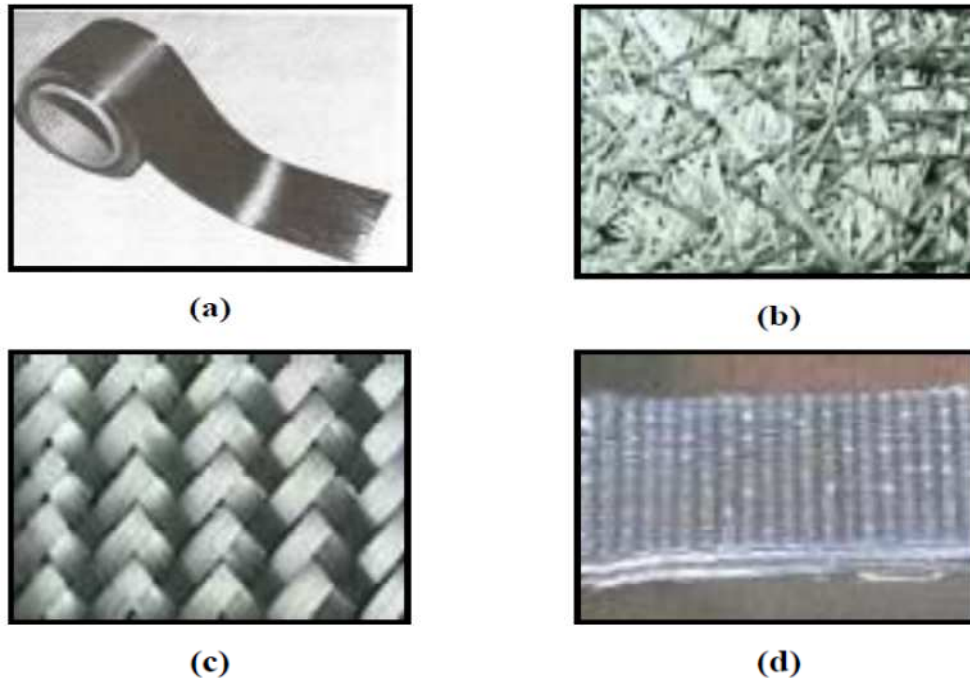


Figure 1-3 : Différents architectures du renfort: (a) unidirectionnelle, (b) multidirectionnelle aléatoire (mat), (c) bidirectionnelle (tissus) et (d) tridimensionnelle.

I.3.a Fibres de verre

La connaissance des composites à matrice polymère est initialement basée sur des études des composites à fibres de verre. Ces fibres sont très répandues dans des domaines de transports et aéronautique. Leurs avantages incluent prix compétitif, disponibilité, et résistance élevée. Cependant, à cause de leur rigidité relativement faible, les fibres de verre sont progressivement remplacées par les fibres aramides ou les fibres de carbone dans les applications hautes performances.



Figure 1-4 : Fibres de verre

I.3.b Fibres de carbone

Aujourd'hui, les fibres de carbone sont le renfort le plus utilisé pour les structures composites hautes performances [2]. Deux avantages principaux de ces fibres sont leur fabrication plus adaptée à la production à grande échelle que d'autres fibres hautes performances et leurs de très fortes propriétés mécaniques. Leur prix reste toutefois très cher pour grand public.



Figure 1-5 : Fibres de carbone

I.3.c Fibres aramide

Ces fibres d'aramide appartiennent à la famille des fibres polyamides aromatiques. Les versions commerciales disponibles incluent le Kevlar et le Nomex. Elles possèdent une haute résistance et une forte rigidité supérieure à celle des fibres de verre. La tolérance aux dommages est très bonne également. Leurs désavantages incluent une résistance en compression inférieure à celle des fibres de carbone [2].



Figure 1-6 : Fibres aramide

I.3.d Fibres Céramique

Elles sont rencontrées dans les applications où la température est très élevée entre 500°C et 2000°C, ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes,



Figure 1-7 : Fibres céramique

I.4 MATRICES

La matrice réunit les fibres par ses caractéristiques cohésive et adhésive. Elle maintient les fibres dans leur orientation et leur position prévues pour les charges appliquées et le protège contre les agressions extérieures et donne la forme du matériau. Ses autres rôles consistent à distribuer les efforts entre les fibres, fournir une résistance à la propagation de fissure, et fournir toutes les résistances en cisaillement du composite [2]. Elles doivent être en outre assez déformable et présenter une certaine compatibilité avec le renfort. Ainsi, pour pouvoir apporter aux matériaux composites des propriétés mécaniques élevées, les résines doivent posséder des masses volumiques faibles. La matrice détermine en général la limite de la température d'utilisation et l'environnement de service du matériau.

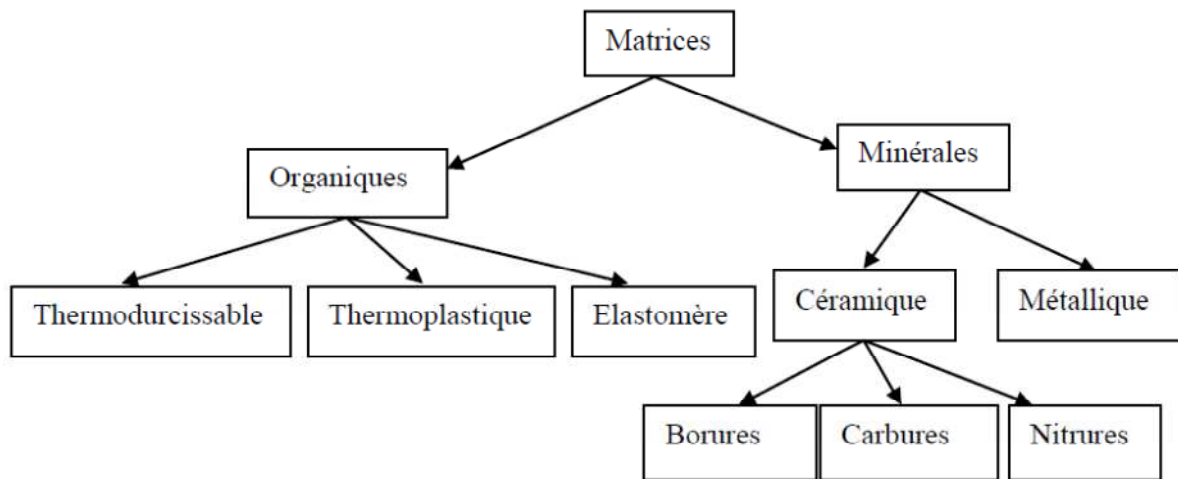


Figure 1-8 : Différents types de matrices organiques et minérales

Il existe plusieurs types de résines classées en deux grandes familles : les thermoplastiques et les thermodurcissables pouvant servir de matrice aux matériaux composites. Les deux grandes familles utilisées sont les suivants :

I.4.a Résines thermodurcissables

En règle générale, les matrices thermodurcissables possèdent une faible résistance mécanique au choc et une faible tenue en température. La résine la plus utilisée dans l'industrie aérospatiale est l'époxyde. Elle possède une combinaison d'avantage quasiment imbattable : facilité de manipulation, flexibilité de traitement, de bonnes propriétés mécaniques, et un prix acceptable [2]. Leur application est cependant limitée à une température maximale comprise entre 80°C et 120°C.

Lorsqu'une résine thermodurcissable est soumise à une élévation de température, il se crée des réactions chimiques au cours desquelles des liaisons covalentes sont formées entre les chaînes de molécules résultant en un réseau tridimensionnel. Le polymère final se présente sous la forme d'un corps solide et infusible. La polymérisation étant irréversible, ce matériau ne peut être mis en forme qu'une seule fois au moment de sa fabrication.

I.4.b Résines thermoplastiques

En règle générale, les matrices thermoplastiques possèdent des avantages sur les résines thermodurcissables telles qu'une ténacité améliorée, une déformation à rupture élevée, et une faible absorption d'humidité. De plus, elles ont une durée de stockage illimitée.

Cependant, les thermoplastiques amorphes présentent des problèmes de résistance aux solvants organiques [2]. La résine la plus utilisée dans les domaines de transports et aéronautique est la résine époxy

Les matrices thermoplastiques peuvent être divisées en deux classes selon leurs structures moléculaires : la structure semi-cristalline et la structure amorphe [3]. Ces matrices sont caractérisées par la capacité d'être alternativement ramollies par chauffage au-dessus de la température de fusion ou de ramollissement et durcies par refroidissement. Dans ce cas, la modification de forme et le recyclage du composite sont envisageables.

Parmi les résines thermoplastiques, on peut citer la résine polyéther éthercétone (PEEK), la polysulfure de phénylène (PPS), la polyétherimide (PEI), et la polyamide (PA).

I.5 L'INTERPHASE

L'interphase des composites est constituée de la surface de contact (interface) fibre/matrice ainsi que de la région d'un volume fini prolongée dans la matrice. Elle peut être considérée comme un constituant du composite car elle possède des propriétés chimiques, physiques, et mécaniques différentes de celles de la fibre et de la matrice. L'interphase assure la liaison fibre/matrice et permet le transfert des contraintes de l'une à l'autre sans déplacement relatif. Cependant, l'hypothèse que l'interphase n'a pas d'épaisseur est souvent faite pour faciliter l'analyse micromécanique des composites [4].

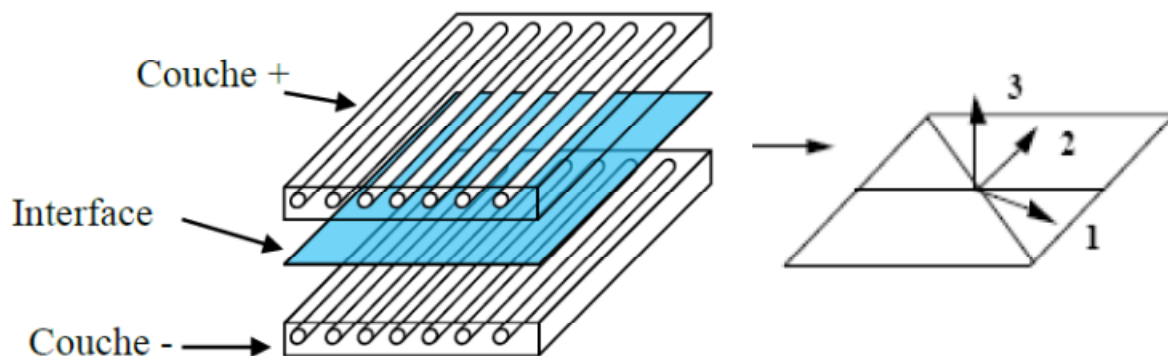


Figure 1-9 : Interface

I.6 FABRICATION DES STRATIFIÉS COMPOSITES

La fabrication des stratifiés comporte deux phases : le drapage manuel des plis et la réticulation en autoclave. L'opération de drapage consiste à effectuer une séquence

d'empilement des découpes de pré-imprégné (les plis) en respectant la position, l'orientation et la séquence définies par rapport à une fiche de drapage. La réticulation nécessite de créer un environnement de polymérisation constitué de différents produits qui entourent la plaque composite. Le but final est d'obtenir un composite constitué d'un taux volumique de fibres (V_f) et un taux de matrice (V_m).

I.6.a Moulage au contact

Le moulage au contact ou stratification au contact est un procédé entièrement manuel de mise en forme des composites, à la température ambiante et sans pression. C'est la plus ancienne méthode de mise en œuvre des composites. Ce procédé permet la réalisation de pièces de formes et de dimensions quelconques pour de petites séries. Le moule, enduit d'un agent de démoulage, reçoit la couche de surface (gel-coat), puis le renfort sous formes de couches successives de mat ou de tissu que l'on imprègne de résine, généralement manuellement, jusqu'à l'obtention de l'épaisseur souhaitée. La polymérisation peut se faire à température ambiante ou être accélérée par chauffage. Après durcissement de la résine, la pièce est démoulée et détournée. Celles-ci peuvent être de grandes dimensions et présentent de faibles caractéristiques mécaniques et une seule face d'aspect fini.

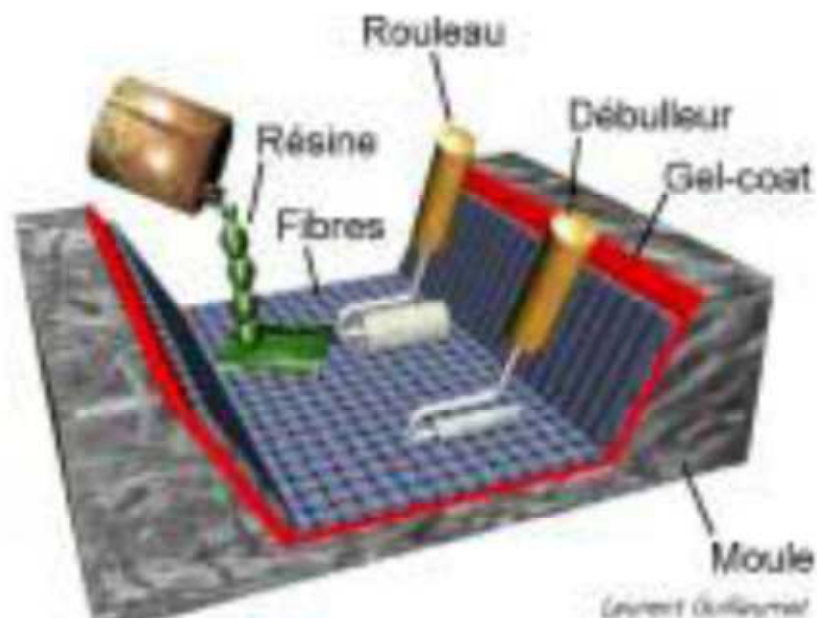


Figure 1-10 : Moulage en contact

Cette méthode est simple et rapide à mettre en œuvre, et demande peu de matériel. Elle possède néanmoins plusieurs inconvénients: il est difficile de doser correctement la résine, et

il y a toujours un risque de présence de bulles d'air, qui sont autant de sources de faiblesse dans la pièce. C'est pourquoi nous réservons cette technique aux pièces trop grandes ou trop fragiles pour rentrer dans un sac à vide, ou aux pièces "annexes" qui ne sont pas utilisées directement sur la voiture.

I.6.b Moulage sous vide

Cette technique est similaire au moulage au contact, à la différence près que, comme son nom l'indique, l'opération est réalisée sous vide. Le moulage sous vide consiste à construire un laminé soit par voie humide (moulage contact) soit par le biais de pré-imprégnés (renfort imprégné de la matrice) ou "prepregs" puis ensuite de faire un sac sur la pièce puis en tirer le vide afin d'obtenir un meilleur déballage et un taux de renfort supérieure

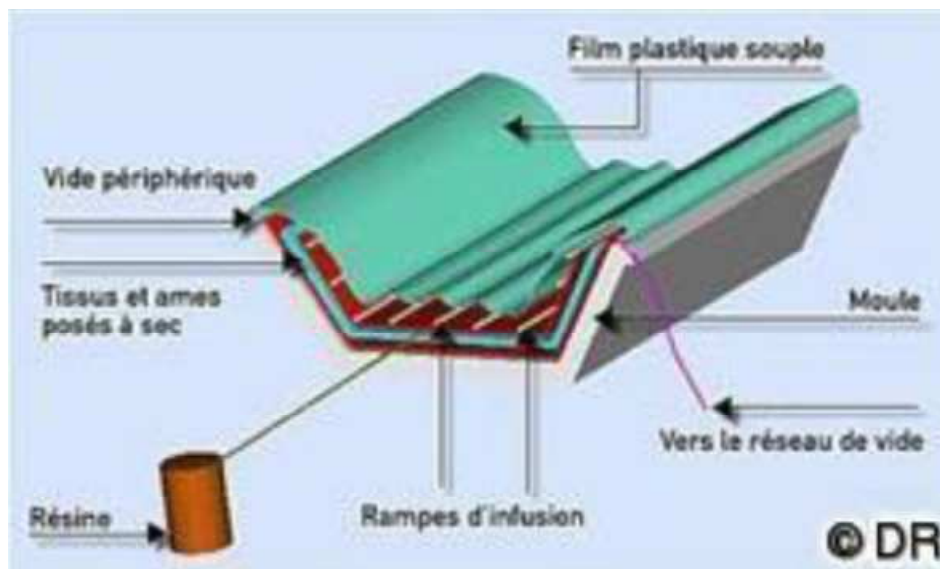


Figure 1-11 : Moulage sous vide

Cette méthode est plus complexe et nécessite plus de matériel. Néanmoins, elle a plusieurs avantages: la pression exercée permet de réaliser des pièces aux formes complexes sans défaut, les couches de tissus sont parfaitement compactées, et l'excès de résine est évacué, ce qui permet d'obtenir des caractéristiques mécaniques optimales.

I.6.c Moulage par transfert de résine RTM (Resin Transfert Molding)

D'autres procédés utilisent des outillages plus lourds et sont donc réservés aux séries plus importantes. Par exemple, la RTM, pour Resin Transfer Molding, consiste à disposer les fibres au sein d'un moule fermé dans lequel on injecte la résine sous pression, à l'aide d'une pompe. Il en existe deux variantes : la RTM "standard" qui utilise un moule très rigide et

lourd, et la RTM "éco" ou "light" qui utilise un moule semi-rigide et s'effectue donc à des pressions moins élevées ; une pompe à vide fournit alors une assistance supplémentaire pour aspirer la résine. Par rapport à l'infusion, l'emploi d'un moule fermé permet un meilleur contrôle de l'épaisseur des pièces, moyennant un outillage nettement plus coûteux.

I.7 NOTION DE STRATIFIÉ.

On appelle stratifié, un matériau qui résulte de la superposition de plusieurs plis (couches) à base de fils ou de tissus unidirectionnels avec des orientations propres à chaque pli. Cette opération est appelée drapage. Les orientations normalisées les plus utilisées sont représentées sur la figure (1.12).

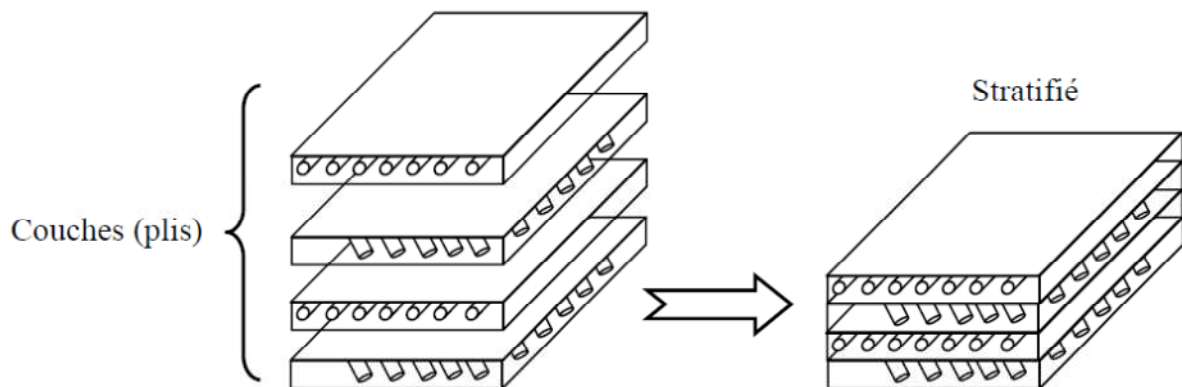


Figure 1-12 : Constitution d'un stratifié

On appelle plan moyen d'un stratifié, le plan qui sépare l'épaisseur de ce stratifié en deux moitiés. La cote de ce plan moyen est par convention égale à 0. Lorsque l'empilement des plis est identique de part et d'autre du plan moyen, on dit qu'il y a symétrie miroir. Lorsqu'on décrit un stratifié, on commence toujours par le pli extrême de côte négatif jusqu'à l'autre, au pli extrême de côte positif. A titre d'exemple nous avons : La notation $[90/0/0-45/+45]$ se traduit par le schéma suivant [5] et [6]:

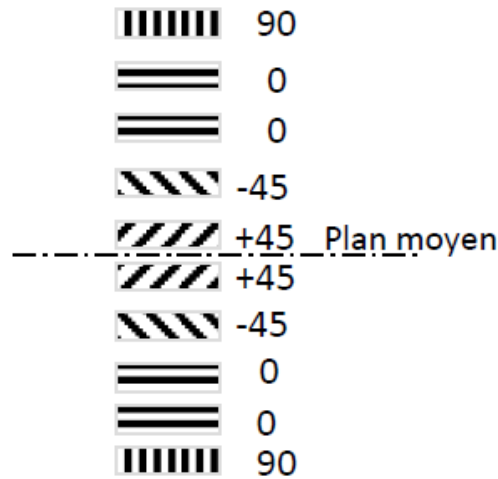
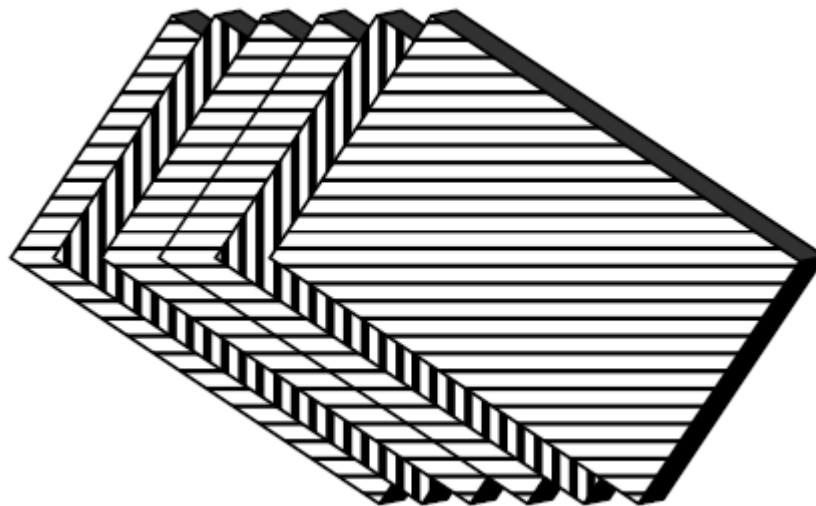


Figure 1-13 : Exemple de la désignation d'un stratifié

I.7.a Stratifiés symétriques

Un stratifié est symétrique si son plan moyen est plan de symétrie. Sa désignation ne nécessite alors que la moitié des couches successives [7]. -Si le stratifié a un nombre pair de couches, la désignation débute sur une face pour finir au plan de symétrie. Un indice (s) indique que le stratifié est symétrique, figure (1.14). -Si le stratifié comporte un nombre impair de couches, la désignation est semblable à la précédente, la couche centrale étant surlignée.



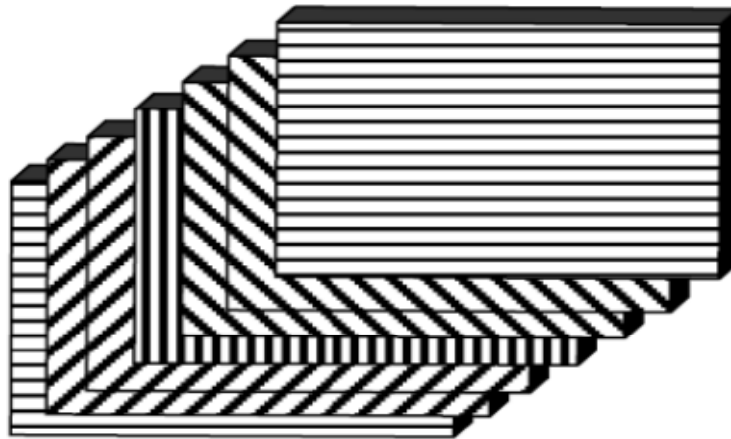
$[-45/45/-45/-45/45/-45]$ ou $[-45/45-45]_2$

Figure 1-14 : Exemple d'un Stratifié symétrique

-Pourquoi la symétrie miroir : lors de la constitution de la pièce stratifié, les plis successifs imprégnés de résine sont drapés à température ambiante, puis placés dans une étuve pour la polymérisation. Dans le composite ainsi créé à chaud, la dilatation d'ensemble de la pièce d'origine thermique, s'effectue sans qu'il y ait variation globale de sa forme par voilement ou gauchissement. Par contre lors du refroidissement, les plis ont tendance à se contracter différemment suivant le sens des fibres ou suivant le sens travers. Lorsque la symétrie miroir est réalisée, elle entraîne la symétrie de ces contraintes, et empêche ainsi l'apparition des déformations d'ensemble de la pièce : voilement ou gauchissement [6].

I.7.b Stratifiés séquences

La répétition de séquences peut être indiquée par un indice indiquant le nombre de fois où une séquence est successivement répétée, figure (1.15) [7].



[0/45/45/90/-45/-45/0]

Figure 1-15 : Exemple d'un Stratifié séquence

I.7.c Stratifiés hybrides

Les matériaux composites hybrides par intégration de couche de métal dans des structures stratifiées ouvrent le champ à de nouvelles perspectives en termes de propriétés mécaniques et structurales. Les propriétés mécaniques d'usage du stratifié doivent donc rester en accord avec l'utilisation de matériaux hautes performances tels que les fibres de carbone : tenue mécanique, résistances à l'impact et à la propagation des ruptures localisées autour de l'impact. La résistance aux agressions extérieures, telles que vieillissement hygrothermique, tenue en température, doit être de plus conservée.

Les stratifiés hybrides sont constitués de couches successives comportant des fibres de natures différentes. Il sera alors nécessaire de les mentionner dans la désignation. Les stratifiés hybrides permettent d'être plus performants en utilisant au mieux les propriétés des diverses fibres disponibles. Parmi les différents hybrides, on peut distinguer [7]:

- Les hybrides inter-couches : constitués d'une suite de couches, chacune de nature différente.
- Les hybrides intra-couches : constitués par une séquence de couches identiques, chaque couche étant constituée de renforts différents.

I.8 DIFFERENTS TYPES DE MATERIAUX

I.8.a Matériaux anisotropes

Le comportement linéaire d'un matériau peut être décrit dans le cas général à l'aide de 21 constantes indépendantes. Dans ce cas le matériau est dit matériau triclinique (n'ayant aucune propriété de symétrie). La plupart des matériaux anisotropes possèdent une structure présentant une ou plusieurs symétries, ce qui réduit alors le nombre de constantes indépendantes nécessaires pour décrire le comportement du matériau.

I.8.b Matériau monoclinique

Un matériau qui possède un plan de symétrie est appelé matériau monoclinique. Dans le cas où le plan de symétrie est le plan (1,2), on obtient :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & C_{16} \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & C_{26} \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & C_{36} \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & C_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{45} & C_{55} & 0 \\ C_{16} & C_{26} & C_{36} & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \dots\dots\dots(1-1)$$

On constate d'après cette nouvelle forme de la matrice de rigidité que le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est égal à 13 au lieu de 21 initialement.

I.8.c Matériau orthotrope

Un matériau qui possède trois plans de symétrie, perpendiculaires deux à deux est appelé matériau orthotrope. La matrice de rigidité s'écrit donc comme suit :

$$\begin{bmatrix}
 C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & \\
 C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & \\
 C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & \\
 0 & 0 & 0 & C_{44} & & 0 \\
 0 & 0 & 0 & & C_{55} & 0 \\
 & & & 0 & 0 & C_{66}
 \end{bmatrix} \dots\dots\dots(1-2)$$

Le nombre de constantes d'élasticité indépendantes est dans ce cas égal à 9.

I.8.d Matériau isotrope

Lorsque les propriétés d'un matériau sont indépendantes du choix des axes de référence, on dit que le matériau est isotrope. Dans ce cas, le nombre de constantes de rigidité indépendantes est égal à 2. Généralement, les constantes de rigidité sont exprimées en introduisant les coefficients de lamé λ et μ . La matrice de rigidité s'écrit alors de la forme suivante :

$$[C] = \begin{bmatrix}
 \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\
 \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\
 \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\
 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\
 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\
 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu
 \end{bmatrix} \dots\dots\dots(1-3)$$

Dans ce cas l'expression des contraintes en fonction des déformations, est donnée par la relation simplifiée suivante :

$$\sigma_{ij} = \lambda \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr}\epsilon + 2 \cdot \mu \cdot \epsilon_{ij} \dots\dots\dots(1-4)$$

où : $\text{tr}\epsilon = \epsilon_{kk} = \epsilon_{11} + \epsilon_{22} + \epsilon_{33}$ est appelée déformation volumique du matériau. Inversement, l'expression des déformations en fonction des contraintes est donnée par la relation suivante :

$$\epsilon_{ij} = -\frac{\lambda}{2 \cdot \mu \cdot (3 \cdot \lambda + 2 \cdot \mu)} \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr}\sigma + \frac{1}{2\mu} \sigma_{ij} \dots\dots\dots(1-5)$$

La relation ci-dessus s'écrit généralement en fonction du module d'élasticité longitudinal E et du coefficient de Poisson ν . Ceci est du au fait que ces deux paramètre peuvent être déterminé par un simple essai de traction.

$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\nu}{E} \cdot \delta_{ij} \cdot tr \sigma + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij} \quad \dots\dots\dots(1-6)$$

I.9 COMPORTEMENT MECANIQUE D'UN COMPOSITE UNIDIRECTIONNEL

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

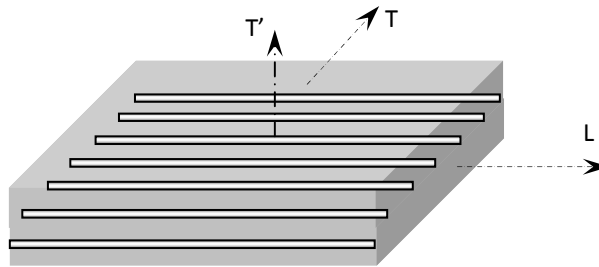


Figure I-16 : Matériau composite unidirectionnel

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

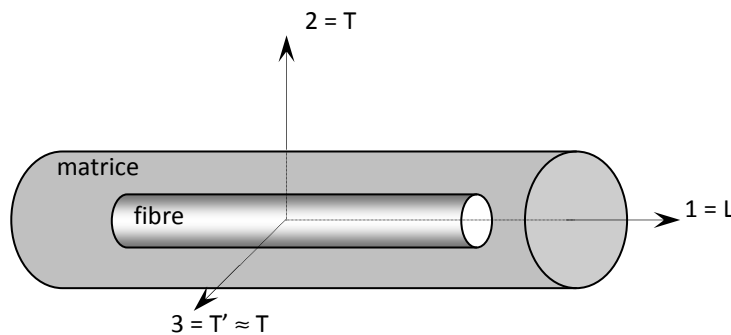


Figure I-17 : Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel

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

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots(1-7)$$

$$[S] = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{12} & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{23} & S_{22} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2 \cdot (S_{22} - S_{23}) & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \\ & & & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \dots\dots\dots(1-8)$$

Les propriétés du matériau unidirectionnel sont déterminées par 5 constantes indépendantes.

I.9.a Loi de Hooke pour un composite unidirectionnel

Cette cellule possède un axe de révolution, que nous noterons l'axe 1. Cette direction parallèle aux fibres est appelée direction longitudinale. L'axe 1 est donc noté L. Toute direction normale aux fibres est appelée direction transversale, et le composite est considéré comme un matériau isotrope transverse; il est isotrope dans le plan normal à la direction L.

Le plan transverse sera repéré par les directions 2 et 3, notées également T et T', ces directions étant équivalentes.

Les expressions des modules de l'Ingénieur sont résumées dans le tableau qui suit :

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

Module de cisaillement	G_{LT}	C_{66}	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de compression latérale	K_L	$\frac{C_{22} + C_{23}}{2}$	$\frac{1}{2 \left(S_{22} + S_{23} - 2 \frac{S_{12}^2}{S_{11}} \right)}$

Tableau I-1 : Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse

Les relations montrent que :

$$* \frac{E_L}{\nu_{LT}} = \frac{E_T}{\nu_{TL}} \quad * G_{TT'} = \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT'})} \quad \dots\dots\dots(1-9)$$

I.9.b Détermination du module d'élasticité longitudinal

Le module d'Young longitudinal E_{Lcomp} est déterminé dans un essai de traction longitudinal. L'hypothèse simplificatrice est de supposer une déformation uniforme et identique dans la fibre et dans la matrice.

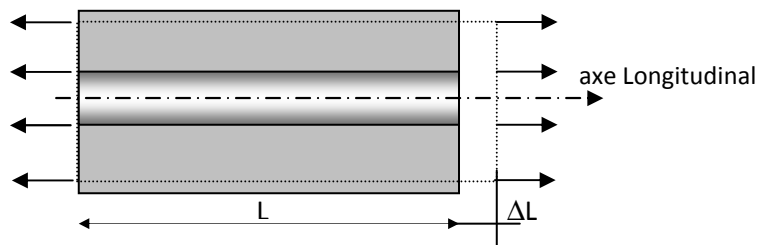


Figure I-18 : Composite soumis à une traction longitudinale

La déformation longitudinale imposée à la cellule est :

$$\epsilon_1 = \frac{\Delta L}{L} \quad \dots\dots\dots(1-10)$$

Où L est la longueur de cellule considérée.

L'hypothèse de l'égalité des déformations dans la fibre et la matrice impose :

$$\sigma_{comp,u} \leq \sigma_{fib,u} \cdot V_{fib} + \sigma_{mat,u} \cdot (1 - V_{fib}) \quad \dots\dots\dots(1-11)$$

$$\epsilon_1 = \epsilon_{comp} = \epsilon_{fib} = \epsilon_{mat} \quad \dots\dots\dots(1-12)$$

En supposant un comportement élastique de la fibre et de la matrice, les contraintes s'écrivent comme suit :

$$\sigma_{\text{fib}} = E_f \cdot \epsilon_1 \quad \sigma_{\text{mat}} = E_{\text{mat}} \cdot \epsilon_1 \quad \dots\dots\dots(1-13)$$

La charge totale appliquée est : $F = \sigma_{\text{fib}} \cdot S_{\text{fib}} + \sigma_{\text{mat}} \cdot S_{\text{mat}} \quad \dots\dots\dots(1-14)$

Avec S_{fib} et S_{mat} , sont respectivement les sections de la fibre et de la matrice. Si on considère S comme étant la section moyenne de la cellule, la contrainte moyenne s'écrit alors comme suit :

$$\sigma_{\text{comp}} = \frac{F}{S} = \sigma_{\text{fib}} \cdot V_{\text{fib}} + \sigma_{\text{mat}} \cdot (1 - V_{\text{fib}}) \quad \dots\dots\dots(1-15)$$

Cette contrainte moyenne est liée à la déformation de la cellule par le module de Young longitudinal, soit :

$$\sigma_{\text{comp}} = E_{\text{Lcomp}} \cdot \epsilon_1 \quad \dots\dots\dots(1-16)$$

La combinaison des relations conduit à :

$$E_{\text{Lcomp}} = E_{\text{fib}} \cdot V_{\text{fib}} + E_{\text{mat}} \cdot (1 - V_{\text{fib}}) \quad \dots\dots\dots(1-17)$$

Cette expression est connue sous le nom de loi des mélanges pour le module de Young dans la direction des fibres.

I.9.c Détermination de module de Young Transversal

Le module de Young transversal E_{Tcomp} est déterminé dans un essai de traction transversale où le composite est chargé suivant la direction perpendiculaire aux fibres.

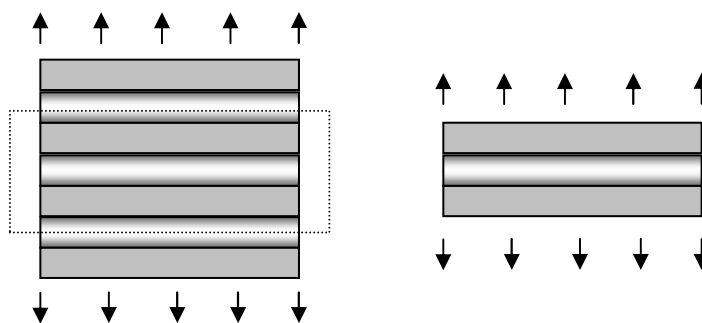


Figure I-19 : Composite soumis à une traction transversale

La charge F_T est transmise intégralement dans la fibre et dans la matrice, soit

$$\sigma_T = \sigma_{\text{mat}} = \sigma_{\text{fib}} \quad \dots\dots\dots(1-18)$$

Il en résulte que les déformations respectives de la fibre et de la matrice dans la direction transversale s'écrivent :

$$\varepsilon_{\text{fib}} = \frac{\sigma_T}{E_{\text{fib}}} \quad \varepsilon_{\text{mat}} = \frac{\sigma_T}{E_{\text{mat}}} \quad \dots\dots\dots(1-19)$$

L'allongement transversal d'une cellule élémentaire est

$$\Delta l_2 = \varepsilon_{\text{fib}} h_{\text{fib}} + \varepsilon_{\text{mat}} h_{\text{mat}} \quad \dots\dots\dots(1-20)$$

La déformation transversale s'écrit :

$$\varepsilon_T = \frac{\Delta l}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} = \varepsilon_{\text{fib}} \frac{h_{\text{fib}}}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} + \varepsilon_{\text{mat}} \frac{h_{\text{mat}}}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} \quad \dots\dots\dots(1-21)$$

Soit :

$$\varepsilon_T = \varepsilon_{\text{fib}} V_{\text{fib}} + \varepsilon_{\text{mat}} (1 - V_{\text{fib}}) \quad \dots\dots\dots(1-22)$$

Cette déformation est liée à la contrainte

$$\sigma_T = E_T \varepsilon_2 \quad \dots\dots\dots(1-23)$$

$$\frac{1}{E_T} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m} \quad \dots\dots\dots(1-24)$$

I.9.d Détermination du coefficient de Poisson longitudinal

Le coefficient ν_{LT} est déterminé dans un essai de traction longitudinale

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_{T\text{mat}} &= -\nu_{\text{mat}} \varepsilon_L \\ \varepsilon_{T\text{fib}} &= -\nu_{\text{fib}} \varepsilon_L \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots\dots(1-25)$$

L'allongement transversal de la cellule élémentaire est :

$$\Delta l_T = -\nu_{\text{mat}} \varepsilon_L h_{\text{mat}} - \nu_{\text{fib}} \varepsilon_L h_{\text{fib}} \quad \dots\dots\dots(1-26)$$

Déformation transversale s'écrit :

$$\varepsilon_T = \frac{\Delta l_T}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} = -[\nu_{\text{mat}} (1 - V_{\text{fib}}) + \nu_{\text{fib}} V_{\text{fib}}] \varepsilon_L \quad \dots\dots\dots(1-27)$$

$\nu_{LT} = \nu_{\text{fib}} V_{\text{fib}} + \nu_{\text{mat}} (1 - V_{\text{fib}})$ Loi des mélanges pour le coefficient de Poisson longitudinal.

1.9.e Détermination du module de cisaillement longitudinal

On détermine le module de cisaillement longitudinal lors d'un essai de cisaillement longitudinal.

Les contraintes en cisaillement dans la fibre et dans la matrice sont égales. Les déformations en cisaillement de la fibre et de la matrice s'expriment comme suit :

$$\gamma_{fib} = \frac{\tau}{G_{fib}} \quad ; \quad \gamma_{mat} = \frac{\tau}{G_{mat}} \quad \dots\dots\dots(1-28)$$

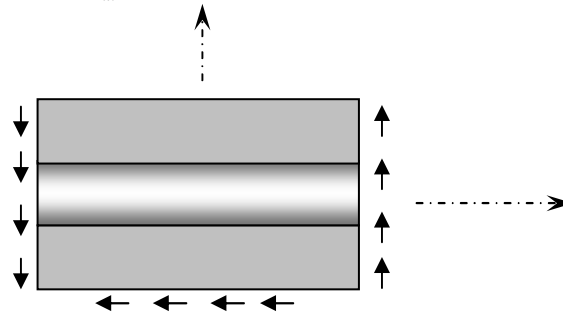


Figure I-20 : Composite soumis à un cisaillement longitudinale

La déformation totale de la cellule est :

$$\delta = h_{fib} \gamma_{fib} + h_{mat} \gamma_{mat} \quad \dots\dots\dots(1-29)$$

L'angle de cisaillement de la cellule s'écrit comme suit :

$$\gamma = \frac{\delta}{h_{mat} + h_{fib}} = \gamma_{fib} V_{fib} + \gamma_{mat} (1 - V_{fib}) \quad \dots\dots\dots(1-30)$$

Sachant que : $\gamma = \frac{\tau}{G_{LT}}$, on obtient :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{V_{fib}}{G_{fib}} + \frac{1 - V_{fib}}{G_{mat}} \quad \dots\dots\dots(1-31)$$

I.10 COMPORTEMENT ELASTIQUE D'UN MATERIAU COMPOSITE ORTHOTROPE

Les stratifiés sont constitués de couches de matériaux composites unidirectionnels ou de composites à base de tissus. Généralement, les tissus sont constitués de fils unidirectionnels croisés à 90°. L'un dans le sens chaîne, l'autre dans le sens trame. Ces couches possèdent trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux.

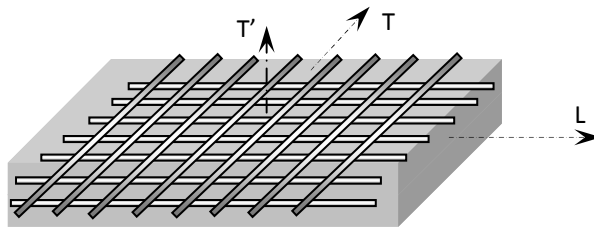


Figure I-21 : Matériau composite bidirectionnel

Il se comporte d'un point de vue élastique comme un matériau orthotrope. Les directions principales (1,2) seront prises respectivement suivant la direction chaîne et la direction trame; elles sont également notées L et T. la direction 3 orthogonale au plan de la couche sera également notée T'.

Dans le cas d'un matériau orthotrope, la loi de Hooke s'écrit en utilisant soit la matrice de rigidité soit la matrice de souplesse comme suit :

$$\begin{bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_3 \\ \epsilon_4 \\ \epsilon_5 \\ \epsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & S_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \dots\dots\dots(1-32)$$

On constate que le comportement élastique d'un matériau composite orthotrope est donc caractérisé par 9 coefficients indépendants. Les expressions des modules de l'Ingénieur sont résumées dans le tableau I.2. Les relations montrent que :

$$* \frac{E_L}{\nu_{LT}} = \frac{E_T}{\nu_{TL}} \quad ; \quad G_{TT'} = \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT'})} \dots\dots\dots(1-33)$$

Désignation	Notation	expression
Module de Young longitudinale (chaîne)	$E_L = E_1$	$\frac{1}{S_{11}}$
Coefficient de poisson	$\nu_{LT} = \nu_{12}$	$-\frac{S_{12}}{S_{11}}$
Module de Young transversal (trame)	$E_T = E_2$	$\frac{1}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{LT'} = \nu_{13}$	$-\frac{S_{13}}{S_{11}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TL} = \nu_{21}$	$-\frac{S_{12}}{S_{22}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TT'} = \nu_{23}$	$-\frac{S_{23}}{S_{22}}$
Module de Young transversal	$E_{T'} = E_3$	$\frac{1}{S_{33}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TL} = \nu_{31}$	$-\frac{S_{13}}{S_{33}}$
Coefficient de Poisson	$\nu_{TT'} = \nu_{32}$	$-\frac{S_{23}}{S_{33}}$
Module de cisaillement longitudinal	$G_{LT} = G_{12}$	$\frac{1}{S_{66}}$
Module de cisaillement transversal	$G_{TT'} = G_{23}$	$\frac{1}{S_{44}}$
Module de cisaillement	$G_{LT'} = G_{13}$	$\frac{1}{S_{55}}$

Tableau I-2 : Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de souplesse

En tenant compte des expressions présentées dans le tableau, la loi de Hooke s'écrit en utilisant la matrice de souplesse comme suit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \dots\dots\dots(1-$$

34)

I.11 DETERMINATION EXPERIMENTALE DES CARACTERISTIQUES MECANQUES [1]

I.11.a Introduction

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

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

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

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

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

I.11.b Les essais mécaniques

I.11.b.1 Essai de traction longitudinale

Dans cet essai, la force F est appliquée suivant la direction des fibres (voir Figure I.22). Dans le sens des fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. Dans le sens de la chaîne dans le cas d'un matériau composite tissu.

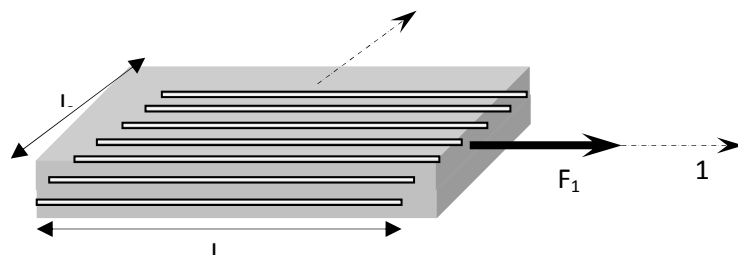


Figure I-22 : Traction Longitudinale

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

$$\sigma_1 = \frac{F_1}{S_1}$$

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

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

La déformation longitudinale ϵ_{11} est donnée par : $\epsilon_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1}$ (1-35)

La déformation longitudinale ϵ_{22} est donnée par : $\epsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2}$ (1-36)

On déduit :

Le module d'élasticité longitudinal E_L (Young) : $E_L = \frac{\sigma_{11}}{\epsilon_{11}}$ (1-37)

Le coefficient de Poisson $\nu_{LT} : \nu_{LT} = -\frac{\epsilon_{22}}{\epsilon_{11}} \dots\dots\dots(1-38)$

I.11.b.2 Essai de traction transversale

Dans cet essai, la force F est appliquée suivant la direction transverse aux fibres (voir Figure I.23). Perpendiculairement aux fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. Dans le sens de la trame dans le cas d'un matériau composite tissu.

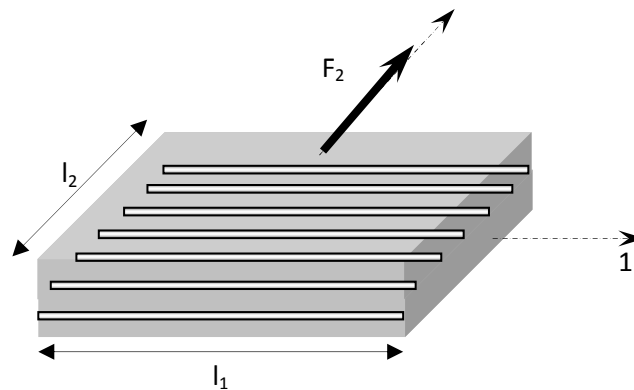


Figure I-23 : Traction transversale

La contrainte σ_2 est donnée en fonction de la force F_2 appliquée suivant l'axe 2, perpendiculairement à la section transversale S_2 , comme suit :

$$\sigma_2 = \frac{F_2}{S_2} \dots\dots\dots(1-39)$$

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

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

La déformation transversale ϵ_{22} est donnée par : $\epsilon_2 = \frac{\Delta l_2}{l_2} \dots\dots\dots(1-40)$

La déformation longitudinale ϵ_{11} est donnée par : $\epsilon_1 = \frac{\Delta l_1}{l_1} \dots\dots\dots(1-41)$

On déduit : le module d'élasticité transversal E_T (Young) : $E_T = \frac{\sigma_{22}}{\epsilon_{22}} \dots\dots\dots(1-42)$

Le coefficient de Poisson $\nu_{TL} : \nu_{TL} = -\frac{\epsilon_{11}}{\epsilon_{22}} \dots\dots\dots(1-43)$

Les valeurs ainsi obtenues doivent vérifier la relation suivante : $\frac{v_{LT}}{E_L} = \frac{v_{TL}}{E_T}$ (1-44)

I.11.b.3 Essai de traction hors axes

Dans cet essai, la force F est appliquée suivant une direction qui fait un angle de 45° avec les fibres (voir Figure I.24). 45° par rapport à la direction des fibres dans le cas d'un matériau composite unidirectionnel. 45 ° par rapport à la direction de la trame dans le cas d'un matériau composite tissu.

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

$\sigma_{xx} = \frac{F}{S}$ (1-45)

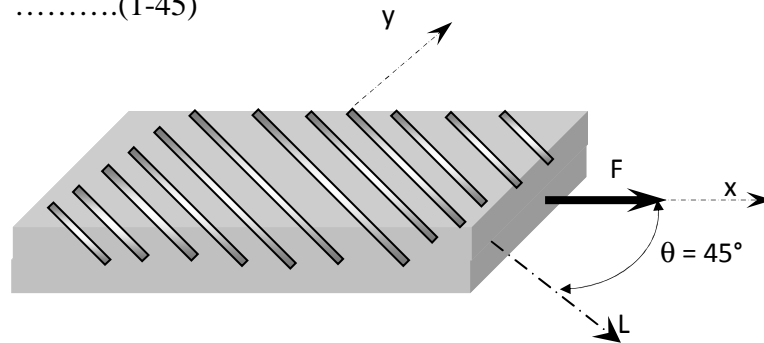


Figure I-24 : Traction hors axes

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

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

La déformation suivant l'axe x ϵ_{xx} est donnée par : $\epsilon_{xx} = \frac{\Delta l_x}{l_x}$ (1-46)

On déduit :

Le module d'élasticité suivant l'axe x E_{xx} (Young) : $E_x = E_{45} = \frac{\sigma_{xx}}{\epsilon_{xx}}$ (1-47)

Nous savons que :

$\frac{1}{E_x} = \frac{1}{E_{45}} = \frac{1}{4} \left(\frac{1}{E_L} + \frac{1}{E_T} + \frac{1}{G_{LT}} - 2 \frac{v_{LT}}{E_L} \right)$ (1-48)

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

$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + 2 \frac{v_{LT}}{E_L}$ (1-49)

I.12 CONCLUSION

Dans ce chapitre, nous avons présenté une introduction aux matériaux composites. Récapitulant les caractéristiques mécaniques disponibles dans la littérature. Les matériaux composites sont des matériaux très variés, disponibles partout, et connaissent actuellement un essor important dans tous les domaines d'application, en particulier en mécanique, vu leurs performances mécaniques.

Le développement des connaissances théoriques ne peut être suffisant sans un retour d'un capital expérimental, en effet, l'analyse expérimentale et l'accumulation des données, s'avère indispensable pour valider les modèles théoriques des lois de comportement qui régissent le comportement réel des matériaux.

Dans le cadre de cette étude, notre choix est porté sur l'analyse expérimentale de la propagation du délaminage des patches d'une plaque composite stratifiée soumise à des forces de compression.

II.1 INTRODUCTION

L'étude du comportement mécanique d'un matériau conduit souvent à prendre en compte la détérioration progressive qui mène à la ruine de la structure en composite. Cet endommagement peut trouver son origine dans le développement des défauts présents dès l'état d'élaboration ou induit par des sollicitations diverses lors de son utilisation. Ainsi les causes de l'endommagement les plus préoccupantes sont les concentrations de contraintes autour des entailles ou des trous. L'évolution du comportement mécanique d'un matériau depuis son état initial jusqu'à sa rupture est décrite par la théorie de l'endommagement.

L'endommagement des composites est un phénomène de séparation de la matière de nature essentiellement irréversible. Les nouvelles surfaces créées peuvent entrer en contact mais ne peuvent s'adhérer au sens de la mécanique des surfaces. Le processus de séparation de la matière correspond alors à la dissipation de l'énergie consommée pour la création de nouvelles surfaces et/ou de déformations irréversibles. On donne quelques classement des phénomènes de rupture observés dans les composites.

- La séparation se produit sans déformation pendant la phase de croissance des défauts. Il n'a pas de plasticité macroscopique observable, sauf au niveau de la fissure. La rupture dans ce cas est qualifiée de fragile.
- La séparation se produit après une déformation importante du matériau, la rupture est qualifiée de ductile.

Il existe plusieurs types d'endommagement au sein d'une structure stratifiée unidirectionnelle ou tissée qui se révèlent à différentes échelles d'observation. Les plus significatifs sont donnés dans la figure 2.1 [2] :

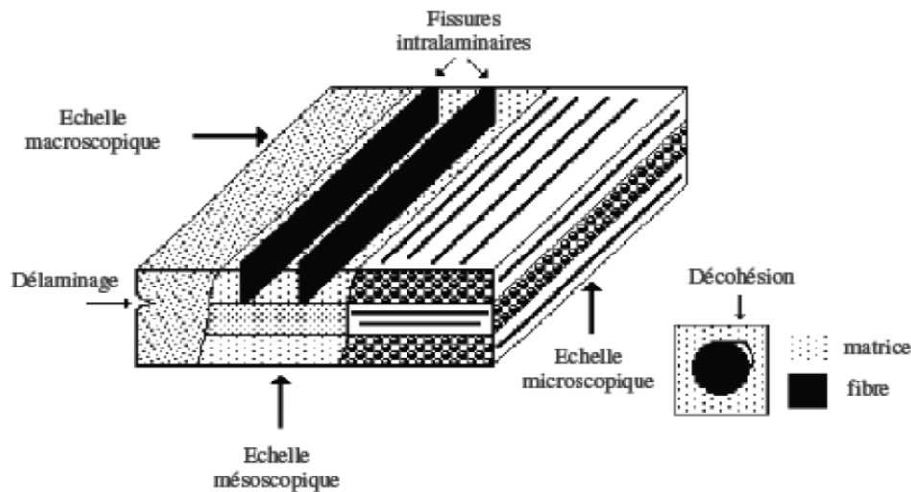


Figure 2-1 : Les différentes échelles d'observation de l'endommagement dans un composite stratifié.

- A l'échelle microscopique apparaissent le phénomène de décohésion fibre/matrice, la fissuration de la matrice et la rupture des fibres,
- A l'échelle macroscopique on observe le phénomène de délaminage (décollement inter pli),
- A l'échelle mésoscopique on observe l'apparition de nombreuses fissures intralaminaires mais également la rupture de fibres qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau, qui sont parallèles à la direction des fibres.

II.2 PROPRIETES DE RESISTANCE A LA RUPTURE

II.2.a Cas de la traction

Lorsqu'il est soumis à cet essai classique, sous certaines conditions que nous examinerons plus loin, un matériau superplastique se distingue radicalement des autres métaux déformés à chaud. Rappelons que ceux-ci se déforment suivant trois phases successives. Un premier domaine élastique, un deuxième domaine dit d'écrouissage où - de même qu'à froid - la contrainte d'écoulement augmente avec la déformation pour passer par un maximum et devenir ensuite stationnaire dans une troisième région. Signalons que si ce troisième régime apparaît clairement lors d'un essai de torsion, il n'en va pas de même en traction où il apparaît simultanément un phénomène d'instabilité géométrique conduisant à la rupture de l'éprouvette après striction. Dans le cas d'un matériau superplastique, la phase de consolidation plastique

est en général absente. L'instabilité géométrique se manifeste alors de façon précoce et donne lieu à un allongement régulier très important, par simple étirement du faible étranglement initialement apparu (figure 2.3). En d'autres termes, il n'y a plus localisation de la déformation comme dans le phénomène de striction classique mais succession de strictions avec délocalisation du défaut à chaque fois. La courbe expérimentale de traction présente de ce fait une allure très particulière (figure 2.2).

Par l'absence de la déformation plastique, un polymère à renfort verre présente un comportement fragile différent de celui des matériaux métalliques.

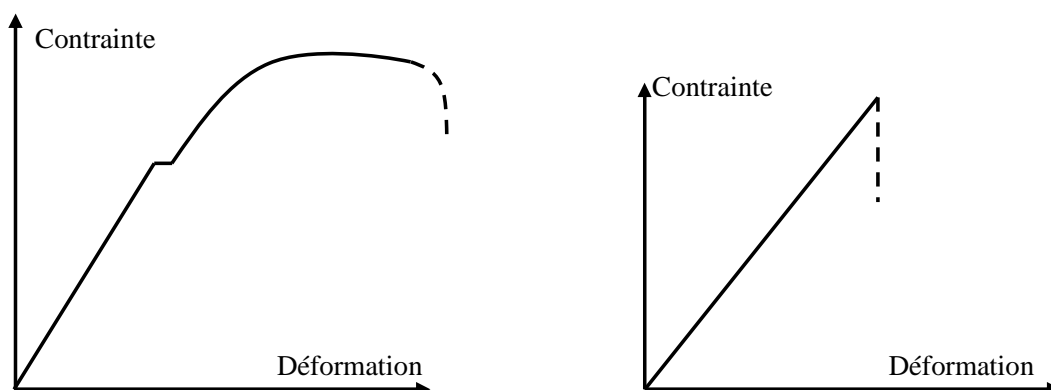


Figure 2-2 : Comportements fragile et ductile

Cette insuffisance d'adaptation plastique et le faible allongement à la rupture qui en résulte, constituent un des handicaps majeurs des structures composites. Ceci aura des conséquences en effet:

- Sur leur tenue à l'impact
- Sur leur sensibilité aux zones criques de la structure.

De même que pour les caractéristiques élastiques, on serait tenté d'approcher la résistance à la rupture sens long par un modèle simple, dans la mesure où l'allongement à la rupture de la matrice est supérieur à l'allongement à la rupture des fibres.

L'hypothèse d'un allongement relatif identique entre les fibres et la matrice, implique que les contraintes soient réparties entre les deux phases proportionnellement à leur rigidité (plus exactement le produit rigidité x fraction volumique). La rupture se produit alors lorsque la contrainte supportée par les fibres atteint la valeur de leur résistance à rupture σ_f . Dans ce cas, la résistance sens long du composite serait égale à :

$$\sigma_l = \sigma_f \left[KV_f + (1 - KV_f) \left(\frac{E_m}{E_f} \right) \right] \quad \dots\dots\dots(2-1)$$

II.2.b Cas de la compression

Le mode de ruine en compression axiale d'un composite unidirectionnel est micro-flambage des fibres insuffisamment soutenues par la matrice (figure 2.3)

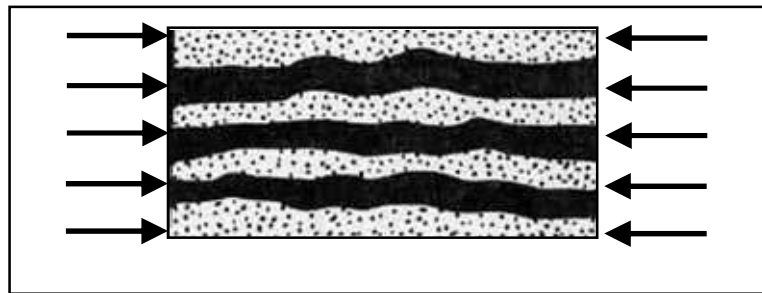


Figure 2-3 : Compression axiale d'un composite

Suivant la même terminologie que précédemment, la résistance à la compression sera donc gouvernée par :

- La rigidité des fibres (diamètre et module)
- La rigidité de la matrice

C'est ici que l'on comprend pourquoi l'amélioration des propriétés à rupture par traction procurée par les forces de fibre verre. Bien que d'une rigidité plus élevée, ces fibres ont en effet un plus petit diamètre.

II.3 THEORIE DE L'ENDOMMAGEMENT CONTINU

La notion d'endommagement a été introduite pour la première fois par Kachanov en 1958. La théorie de l'endommagement continu a été émise par Chaboche en 1978. C'est une approche macroscopique de l'endommagement. Le champ d'application de la théorie de l'endommagement continu est très large. Ainsi, Lemaitre et Chaboche l'ont utilisée pour la première fois pour décrire la rupture fragile d'un béton dans le cadre de cycles de fatigue. Elle est actuellement utilisée, non seulement pour des problèmes de fatigue, mais également pour des problèmes de fluage ou encore d'endommagement ductile.

II.3.a Définition de la variable l'endommagement

Considérons un élément de volume d'un matériau endommagé, c'est-à-dire au sein duquel on trouve des microfissures et des cavités dans des proportions notables alors que dans l'état initial du même matériau non endommagé, ces microfissures et ces cavités sont imperceptibles.

Soit une section d'aire S de cet élément de volume repère par sa normale (n), dans cette section il apparaît des discontinuités de forme diverses d'aire totale S_D .

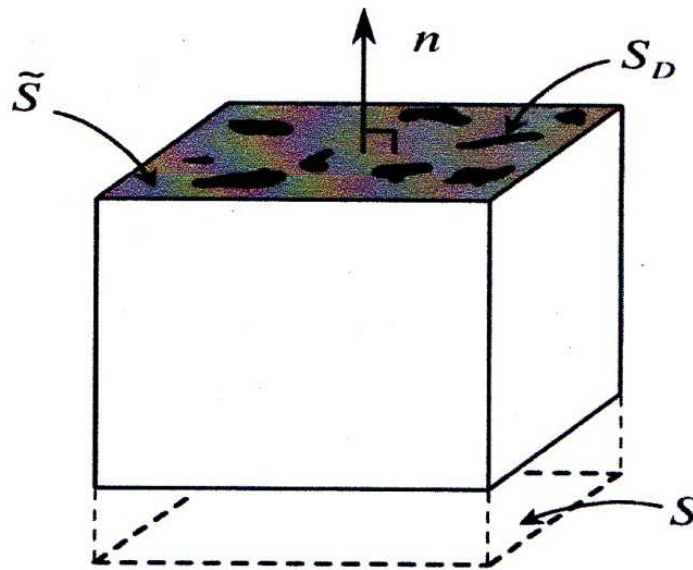


Figure 2-4 : Élément de volume endommagé

L'aire de résistance effective \hat{S} s'écrit alors comme la différence entre l'aire S de la section et S_D l'aire totale de l'ensemble des défauts présent dans la surface S :

$$\hat{S} = S - S_D$$

L'endommagement dans la direction (n) noté D_n est alors défini comme le rapport entre S_D et S :

$$D_n = \frac{S_D}{S} = \frac{S - \hat{S}}{S} \quad \dots\dots\dots(2-2)$$

Ainsi, la variable d'endommagement D_n représente l'aire relative des microfissures et des cavités coupées par le plan défini par sa normale (n). Mathématiquement, lorsque S tend vers 1, D_n représente la densité surfacique des discontinuités de la matière dans le plan de

normale (n). D_n varie de 0 à 1 entre l'état initial non endommagé et la rupture de l'élément de volume considéré selon un plan normal a (n) :

$$\hat{S} = S \implies D_n = 0 \quad \dots\dots\dots(2-3)$$

$$\hat{S} = 0 \implies D_n = 1 \quad \dots\dots\dots(2-4)$$

Dans le cas d'un endommagement anisotrope, constitué de microfissures et de cavités orientées, la valeur de D_n dépend de la direction de la normale (n). Un endommagement isotrope présente au contraire une distribution uniforme des microfissures et des cavités, dans ce cas, la variable D_n est indépendante de la direction (n) et le scalaire D décrit complètement l'état d'endommagement. Une des limites d'utilisation de cette variable d'endommagement vient de la difficulté expérimentale à connaître avec la morphologie des défauts pour calculer \hat{S} ou S_D .

II.3.b Variable d'endommagement

La définition d'une variable d'endommagement représentative de l'état de détérioration d'un matériau, peut être reliée à la mesure des propriétés globales d'élasticité grâce à la notion de contraintes effectives. Ainsi, dans le cas d'un chargement uniaxial, la force F s'applique sur la section S .

II.3.c Contrainte usuelle et condition effective :

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad \dots\dots\dots(2-5)$$

σ représente alors la contrainte usuelle.

En présence d'un endommagement isotrope de mesure D , la section de résistance effective \hat{S} est :

$$\hat{S} = S - S_D = S (1 - D) \quad \dots\dots\dots(2-6)$$

La σ' contrainte effective est alors définie comme la force rapportée à la section de résistance effective \hat{S} :

$$\sigma' = \frac{F}{\hat{S}} \quad \dots\dots\dots(2-7)$$

σ' peut alors s'exprimer en fonction de la contrainte usuelle σ et de la variable d'endommagement D :

$$\sigma' = \frac{F}{S} = \frac{F S}{S S} = \sigma \frac{S}{S} = \frac{\sigma}{(1-D)} \quad \dots\dots\dots(2-8)$$

II.3.e Comportement endommageable :

La notion de contrainte effective offre un moyen simple d'intégrer les efforts de l'endommagement dans un modèle de comportement donne, c'est-à-dire, de coupler l'endommagement a d'autre comportement comme l'élasticité ou l'élasto-viscoplasticité. Pour ce fait, on suppose que le modèle de comportement non endommagé fournit en réalité la contrainte effective ; on passe alors a la contrainte apparente a l'aide de la relation ci-dessus.

Par exemple, dans le cas d'un comportement élastique linéaire, la contrainte effective sera liée a la déformation par :

$$\sigma' = E\varepsilon \quad \dots\dots\dots(2-9)$$

Les deux relations ci-dessus permettent alors de trouver le modèle de comportement apparent, dit élastique endommage, de l'élément de volume :

$$\sigma = E (1-D)\varepsilon \quad \dots\dots\dots(2-10)$$

Et la quantité $E (1-D)$ ainsi obtenu est appelée module de

Et la quantité $E (1-D)$ ainsi obtenu est appelée module de Young endommagé de la section. On a donc défini le comportement endommagé de l'élément de volume comme le comportement qui, sous l'effet de σ donne la même déformation que le comportement intact sous l'effet de σ' . Cette définition est appelée principe d'équivalence en déformation et a été proposée par Lemaître

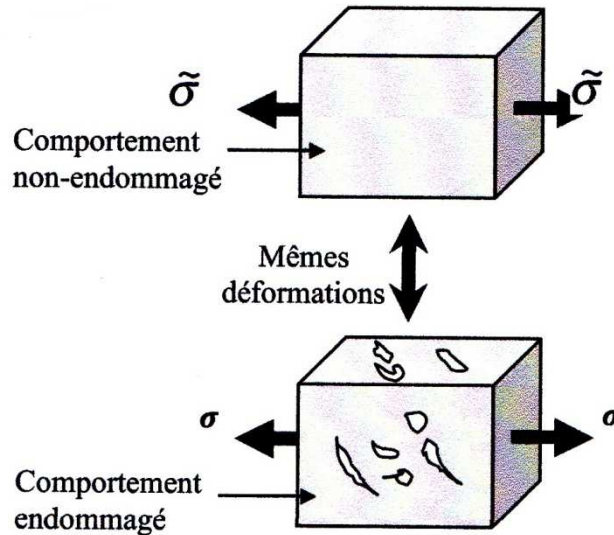


Figure 2-5 : Contrainte effective et le principe d'équivalence en déformations

Il est possible de la même façon en présence de la plasticité ou de la viscosité, et donc d'ajouter l'endommagement continu à la plupart des modèles de comportement courants.

Toutefois, cette approche ne permet pas de modéliser tous les comportements endommageables rencontrés dans la réalité, on observe parfois des interactions complexes entre phénomènes physiques demandant des modèles fortement couplés, d'écriture plus complexes, que nous n'aborderons pas ici. À l'inverse, le principe d'équivalence en déformation conduit à des modèles faiblement couplés car l'endommagement est supposé ne pas influencer directement les autres phénomènes.

II.4 COMPORTEMENT MECANIQUE DES COMPOSITES

II.4.a Comportement sans endommagement

On considère le cas de multicouche relativement minces, c'est-à-dire pour lesquelles l'épaisseur est faible devant les dimensions latérales, ce qui nous permet d'utiliser les hypothèses de la théorie classique des plaques.

Où (1 et 2) est le plan de stratification, $2h$ est l'épaisseur de la plaque ($h \ll L_1, L_2$), N est la normale à ce plan, L_1, L_2 sont les dimensions latérales de la plaque.

Le champ de contraintes au sein du stratifié est un champ de contrainte planes dans le plan du stratifié. Pour une couche on définit :

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{bmatrix} \text{ et } \varepsilon = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} \end{bmatrix}. \quad \dots\dots\dots(2-11)$$

Le tenseur de compliance élastique non endommagé s'écrit :

$${}^4H^{-1} = \frac{1}{E_1} C_{1111} + \frac{-\nu_{12}}{E_1} (C_{1122} + C_{2211}) + \frac{1}{E_2} C_{2222} + \frac{1}{2G_{12}} (C_{1212} + C_{2121}) \quad \dots\dots\dots(2-12)$$

Ou 4H est le tenseur de rigidité élastique d'ordre 4.

$$K^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & \frac{-\nu_{12}}{E_1} & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}} \end{bmatrix} \quad \dots\dots\dots(2.13)$$

K est la matrice de rigidité élastique (opérateur des contraintes planes).

Le tenseur des déformations est donné par la relation :

$$\varepsilon = {}^4H^{-1} : \sigma \quad \text{et} \quad \varepsilon = K^{-1} \sigma \quad \dots\dots\dots(2-14)$$

Cela conduit à l'énergie de déformation élastique du composite.

$$\rho\Psi = ED = \frac{1}{2} [\varepsilon : {}^4H : \varepsilon] = [{}^4H^{-1} : \sigma : \sigma] \quad \dots\dots\dots(2-15)$$

Ou $\rho\Psi$ est l'énergie de déformation élastique du composite.

Dans la forme suivante, les énergies de compression et de traction sont séparées :

$$ED = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_{11}^2}{E_1} - 2 \frac{-\nu_{12}}{E_1} \sigma_{11} \sigma_{22} + \frac{(\sigma_{22})^+}{E_2} + \frac{(\sigma_{22})^-}{E_2} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}} \right] \quad \dots\dots\dots(2-16)$$

II.4.b Comportement avec endommagement

La dégradation du composite due à l'apparition de micro-vides et de microfissures, est un phénomène mécanique majeur pour les composites stratifiés. On s'intéresse à trois mécanismes dans une monocouche :

- Rupture des fibres.
- La microfissuration transverse de la matrice parallèlement aux fibres.

- La dégradation de l'interface fibre matrice.

Une homogénéisation permet de transférer de l'échelle « micro » a l'échelle « méso » des informations plus ou moins quantitatives (type microfissuration, rigidité des éléments, etc.)[10].

Après homogénéisation, o peut regarder la couche élémentaire comme un matériau homogène orthotrope.

Pour modéliser l'endommagement du composite, on introduit des variable internes associées a la perte de rigidité du matériau isotrope égal a $E_0 (1-D)$. Le module n'est pas affecté par l'endommagement [11] D'où le tenseur de complaisance élastique endommagement s'écrit par exemple a l'aide de trois variable : d_1 , affectant la traction longitudinale, d_2 , affectant la traction transverse, d_3 affectant le cisaillement.

$$K^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E^1(1-d^1)} & \frac{-\nu_{12}}{E_1 d_{12}} & 0 \\ \frac{-\nu_{12}}{E_2 d_{12}} & \frac{1}{E^1(1-d^2)} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{2G_{12}d_{12}} \end{bmatrix} \dots\dots\dots(2-17)$$

L'énergie du composite endommagement s'écrit :

$$ED = \frac{1}{2} \left[\frac{\sigma_{11}^2}{E^1(1-d^2)} - 2 \frac{-\nu_{12}}{E_1 d_{12}} \sigma^{11} \sigma^{22} + \frac{\langle \sigma^{22} \rangle^+}{E^2(1-d^2)} + \frac{\langle \sigma^{22} \rangle^-}{E_2} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}d_{12}} \right] \dots\dots\dots(2-18)$$

On déduit le dissipation due aux endommagements avec trois variables a d_1, d_2, d_{12} :

$$Yd_1 = \rho \frac{\partial ED}{\partial d_1} \Big|_{\sigma} = \frac{\langle \sigma_{11} \rangle^+^2}{2E_1(1-d_1)^2} \dots\dots\dots(2-19)$$

$$Yd_2 = \rho \frac{\partial ED}{\partial d_2} \Big|_{\sigma} = \frac{\langle \sigma_{22} \rangle^+^2}{2E_2(1-d_2)^2} \dots\dots\dots(2-20)$$

$$Yd_{12} = \rho \frac{\partial ED}{\partial d_{12}} \Big|_{\sigma} = \frac{\sigma_{12}^2}{2G_{12}d_{12}^2} \dots\dots\dots(2-21)$$

Le choix de relation liant $d_1, d_2, d_{12}, Yd_1, Yd_2, Yd_{12}$ sont détermines par des résultats expérimentaux.

II.5 CRITERES DE RUPTURE

Les critères de rupture ont pour objectifs des permettre au concepteur d'avoir une évaluation de la résistance mécanique des matériaux. D'une manière générale, la résistance mécanique d'un matériau correspond a une dégradation irréversible, soit a la rupture réelle du matériau, soit a la limite du domaine élastique. Les critères de rupture sont établis dans ce cas et peuvent être classes comme suit :

- Des critères en contraintes maximales.
- Des critères en déformation maximales.
- Des critères interactifs, souvent appelés critères énergétique.

II.5.a Définition des critères de résistance

Connaissant un état de contrainte σ (resp. ε), on cherche a realiser une condition du type : $f(\sigma)$ (resp. $g(\varepsilon)) \leq 1$.

$f(\sigma)$ fonction scalaire du tenseur des contraintes.

II.5.b Le critère de la contrainte maximale :

Le critère de la contrainte maximale, est le critère de rupture macroscopique le plus ancien et le plus simple. Il peut s'appliquer aussi aux constituants individuelles, fibre et matrice du composite a matrice polymère et renfort fibreux long (approche micromécanique), que dans le cas d'un stratifié unidirectionnel (approche macro-mécanique).

II.5.c Le critère dans les axes principaux :

Le critère de la contrainte maximale fait intervenir :

- Les contraintes à la rupture suivant l'axe longitudinal respectivement en traction et en compression X_t, X_c .
- La contrainte de rupture suivant l'axe transversal respectivement en traction et en compression Y_t, Y_c .
- La contrainte a la rupture en cisaillement dans le plan de la couche S ou les axes longitudinaux et transversaux sont les axes principaux de la couche.

Le critère de la contrainte maximale stipule que la résistance mécanique de la couche est atteinte lorsque l'une des trois contraintes planes (δ_L , δ_T , δ_{LT}) auxquelles une couche est soumise atteint la valeur de la contrainte à la rupture correspondante.

Le critère de la contrainte maximale s'écrit sous la forme :

$$- X_c < \delta_L < X_t \quad \dots\dots\dots (2-22)$$

$$- Y_c < \delta_T < Y_t \quad \dots\dots\dots(2-23)$$

$$- S < Y_{LT} < S \quad \dots\dots\dots(2-24)$$

Lorsque l'une des contraintes atteint la valeur critique correspondante, le stratifié est alors considéré comme rompu. Ce type de critère exclut l'existence d'interactions entre les contraintes principales, les mécanismes de rupture longitudinale, transversale ou en cisaillement sont supposés se produire indépendamment les uns des autres.

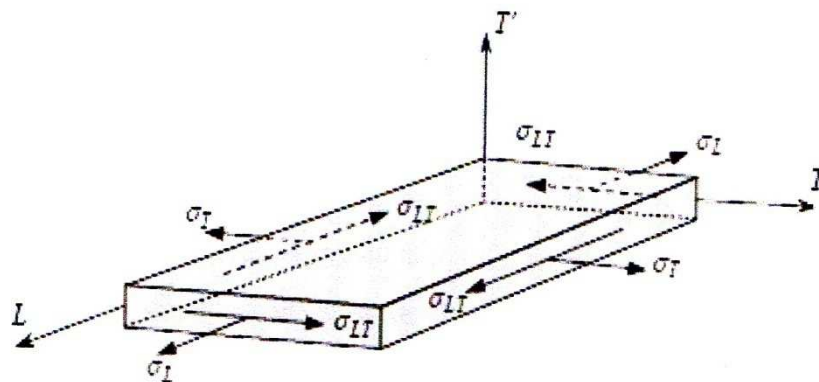


Figure 2-6 : Contrainte dans les axes des matériaux d'une couche.

Le critère de la contrainte maximale permet toutefois de connaître les mécanismes de rupture du pli unidirectionnel dans le cas d'un stratifié. Cinq mécanismes sont notés selon les différents constituants (fibre, matrice et/ou interface fibre/matrice) et suivant le type de sollicitation appliquée. Le tableau résume l'ensemble des équations du critère de la contrainte maximale et les modes d'endommagement correspondants. e_{iM} Représente l'indice de rupture du constituant i par le critère M (contrainte maximale), $i = m =$ matrice, $i = fs =$ interface, $i = f =$ fibre.

Mode d'endommagement	Critère de la contrainte maximale
Rupture de la matrice par traction ($\sigma_2 \geq 0$)	$e^2_{mM} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_t}\right) \geq 1$
Rupture de la matrice par compression ($\sigma_2 < 0$)	$e^2_{mM} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y_c}\right) \geq 1$
Cisaillement de l'interface	$e^2_{fsM} = \left(\frac{\sigma_{12}}{S}\right) \geq 1$
Rupture de la fibre par traction ($\sigma_1 \geq 0$)	$e^2_{fM} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_t}\right) \geq 1$
Rupture des fibres par compression ($\sigma_1 < 0$)	$e^2_{fM} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X_c}\right) \geq 1$

Tableau 2-1 : Equation du critère de la contrainte maximale en contraintes planes dans le cas d'un stratifié unidirectionnel.

II.5.d Critère de rupture en dehors des axes principaux

Dans le cas où l'état des contraintes est exprimé dans d'autres axes de référence, il faut se ramener aux axes principaux par une rotation d'un angle θ , dans ce cas, les contraintes exprimées dans les axes principaux s'écrivent :

$$\sigma_L = \sigma_{xx} \cos^2 \theta + \sigma_{yy} \sin^2 \theta + 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta \quad \dots\dots\dots(2-25)$$

$$\sigma_T = \sigma_{xx} \sin^2 \theta + \sigma_{yy} \cos^2 \theta - 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta \quad \dots\dots\dots(2-26)$$

$$\sigma_{LT} = \sigma_{xx}(\sigma_{yy} - \sigma_{xx}) \sin \theta \cos \theta + \sigma_{xy}(\cos^2 \theta - \sin^2 \theta) \quad \dots\dots\dots(2-27)$$

Et le critère de rupture s'exprime sous la forme :

$$-X_c < \sigma_{xx} \cos^2 \theta + \sigma_{yy} \sin^2 \theta + 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta < X_T \dots\dots\dots(2-28)$$

$$-Y_c < \sigma_{xx} \sin^2 \theta + \sigma_{yy} \cos^2 \theta + 2\sigma_{xy} \sin \theta \cos \theta < Y_T \dots\dots\dots(2-29)$$

$$-S < (\sigma_{yy} - \sigma_{xx}) \sin \theta \cos \theta + \sigma_{xy} (\cos^2 \theta \sin^2 \theta) < S \dots \dots \dots (2-30)$$

II.5.e Critère de la déformation maximale :

Les critères en déformation maximale sont transposés aux critères de contraintes maximales, les déformations étant bornées, au lieu des contraintes, les critères de déformations principales font intervenir :

-La déformation à la traction (ou compression) suivant l'axe longitudinale, à savoir $X_{\epsilon_t}(X_{\epsilon_c})$

-La déformation à la rupture en traction (ou compression) suivant l'axe transversal, à savoir $Y_{\epsilon_t}(Y_{\epsilon_c})$

La déformation à la rupture en cisaillement dans le plan de la couche à savoir S_{ϵ}

Lorsque l'une des déformations principales atteint la déformation à la rupture correspondante, la résistance mécanique est considérée comme étant atteinte et le critère de la déformation s'écrit comme suit :

$$-X_{\epsilon_c} < \epsilon_L < X_{\epsilon_t} \dots \dots \dots (2-31)$$

$$-Y_{\epsilon_c} < \epsilon_T < Y_{\epsilon_t} \dots \dots \dots (2-32)$$

$$-S_{\epsilon} < \gamma_{LT} < S_{\epsilon} \dots \dots \dots (2-33)$$

II.5.f Critères interactifs

Les critères en contraintes maximales et déformations maximales ne permettent pas de prendre en compte l'ensemble du résultat expérimental. D'autre part, ces critères excluent l'existence d'interaction entre les contraintes ou déformations dans les axes des matériaux, Les mécanismes de rupture longitudinales, transversales ou en cisaillements sont supposés se produire indépendamment.

Des critères interactifs ont été recherchés en étendant aux matériaux orthotropes le critère de von Mises, utilisé pour les matériaux isotropes. Le critère de von Mises est relié à l'énergie de déformation emmagasinée par unité de volume du matériau déformé. C'est la raison pour

laquelle ces critères interactifs sont parfois appelés critères ne sont plus reliés exclusivement à l'énergie de déformation.

II.5.g Critère de Hill :

Ce Critère, introduits par R. Hill, appliqué aux matériaux anisotropes, peut être formulé en disant que l'état limite de contraintes d'un anisotrope n'est pas atteint tant que l'inégalité suivante est vérifiée [6]

$$F(\sigma_T - \sigma_{\hat{T}})^2 + G(\sigma_{\hat{T}} - \sigma_L)^2 + H(\sigma_L + \sigma_T)^2 + 2L\sigma_{TT'}^2 + 2M\sigma_{LT'}^2 + 2N\sigma_{LT}^2 < 1 \dots (2-34)$$

La rupture du matériau se produit donc lorsque l'égalité est vérifiée, soit :

$$F(\sigma_T - \sigma_{\hat{T}})^2 + G(\sigma_{\hat{T}} - \sigma_L)^2 + H(\sigma_L + \sigma_T)^2 + 2L\sigma_{TT'}^2 + 2M\sigma_{LT'}^2 + 2N\sigma_{LT}^2 < 1 \dots (2-35)$$

Cette égalité constitue le critère de HILL rapporté aux axes principaux (L, T , T) du matériau, Les paramètres F , G, H, L, M, et N sont des paramètres caractéristiques du matériau considéré, qui sont reliés aux contraintes à la rupture X,Y et S du matériau.

Dans le cas d'un essai de traction (ou compression) dans la direction L. Le critère de HILL s'écrit comme suit :

$$G+H = \frac{1}{X^2} \dots \dots \dots (2-36)$$

Ou X est la contrainte à la rupture en traction (ou compression) dans la direction L.

De même on trouve :

$$F + H = \frac{1}{Y^2} \dots \dots \dots (2-37)$$

$$F + G = \frac{1}{Z^2} \dots \dots \dots (2-38)$$

Y et Z sont les contraintes à la rupture en traction (ou compression) dans les directions L et T .Dans le cas de contraintes planes dans le plan (L,T) de la couche du matériau composite :

$$\sigma_T = \sigma_{LT} = \sigma_{TT} = 0 \quad \dots\dots\dots(2-39)$$

Le critère s'écrit alors comme suit :

$$\left(\frac{\sigma_L}{X}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_L}{X}\right)^2 - \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2}\right)\sigma_L\sigma_T + \left(\frac{\sigma_{LT}}{SLT}\right) = 1 \quad \dots\dots\dots(2-40)$$

Le Critère de HILL ne prend pas en compte la différence du comportement des matériaux en traction et compression.

II.5.h Critère de Hashin

Le Critère de Hashin adopte une approche différence, en définissant non pas une critère multiaxial, mais plusieurs, un par mode de rupture [11] . C'est en quelque sorte un multicritère, basé sur des considérations phénoménologiques et micromécaniques, qui considèrent quatre modes de ruptures en tout :

Rupture matricielle en traction (pour $\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$) :

$$\frac{1}{T_{22}^2}(\sigma_{22} + \sigma_{33})^2 + \frac{1}{S_{23}^2}(\sigma_{23}^2 + \sigma_{22} \sigma_{33}) + \frac{1}{S_{12}^2}(\sigma_{12} + \sigma_{31})^2 \leq 1 \quad \dots\dots\dots(2-41)$$

. Rupture matricielle en compression ($\sigma_{22} + \sigma_{33} > 0$) :

$$\frac{1}{C_{22}} \left[\left(\frac{C_{22}}{2S_{23}} \right)^2 - 1 \right] (\sigma_{22} + \sigma_{33}) + \frac{1}{4S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 + \sigma_{22} \sigma_{33})^2 + \frac{1}{S_{23}^2} (\sigma_{23}^2 + \sigma_{22} \sigma_{33}) + \frac{1}{S_{12}^2} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2) \leq 1 \quad \dots\dots\dots(2-42)$$

Rupture des fibres en traction (pour $\sigma_{11} > 0$) :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{T_1}\right)^2 + \frac{1}{S_{12}^2}(\sigma_{12}^2 + \sigma_{31}^2) \leq 1 \quad \dots\dots\dots(2-43)$$

Rupture des fibres en compression (pour $\sigma_{11} < 0$) :

$$\left(\frac{\sigma_{11}}{\sigma_{11}}\right)^2 \leq 1 \quad \dots\dots\dots(2-44)$$

Le principal attrait de ce multicritère par rapport aux précédents est qu'il est capable de discriminer différents modes. Il permet ainsi de prédire plus précisément chaque scénario de l'identification commence toutefois à devenir son triviale.

II.5.i Critère de Hoffman :

Ce critère généralise le critère de Hill, tenant compte de la différence du comportement des matériaux en traction et en compression, il à été formulé par O, Hoffiman , il admet que la rupture du matériau se produit lorsque l'égalité suivante soit vérifiée :

$$C_1 (\sigma_T - \sigma_T')^2 + C_2 (\sigma_T' - \sigma_L)^2 + C_3 (\sigma_L - \sigma_T)^2 + C_4 \sigma_L + C_5 \sigma_T + C_6 \sigma_T' + C_7 \sigma_{TT'}^2 + C_8 \sigma_{LT'}^2 + C_9 \sigma_{LT}^2 = 1 \quad \dots\dots\dots(2-45)$$

Les constantes C₁ C₂...C₉ sont les caractéristiques du matériau et elles sont reliées aux contraintes à la rupture du matériau par les relations suivantes :

$$C_1 = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{Y_m Y_c} + \frac{1}{Z_m Z_c} - \frac{1}{X_m X_c} \right) \quad \dots\dots\dots(2-46)$$

$$C_2 = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{Z_m Z_c} + \frac{1}{X_m X_c} - \frac{1}{Y_m Y_c} \right) \quad \dots\dots\dots(2-47)$$

$$C_3 = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{X_m X_c} + \frac{1}{Y_m Y_c} - \frac{1}{Z_m Z_c} \right) \quad \dots\dots\dots(2-48)$$

$$C_4 = \frac{1}{X_m} - \frac{1}{X_c}, C_7 = \frac{1}{S^2_{mm'}} \quad \dots\dots\dots(2-49)$$

$$C_5 = \frac{1}{Y_m} - \frac{1}{Y_c}, C_8 = \frac{1}{S^2_{Lm'}} \quad \dots\dots\dots(2-50)$$

$$C_6 = \frac{1}{Z_m} - \frac{1}{Z_c}, C_9 = \frac{1}{S^2_{Lm}} \quad \dots\dots\dots(2-51)$$

Le critère de Hoffman en contraintes planes dans le plan (L,T) s'écrit alors sous la forme :

$$\frac{\sigma^2 L}{XmXc} + \frac{\sigma^2 m}{YmYc} - \frac{\sigma L \sigma m}{XmXc} + \frac{Xc-Xm}{XcXm} \sigma L + \frac{Yc-Ym}{YcYm} \sigma m + \frac{\sigma^2 Lm}{SLm} = 1 \quad \dots\dots\dots(2-52)$$

Théorie générale de Tsai- Wu :

Afin d'améliorer la corrélation entre résultats expérimentaux et théoriques. Et aussi, la possibilité de représenter les critères de rupture sous forme tensorielle a conduit S.W Tsai et E.M

Wu à admettre que la rupture d'un matériau anisotrope est atteinte lorsque l'égalité suivant soit vérifié :

$$F_i \sigma_i + F_{ij} \sigma_i \sigma_j = 1, \quad i, j = 1, 6 \quad \dots\dots\dots(2-53)$$

F_i et F_{ij} sont les composantes des deux tenseurs respectivement de rang 2 et de rang 4. La notation usuelle est utilisée dans cette relation pour les contraintes rapportées aux axes principaux.

$$\begin{aligned} \sigma_1 = \sigma_{11} = \sigma_L, \quad \sigma_2 = \sigma_{22} = \sigma_T, \sigma_3 = \sigma_{33} = \sigma_T, \sigma_4 = \sigma_{23} = \sigma_{TT} \\ \sigma_5 = \sigma_{13} = \sigma_{LT}, \sigma_6 = \sigma_{12} = \sigma_{LT} \dots\dots\dots(2-54) \end{aligned}$$

L'équation peut s'écrire alors sous la forme développée suivante :

$$\begin{aligned} &F_1 \sigma_1 + F_2 \sigma_2 + F_3 \sigma_3 + F_4 \sigma_4 + F_5 \sigma_5 + F_6 \sigma_6 \\ &+ F_{11} \sigma_1^2 + 2F_{12} \sigma_1 \sigma_2 + 2F_{13} \sigma_1 \sigma_3 + 2F_{14} \sigma_1 \sigma_4 + 2F_{15} \sigma_1 \sigma_5 + 2F_{16} \sigma_1 \sigma_6 \\ &+ F_{22} \sigma_2^2 + 2F_{23} \sigma_2 \sigma_3 + 2F_{24} \sigma_2 \sigma_4 + 2F_{25} \sigma_2 \sigma_5 + 2F_{26} \sigma_2 \sigma_6 \\ &+ F_{33} \sigma_3^2 + 2F_{34} \sigma_3 \sigma_4 + 2F_{35} \sigma_3 \sigma_5 + 2F_{36} \sigma_3 \sigma_6 \\ &+ F_{44} \sigma_4^2 + 2F_{45} \sigma_4 \sigma_5 + 2F_{46} \sigma_4 \sigma_6 \\ &+ F_{55} \sigma_5^2 + 2F_{56} \sigma_5 \sigma_6 \\ &+ F_{66} \sigma_6^2 = 1 \quad \dots\dots\dots(2-55) \end{aligned}$$

Les termes linéaires F_i prennent en compte la différence éventuelle du comportement du matériau en traction et en compression. Les termes quadratiques F_{ij} définissent un ellipsoïde dans l'espace des contraintes et tiennent compte des interactions entre les contraintes

La formulation développée par Tsai-Wu à comme intérêt :

- ✓ L'invariance de la forme de la relation dans tout changement de base.
- ✓ La transformation du critère suivant les lois de transformation des tenseurs σ_i , σ_{ij} , ou F_i , F_{ij} .
- ✓ Les propriétés de symétrie des tenseurs F_i et F_{ij} similaire à s'elle des constantes d'élasticité.

II.5.j Critère de Tsai-Wu en contraintes plans :

Dans le cas des contraintes planes ; le critère de Tsai-wu s'écrit sous la forme :

$$\left(\frac{1}{X_m} - \frac{1}{X_c}\right) \sigma_m \left(\frac{1}{Y_m} - \frac{1}{Y_c}\right) \sigma_m + \frac{\sigma^2 L}{X_m X_c} + \frac{\sigma^2 m}{Y_m Y_c} + \frac{\sigma^2 L m}{S^2 L m} + 2F''_{12} \frac{\sigma L}{X_m} \frac{\sigma m}{X_c} = 1 \quad \dots\dots\dots(2-56)$$

En introduisant le coefficient de couplage F'' , exprimé suivant :

$$F''_{12} = \frac{1}{2\sigma^2} \left\{ 1 - \left[X_c + X_m + \frac{X_m X_c}{Y_m Y_c} (Y_c - Y_m) \right] \sigma + \left(1 + \frac{X_m X_c}{Y_m Y_c} \right) \sigma^2 \right\} \quad \dots\dots\dots(2-57)$$

Ou

$$F''_{12} = \frac{1}{\sigma_{45}^2} \left\{ 1 - \left[X_c + X_m + \frac{X_m X_c}{Y_m Y_c} (Y_c - Y_m) \right] \frac{\sigma_{45}}{2} + \left(1 + \frac{X_m X_c}{Y_m Y_c} + \frac{X_m X_c}{S^2 L m} \right) \frac{\sigma_{45}^2}{4} \right\} \quad \dots\dots\dots(2-58)$$

Ou σ et σ_{45} sont les contraintes a la rupture déterminées, respectivement dans l'essai bi-axial et dans une traction a 45° . F''_{12} est considère comme un coefficient empirique ajuste en fonction des résultats expérimentaux.

Dans le cas ou $F''_{12} = -\frac{1}{2}$

Le critère de Tsai-Wu s'écrit sous la forme suivante :

$$\left(\frac{1}{X_m} - \frac{1}{X_c}\right) \sigma L + \left(\frac{1}{Y_m} - \frac{1}{Y_c}\right) \sigma m + \frac{\sigma^2 m}{Y_m Y_c} + \frac{\sigma^2 m}{Y_m Y_c} + \frac{\sigma^2 L m}{S^2 L m} - \frac{\sigma L \sigma m}{X_m X_c} = 1 \quad \dots\dots\dots(2-59)$$

II.6 MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DANS LES COMPOSITES STRATIFIES TISSES

Structures composites stratifiées soumises à diverses charges statiques et dynamiques se développent des mécanismes de dégradation complexes en raison du niveau élevé d'anisotropie et de l'hétérogénéité, qui sont rarement observés chez dans les matériaux métalliques homogènes. La fabrication des matériaux composites renforcés de tissus sont tout à fait différente de celle des composites UD. L'architecture interne 3D est complexe en raison de l'ondulation des fibres dans les tissus. Ces architectures 3D génèrent des contraintes et des déformations très complexe dans les composites, déclenchant de nouveaux mécanismes d'endommagement et des modes de rupture qu'on ne voit pas dans les stratifiés unidirectionnels. Par exemple, les mécanismes d'endommagement rencontrés dans les composites renforcés de tissu comprennent: les décollements dans les zones chevauchées des brins de fibres ondulées, des modes de rupture longitudinaux et transversaux sous charge uniaxiale, et la rupture de la matrice dans les zones riches en résine [1]. Dans les composites renforcés de tissus, l'endommagement commence à échelle microscopique avec la fissuration de la matrice, décollement fibre-matrice. Elle est suivie par d'endommagement à méso-échelle, tels que les fissures intra-laminaire et les fissures inter-laminaire (délaminage). Sur la macro-échelle, la rupture du composite est caractérisée par une forte interaction des différents mécanismes et la rupture de tissu en fibres de verre [13]. En conséquence, la structure interne de renfort 3D se traduit par une dégradation de la rigidité et la résistance du composite conduit à une perte d'intégrité structurelle. Il est nécessaire de comprendre l'initiation et l'évolution des mécanismes d'endommagement pendant le processus de rupture des stratifiés. Une courte description de ces mécanismes d'endommagement est donnée dans cette section.

II.6.a Fissuration de la matrice

La fissuration de la matrice est le mode le plus courant de l'endommagement parce que la résistance et la rigidité de la matrice sont inférieures à celles des fibres de renforcement. La fissuration de la matrice désignée comme des fissures transversales et des fissures intralaminaires. Ces fissures apparaissent dans les couches transversalement à la direction du chargement à travers l'épaisseur et parallèle aux fibres. La fissuration de la matrice a une forme l'endommagement intralaminaire, impliquant des fissures ou des vides entre les fibres au sein d'un seul pli dans le composite. L'initiation et la croissance des fissures matricielles dépendent de la charge, du régime et de la nature du couche du composite,

généralement une seule fissure de matrice peut développer une série de fissures dans un espacement caractéristique. Dans l'impact à faible vitesse, la fissuration de la matrice apparaît au niveau des plis supérieurs du stratifié composite au point de contact avec l'impacteur. Un exemple de la fissuration de matrice d'un stratifié composé de 5 couches soumis à une traction est représenté sur la figure 2.3. Initiation et l'évolution des fissures transversales et leurs effets sur l'intégrité structurale et la durabilité ont été largement étudiées par de nombreux chercheurs [14]. Une étude a été menée par Parvizi et al. [15], ces expériences ont permis d'approfondir sur les causes des fissures transversales, Ils ont observé que l'espacement de la fissure transversale a montré une tendance à la baisse lorsque la contrainte appliquée augmente. Ils ont également constaté que les fissures formées dans une direction parallèle aux fibres influencent l'initiation et la propagation du processus de craquage de la matrice. Silberschmidt [16] a présenté une distribution spatiale aléatoire des fibres, résultant de la variation de propriétés locales des composites stratifiés. Cette non-uniformité affecte non seulement les propriétés des composites, mais également le processus d'évaluation de l'endommagement et la rupture. La densité de fissures, qui est le nombre de fissures par unité de longueur, augmente brusquement avec la charge appliquée après l'initiation de la fissuration, jusqu'à ce que la fissuration devienne un état de saturation (appelé l'endommagement caractéristique). Le craquage de la matrice peu à peu réduit la rigidité et la résistance du stratifié et change le coefficient de dilatation thermique, l'absorption d'humidité [17].

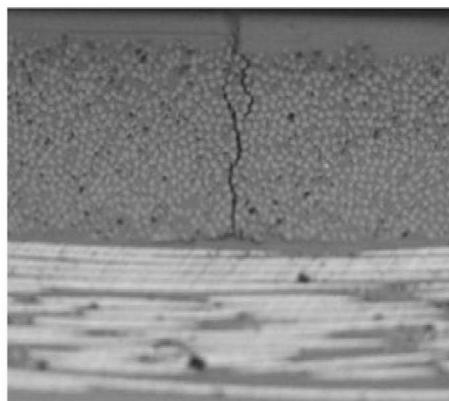


Figure 2-7 : Les fissures transversales de la matrice sous chargement de traction [13]

II.6.b Décollements fibre-matrice

Le prochain mode d'endommagement intra-laminaire à échelle micro est le décollement fibre-matrice, le support de la matrice sur les fibres dans cette région est supprimé. L'interface entre les fibres et la matrice joue un rôle important dans le transfert de

charge entre fibres et matrice. Décollement se produit dans les zones riches en résine, cette zone est considérée la plus faible de la structure. Ce mode d'endommagement s'initie au niveau des constituants et évolue à un niveau macro. La fissuration de la matrice et les multi-décollements fibre-matrice ne causent pas la rupture du composites stratifiés, ils peuvent conduire à une dégradation significative de la rigidité et peuvent également déclencher des formes importantes d'endommagement tels que le délaminage et la rupture des fibres [18]. Le décollement fibre-matrice dans la trame d'un stratifié tissé sous chargement de traction est représenté à la figure 2.4.

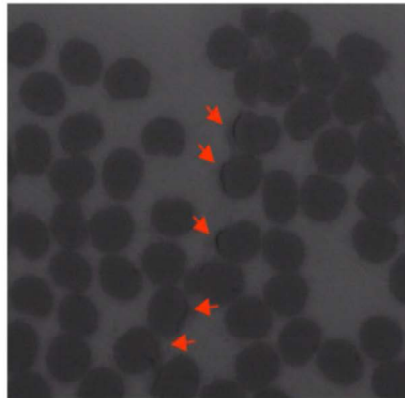


Figure 2-8 : Décollements fibre-matrice sous chargement de traction [13]

Arrachement des fibres ou glissement à l'interface peut se produire lorsque les différents champs de déplacement sont imposés aux différents constituants. L'exemple donné ici est le cas de charge thermique; en raison de différents coefficients de dilatation thermique, les fibres et la matrice sont sous différentes conditions de charge. Force inter-faciale joue un rôle très important pour retarder l'apparition des dommages. Le glissement des fibres dans la matrice peut causer plus de dommages dus à l'usure par frottement. Arrachement des fibres peut également se produire lorsque les fibres se fissurent.

II.6.c Délaminage Inter-laminaire et Intra-laminaire

Comme indiqué précédemment, lorsque l'endommagement apparaît dans un pli, ce pli est affaibli et les plis adjacents prennent la charge (redistribution de charge), par la suite, subir des processus d'initiation et d'évolution d'endommagement. Les premières fissures dans la matrice sont formées au hasard, et puis fusionnent et conduisent à des délaminages aux interfaces entre les couches. Le délaminage est une séparation entre les couches internes d'un stratifié composite en raison de l'absence de renfort dans le sens de

l'épaisseur. Il est causé par un cisaillement élevé à travers l'épaisseur et contraintes normales, un décalage dans le coefficient de Poisson entre les couches et une présence de discontinuité géométrique entre les couches de composites stratifiés. Il est initié aux bords libres du stratifié composite sans charge en raison d'une inadéquation du coefficient de Poisson et les contraintes de cisaillement transversales à proximité de ces bords. Au voisinage des bords libres, les contraintes sont triaxiales, constituées de contraintes dans le plan et hors-plan. Ces contraintes hors-plan (appelées également contraintes interlaminaires) dépendent de la séquence d'empilement des couches et sont principalement dues au décalage des propriétés mécaniques telles que le coefficient de Poisson et les contraintes de cisaillement entre les plis adjacents. Ces contraintes interlaminaires produisent des fissures matricielles sur les bords libres, ils se propagent dans le stratifié et entraînent une réduction de la rigidité, la perte de la force et la rupture des structures stratifiées [18]. Délaminage peut également se produire à proximité des concentrations de contraintes dans les stratifiés tels que les trous, les découpes, etc. en plus de l'effet du bord libre. La faible vitesse d'impact du chargement est également une cause majeure de la rupture par délaminage dans des composites renforcés par des fibres, entraînant une réduction de la résistance résiduelle à la compression des stratifiés. En charge transversale dynamique, le cisaillement inter-laminaire et la flexion sont les principales causes du délaminage [8]. Une fois que l'endommagement interlaminaire est déclenché, sa propagation dépend de la ténacité des couches et le niveau d'énergie qui est nécessaire pour propager la fissure. Le délaminage dans stratifiés tissés est représenté sur la figure 2.5. En général, la résine cassante favorise le délaminage et la tendance à induire la formation kink-band.

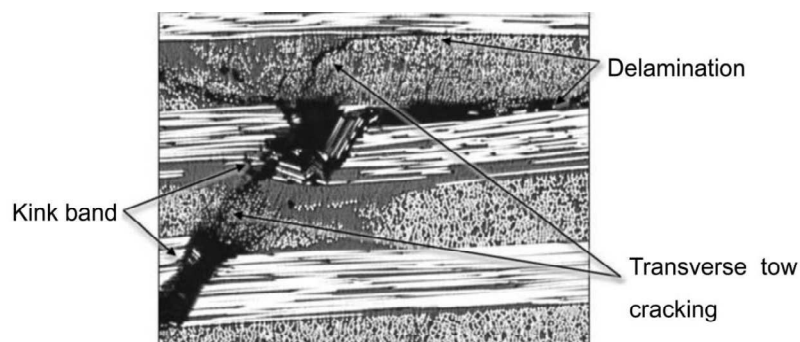


Figure 2-9 : Mécanismes d'endommagement tels que délaminage, fissuration transversale et kink-band dans les stratifiés sous compression [19]

Délaminage a un effet plus néfaste que le craquage transversale de la matrice sur l'intégrité structurelle des composites stratifiés. Le délaminage peut rendre une structure incapable de support la charge et déclencher une rupture de la structure si se développe en taille une charge croissante.

Le problème de délaminage a été largement étudié par de nombreux chercheurs, un modèle analytique a été développé pour prédire le taux de libération d'énergie associée à la croissance du délaminage induite par une fissure transversale [20]. Wang et al. [21] ont utilisé une analyse par éléments finis en 3D pour évaluer l'énergie libérée au cours de l'évolution du délaminage au bord libre. Garg [22] a examiné le comportement du délaminage depuis les années 1970 à 1980 et a discuté certains aspects tels que les causes du délaminage et son effet sur la performance structurelle, l'analyse et les techniques expérimentales de prédire du comportement et certaines des mesures préventives pour retarder le délaminage de manière à rendre la structure plus tolérante aux dommages. Tay [23] a examiné le développement du flambage dans l'analyse du délaminage de 1990 à 2001.

II.6.e Rupture des fibres

L'initiation de rupture des fibres est souvent considérée comme le mode de rupture ultime dans les composites stratifiés, comme une réduction de la capacité du stratifié à supporter la charge à ce stade, parce que les fibres agissent en tant que constituant de charge principale, et résistent à la plupart des charges appliquées. Comme la charge appliquée est augmentée, les fissures matricielles progressistes mènent souvent à un décollement fibre-matrice et délaminage résultant dans un état de contraintes complexes. Maintenant, comme la matrice est décollée et brisée, les seuls éléments porteurs de la charge sont les fibres, qui commencent à se fissurer lorsque l'allongement du atteint la déformation à la rupture des fibres. Dans les épreuves d'impact à basse vitesse, la rupture des fibres apparait juste en dessous de l'impacteur en raison de fortes contraintes locales et les effets d'indentation et sur les surfaces non touchés en raison des contraintes de flexion élevées [8]. Accumulation d'endommagement des fibres individuelles au sein du stratifié, par la suite, conduit à rupture du stratifié ultime quand il n'y a pas suffisamment de fibres restantes intacts pour supporter la charge et la progression de l'endommagement devient catastrophique et la résistance ultime du composite est atteint.

II.6.f kink-band

La rupture des fibres en compression est à la formation de micro-flambage et de kink-band lorsque un composite stratifié unidirectionnel ou tissé est soumis à une charge de compression [24]. Lorsque un composite stratifié est sollicité en compression longitudinale, il existe un phénomène d'instabilité locale causé par la rupture de la matrice qui maintient les fibres conduisant à la formation d'une band-band. Ainsi, les fibres commencent à se flamber en raison du manque de support latéral. Comme la charge appliquée est augmentée, les fibres atteignent une charge critique de flambement et l'initiation de la rupture se produit dans la partie en compression. Un exemple de la formation du phénomène de kink-band est représenté sur la figure 2.9.

Le développement des mécanismes d'endommagement mentionnés ci-dessus conduit à la rupture de toute la structure composite, dépend d'un certain nombre de paramètres, y compris la géométrie, les matériaux, les couches, les conditions de chargement, l'histoire de la charge et les modes de défaillance. Chaque mécanisme d'endommagement à une échelle de longueur admissible évolue différemment lorsque la charge appliquée est augmentée. Le scénario d'endommagement devient plus compliqué quand il y a interaction entre les mécanismes individuels. Comme la charge augmente, le transfert de charge a lieu dans des régions très endommagées dans le stratifié. Ces paramètres d'endommagement sont mis en évidence dans une étude expérimentale récente de De Carvalho et al. [19], étude a été portée sur l'endommagement des composites tissés sollicités en compression, ils ont conclu que l'endommagement est affecté par l'architecture de tissage et de la géométrie, les mèches en tendance a se fissurés à la région de serrage. Ils ont été constatés que la formation de kink-band et la fissuration transversale de la matrice sont les mécanismes dominants au cours de la propagation de l'endommagement en compression. Il a été constaté que la formation kink-band, la fissuration de la matrice et de remorquage fissuration transversal sont les mécanismes prédominants de propagation des dommages en compression. Les études des mécanismes d'endommagement induits par grande déformation des composites tissés en flexion sont très limitées. Ainsi, la variabilité des composites tissés en raison de leur architecture du renfort favorise l'interaction entre les différents mécanismes d'endommagement à l'échelle micro, augmentant la difficulté d'étudier leur rupture. En outre, comme ces mécanismes sont souvent intégrés dans les plis d'un stratifié composite, ils peuvent facilement échapper à la détection. Par conséquent, une étude expérimentale perspicace est fondamentale pour développer des outils capable de prévoir et de modéliser efficacement l'endommagement des stratifiés tissés.

II.7 CALCULE LINEAIRE ET NON LINEAIRE DU FLAMBAGE

II.7.a Calcul linéaire du flambage.

Le calcul du flambage linéaire se fait de façon similaire à celle d'INCA donc la détermination de l'état critique nous amène à un problème de valeurs propres :

$$[K_0 + \lambda K_\sigma] \phi = 0 ; \text{ pour } \phi \neq 0 \quad \dots\dots\dots(2.60)$$

Il faut signaler que l'extraction des valeurs propres se fait avec une méthode d'interaction par sous-espace ce qui nous permet d'extraire simultanément plusieurs valeurs propres.

II.7.b Calcul non linéaire avec ABAQUS – méthode de longueur d'arc.

Pour les calculs non linéaires on a deux choix. Le premier est de réaliser un calcul non linéaire de la structure et de vérifier après la stabilité de chaque point de la branche d'équilibre ainsi obtenu. La seule différence est que le paramètre λ est défini sur le dernier incrément de charge :

$$[K_i + \lambda K_{\sigma(i+1)}] \phi = 0 ; \text{ pour } \phi \neq 0 \quad \dots\dots\dots(2.61)$$

K_i : matrice de raideur tangente à l'instant i .

$\lambda K_{\sigma(i+1)}$: matrice de raideur géométrique de l'incrément de charge

La solution de bifurcation est obtenue quand λ tend vers 0.

La deuxième méthode est d'utiliser la méthode de pilotage en longueur d'arc (dans ABAQUS c'est la méthode de RIKS modifiée) qui nous permet de suivre la branche d'équilibre même pour les brusques changements de pente de la branche tels que les points de bifurcation.

Nous pouvons écrire l'équation d'équilibre sous la forme :

$$G(p, \lambda) = q_i(p) - \lambda q_{ef} \quad \dots\dots\dots(2.62)$$

Avec

q_i : les forces internes fonctions des déplacements de la structure

p : les déplacements de la structure

q_{ef} : le vecteur des forces extérieures fixé

λ : paramètre qui définit le niveau de charge.

Définissons maintenant la longueur de la branche d'équilibre comme :

$$s = \int ds \quad \dots\dots\dots(2.63)$$

et l'élément de longueur est

$$ds = (dp^T dp + \lambda^2 \Psi^2 q_{ef}^t q_{ef})^{1/2} \quad \dots\dots\dots(2.64)$$

Le paramètre Ψ est nécessaire pour que la contribution de la charge ne dépasse pas l'ordre de grandeur des déplacements. Si l'on introduit l'équation de la longueur d'arc dans l'équation d'équilibre on obtient :

$$g(s) = q_i(p(s)) - \lambda(s)q_{ef} \quad \dots\dots\dots(2.65)$$

Quand on remplace la forme différentielle de l'équation (2.60) par sa forme incrémentale nous obtenons :

$$a = (\Delta p^T \Delta p + \Delta \lambda^2 \Psi^2 q_{ef}^t q_{ef}) - \Delta l^2 \quad \dots\dots\dots(2.66)$$

Δl est le rayon « fixé » de l'intersection avec le branche d'équilibre. L'idée de toute les méthodes d'arc est que le paramètre de charge l devient variable. Pour résoudre les équations d'équilibre on utilise la méthode de NEWTON-RAPHSON.

Pour introduire cette méthode, nous allons utiliser le développement en série de TAYLOR autour du dernier point convergé :

$$g_n = g_0 + \frac{\partial g}{\partial p} \delta p + \frac{\partial g}{\partial \lambda} \delta \lambda = K_T \delta p - q_{ef} \delta \lambda = 0 \quad \dots\dots\dots(2.67)$$

$$a_n = a_0 + 2\Delta p^T \delta p + 2\Delta \lambda \delta \lambda \Psi^2 q_{ef}^T q_{ef} = 0 \quad \dots\dots\dots(2.68)$$

$$\begin{pmatrix} \delta p \\ \delta \lambda \end{pmatrix} = - \begin{bmatrix} K_T & -q_{ef} \\ 2\Delta p^T & 2\Delta \lambda \Psi^2 q_{ef}^T q_{ef} \end{bmatrix}^{-1} \begin{pmatrix} g_0 \\ a_0 \end{pmatrix} \quad \dots\dots\dots(2.69)$$

Le Jacobien ainsi obtenu n'est plus singulier, comme il l'est dans le cas de la matrice tangente. Il faut signaler que la matrice de raideur obtenue de cette façon n'est plus symétrique ni de bande réduite :

Les équations (2.67), (2.68) peuvent se mettre sous forme :

$$\delta p = -K^{-1}_T g_0 + q_{ef} \delta \lambda \quad \dots\dots\dots(2.70)$$

$$\Delta p^T \delta \lambda (\Delta \lambda \Psi^2 q_{ef}^T q_{ef}) = -a_0/2 \quad \dots\dots\dots(2.71)$$

Finalement nous avons :

$$\delta \lambda (\Delta p_0, \Delta \lambda_0) = \frac{-\frac{a_0}{2} + \Delta p_0^T K_T^{-1} g_0}{\Delta p^T \delta p + \Delta \lambda \Psi^2 q_{ef}^T q_{ef}} \quad \dots\dots\dots(2.72)$$

Cette méthode est connue comme la méthode linéarisée de longueur d'arc de RIKS.

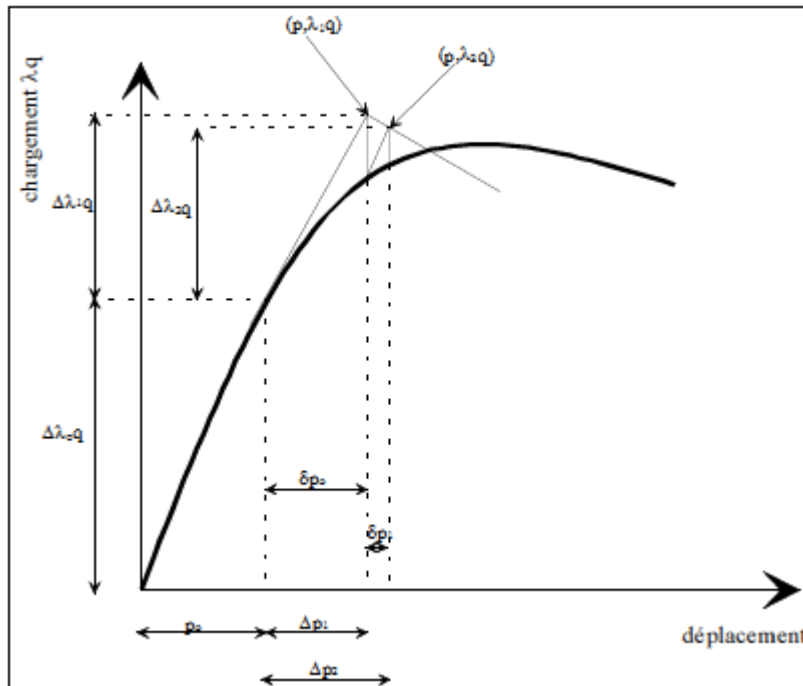


Figure 2-10 : La méthode d'arc linéarisée (q=q_{ef})

II.8 MODELE INTERLAMINAIRE

Le modèle d'éléments cohésifs (CZM) est utilisé pour prédire à la fois l'initiation et l'évolution du délaminage sans connaissance préalable de l'emplacement et la direction de propagation de la fissure. Il permet d'établir une relation entre la contrainte appliquée et la déformation permettant de prédire les conditions d'initiation et de la propagation des fissures. Il est largement utilisé, puisqu'il permet d'analyser la rupture dans différentes géométries et conditions aux limites comme les ruptures interlaminaire, intralaminaire et éventuellement les

jointés collés des composites stratifiés. Ces méthodes introduisent diverses formes simplifiées d'évolution contrainte-déformation. Cette formulation suppose la présence d'une zone cohésive endommagée qui est connectée par la loi traction-séparation à l'interface où la fissure peut se produire. Pour le composite, le comportement cohésif est défini en terme de loi de traction-séparation basée sur les hypothèses suivantes (figure 2-11):

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

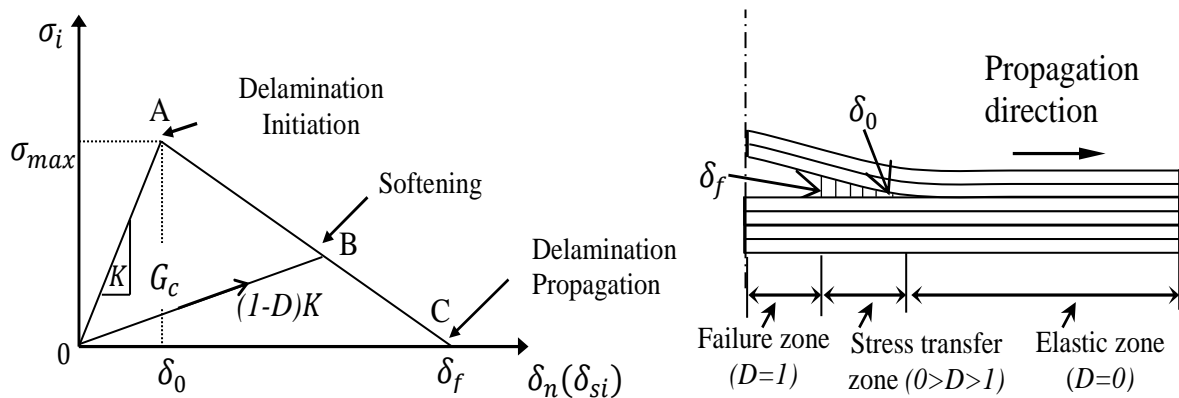


Figure 2-11 : Représentation schématique du comportement inter-laminaire, l'initiation et l'évolution de l'endommagement à l'interface entre couches

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

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

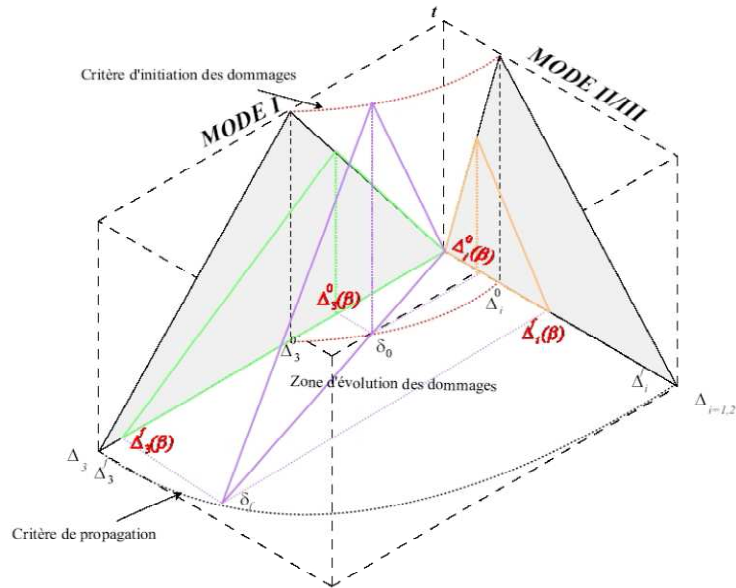


Figure 2-12 : Comportement du modèle cohésif en mode mixte

II.8.a Comportement élastique linéaire

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

$$\sigma = \begin{Bmatrix} \sigma_n \\ \sigma_s \\ \sigma_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ K_{ns} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{nt} & K_{st} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = K\varepsilon \quad \dots\dots\dots(2.73)$$

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

$$\varepsilon_i = \frac{\delta_i}{T_0}, i = n, s, t \quad \dots\dots\dots(2.74)$$

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

II.8.b Initiation d'endommagement

L'initiation de l'endommagement se produit à un point où la traction maximum ou la séparation maximum de l'élément a été atteinte. Le critère de contrainte nominale quadratique a été appliqué exclusivement lorsque le critère d'initiation d'endommagement est satisfait, le matériau change de réponse mécanique selon la loi d'évolution d'endommagement choisie. L'endommagement s'initie lorsque le critère de contrainte quadratique (équation 2.75) atteint une valeur critique ($f = 1$). Les contraintes dans les directions normales et de cisaillement du composite sont utilisées comme données d'entrée. Le paramètre de contrainte quadratique f peut être exprimé en termes de traction σ_i et de contraintes ultimes $\sigma_{i,max}$ dans les directions normales et de cisaillement comme suit :

$$f = \left(\frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_{n,max}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_s}{\sigma_{s,max}} \right)^2 + \left(\frac{\sigma_t}{\sigma_{t,max}} \right)^2 \quad \dots\dots\dots (2.75)$$

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

II.8.c L'évolution d'endommagement

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

$$\sigma_i = (1 - D)K_i\delta_i, \quad i = n, s, t \quad \dots\dots\dots (2.76)$$

D est la variable de l'endommagement qui peut varier de 0 (en bon état) à 1 (endommagé complètement). Les tractions σ_i sont les valeurs du post-endommagement prédites par

l'équation (2.76). Dans Abaqus, l'évolution de l'endommagement est défini à base de déplacement effectif, de l'énergie, ou en définissant directement la variable d'endommagement D .

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

$$\delta_{eff} = \sqrt{\langle \delta_n \rangle^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2} \dots\dots\dots (2.77)$$

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

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

$$D = \frac{\delta_{eff}^f (\delta_{eff}^{max} - \delta_{eff}^0)}{\delta_{eff}^{max} (\delta_{eff}^f - \delta_{eff}^0)} \dots\dots\dots (2.78)$$

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

$$\delta_{eff}^f = \frac{2G_c}{\sigma_{eff}^{max}} \dots\dots\dots (2.79)$$

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

$$\sigma_{eff}^{max} = \sqrt{\langle \sigma_n^{max} \rangle^2 + (\sigma_s^{max})^2 + (\sigma_t^{max})^2} \dots\dots\dots (2.80)$$

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

$$G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{Shear}}{G_T} \right)^\eta = G_C, \text{ avec } G_{Shear} = G_{II} + G_{III} \dots\dots\dots (2.81)$$

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

II.9 CONCLUSION

La connaissance des mécanismes d'endommagement des composites, nous aide à prédire leur rupture lorsqu'ils sont sollicités à des chargements, ils nous permettent de prédire l'endommagement et la rupture, ce qui est à éviter pour assurer la sainteté du composite ainsi que sa résistance dans la structure ou il est intégré.

Les différentes approches pour étudier le problème de compression des polymères renforcées de fibres sont basées sur des hypothèses très simplificatrices. Ces approches montrent que la force critique de compression dépend de la rigidité à la flexion du matériau, de sa longueur, des conditions aux limites, et du module de réaction du matériau. Pour les matériaux très souples, l'augmentation de la longueur ainsi que la condition au pointe, n'ont pas d'influence sur la force critique de compression.

III.1 INTRODUCTION

Dans ce chapitre, des essais de compression ont été effectués sur trois variantes d'éprouvettes, CD8R, CD16R et CD24R. Objectif de ce chapitre est d'étudier le comportement des composites troués réparés sous chargement de compression. Dans cette optique, deux approches expérimentale et numérique ont été élaborées. L'approche expérimentale vise à quantifier la réponse globale et les mécanismes d'endommagement des stratifiés. L'approche numérique, quant à elle, vise à développer un outil numérique fidèle capable de prédire la résistance et le comportement de ces stratifiés.

Parmi les techniques de mesure de déplacements actuelles, celles basées sur la corrélation d'images numériques font parties des méthodes les plus intéressantes et faciles à mettre en œuvre. Contrairement aux gauges de déformations qui nécessite une réparation minutieuse. La technique de corrélation d'images à besoin uniquement d'une caméra ou appareil photo numérique, reliée à l'ordinateur afin de pouvoir traités les prises de vues. Elle permet de visualiser non seulement des champs de déformation, mais aussi les champs de vitesse.

Cette étude permet d'évaluer la qualité de la technique de corrélation d'images dans la détermination de la répartition des champs de déformation dans les stratifiés (verre/époxy) sous chargement de flexion quasi-statique. Cette technique permet également déterminer les zones endommagées dans les stratifiés (verre/époxy), suivant les deux composantes perpendiculaires de l'image (*i.e.* lignes et colonnes). Ces images sont acquises par un appareil photo numérique. Le principe de la mesure est simple : On utilise dix images de la zone d'intérêt, la première image doit toujours avoir été acquise avant la déformation des stratifiés et les autres images sont acquise après la déformation des stratifiés. On applique alors la procédure de corrélation proprement dite entre les dix images. Cette corrélation se fait dans le domaine de Fourier par calcul de différence de phase entre les dix images dans la fenêtre de corrélation. Ceci permet dans chaque fenêtre d'évaluer le déplacement des pixels représentant le même objet dans les dix images. Cette méthode est donc particulièrement intéressante pour mesurer en détail la répartition des champs de déformation et de déterminer également les zones critiques d'endommagement dans les stratifiés (verre/époxy).

Corrélation d'image numérique est une méthode optique sans contact de mesure de champs de déformation. La technique de corrélation peut fonctionner correctement seulement avec une

surface de texture suffisamment aléatoire (mouchetis). DIC fonctionne en comparant des images enregistrées pendant l'essai, obtenu à divers stades de chargement. Les blocs de pixels permettent de mesurer les champs de déplacement à la surface des éprouvettes et les vecteurs de déformation qui indique la direction du mouvement. La position des blocs de pixels est déterminée avec une précision de sous-pixel sur l'image entière à l'aide des fonctions de corrélation, à partir desquelles les composantes de vecteur et les déformations peuvent être calculés. Cette technique offre l'avantage de pouvoir capter le champ de déplacement sur toute éprouvette, et la capacité de déterminer expérimentalement tous les contraintes normales et de cisaillement en un point quelconque dans la région d'intérêt. Ceci est particulièrement utile dans la caractérisation du comportement des composites, l'étude de la propagation de l'endommagement et la cartographie des champs de contraintes autour de défauts.

III.2 PROTOCOLE EXPERIMENTAL

La machine IBERTEST est destinée à caractériser le comportement et par conséquent, en déduire les propriétés des matériaux en traction, compression, flexion et torsion. Ce modèle comprend :

- un bâti d'essais pouvant mettre en œuvre une cellule de force maximale de 500 KN
- une chaîne d'acquisition automatique permettant d'enregistrer le résultat de chaque essai, c'est-à-dire la charge ou force en fonction de l'allongement, ainsi qu'en fonction du temps.

La partie sensible de l'ensemble est constituée par le capteur de force appelé cellule qui mesure la force appliquée au spécimen. Cette force est appliquée sur les têtes de spécimens par l'intermédiaire de mâchoires auto serrantes, de manière à assurer une répartition homogène des contraintes dans la partie utile de spécimen. La charge est appliquée progressivement à la vitesse de chargement contrôlée et ce, jusqu'à la rupture

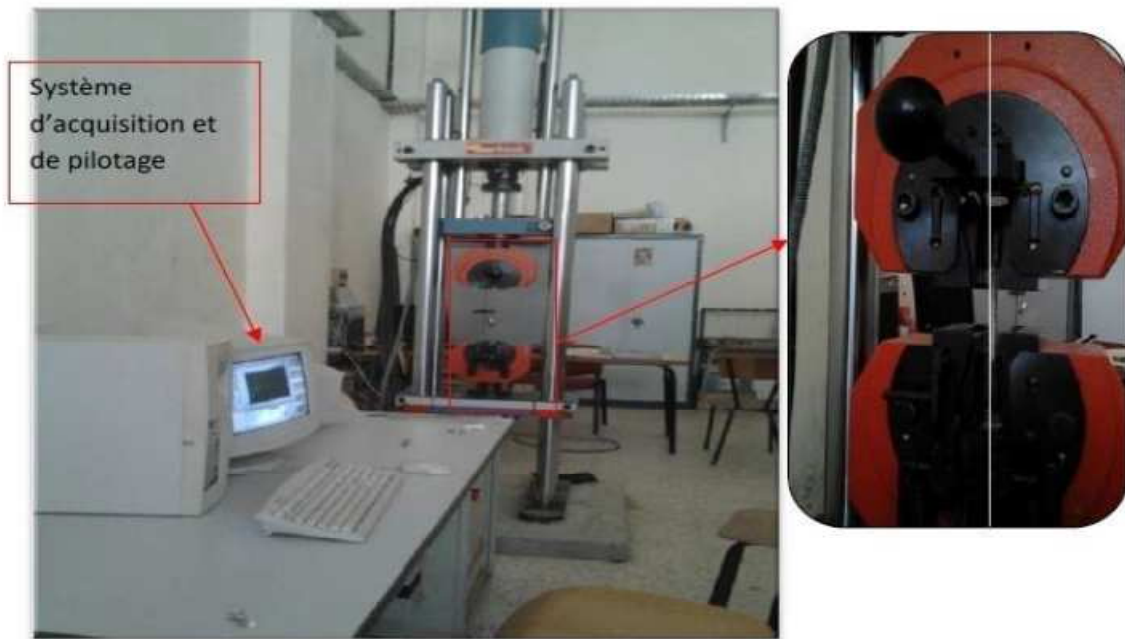


Figure 3.1 : Machine de traction IBERTEST

III.3 MATERIAUX UTILISES

III.3.a Fibres de verre

La fibre de verre est intéressante à plus d'un titre. Ainsi elle permet des réductions de poids en améliorant les performances, pour un prix compétitif : on peut en faire une fabrication en série. Elle permet par exemple un allégement des structures d'environ 30% par rapport à l'acier.



Figure 3.2 : Tissu en fibres de verre

III.3.b Résine époxy

Les résines époxy présentent une bonne compatibilité avec les fibres telles que le carbone et le verre, et d'excellentes propriétés mécaniques. Un bon comportement chimique et en fatigue ainsi qu'une bonne tenue en température. Ce qui fait des époxydes les résines de choix pour les applications à haute performance. Leurs domaines d'application est l'aéronautique, l'automobile, équipement de sport...etc.

III.4 Préparation des éprouvettes

Les stratifiés de l'étudié sont fabriqués à base d'une matrice époxy, renforcés par des tissus de verre contenant 60% de fibres en volume. La résine époxy est dur offrant un excellent comportement de résistance à l'impact et est applicable à la température ambiante, ce qui rend favorable pour des applications dans divers domaines. Les stratifiés on été produits à partir des pré-imprégnés ($0^\circ/90^\circ$) et ($+45^\circ/-45^\circ$) et sont composés de huit couches désignées $[0^\circ/90^\circ]_{4S}$ et $[+45^\circ/-45^\circ]_{4S}$. La couche ($0^\circ/90^\circ$) représente une seul couche dans laquelle 0° et 90° sont les torons (fibres) dans les directions chaîne et trame, respectivement. Dans la couche ($+45^\circ/-45^\circ$), $+45^\circ$ et -45° représentent l'angle de l'orientation des torons chaine et trame par rapport à la direction du chargement.

La technique de moulage par compression a été appliquée pour la fabrication des stratifiés. Les plaques stratifiés obtenus sont laissés à la température ambiante avant les tests mécaniques. Les éprouvettes ont été découpées, à l'aide d'une scie à diamants à partir des plaques. Seulement 04 éprouvettes pour chaque variante ont été découpées. Les éprouvettes ensuite ont aussi laissé une semaine dans un milieu à température ambiante avant d'être testées. Les éprouvettes sont ensuite touées soigneusement à l'aide d'une fraiseuse afin d'éviter le délaminage des couches. Les diamètres des trous sont : $d_{t1} = 8\text{mm}$, $d_{t2} = 16\text{mm}$ et $d_{t3} = 24\text{mm}$ (figure 3.3).

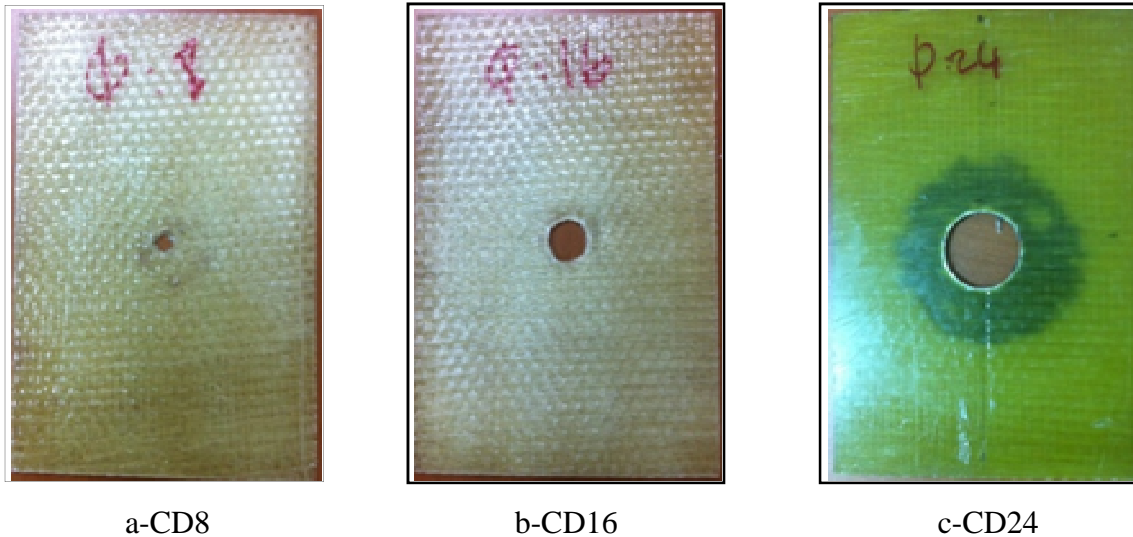


Figure 3.3 : Stratifiés troués.

Les trois variantes CD8R, CD16R et CD24R considérées pour l'essai de compression sont représentées sur la figure 3.4. Les dimensions des éprouvettes (verre/époxy) sont : 150 mm de longueur, 100 mm de largeur et 1,9 mm d'épaisseur. Les dimensions des patchs en composite (verre/époxy) sont : des diamètres 32 mm, 40 mm et 48 mm des CD8R, CD16R et CD24R respectivement et 1,6 mm d'épaisseur.

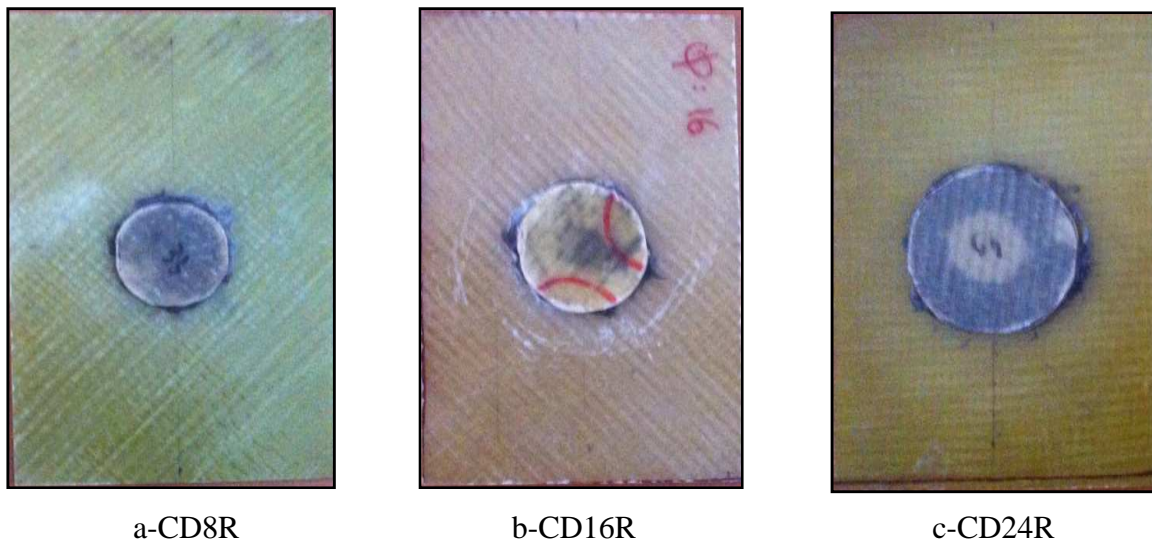


Figure 3.4 : Stratifiés réparés.

III.4.a VARIANTES CONSIDEREES

Les variantes considérées sont présentées dans le tableau 3.1. Tous les éprouvettes hybrides ont été testées sous compression uni axiale avec la machine d'essai type IBERTEST, équipée d'une chaîne d'acquisition et de contrôle numérique.

Tableau 3.1 : Variantes considérées

Variantes	Plaques percées		Plaques trouées réparées		Désignation
	Orientation	Diamètre du trou	Orientation	Diamètre du patch	
Type A	$[0^\circ, 90^\circ]_{4S}$	$d_t=08mm$	$[0^\circ, 90^\circ]_{4S}$	$d_p=32mm$	C00D8R
	$[45^\circ, -45^\circ]_{4S}$	$d_t=08mm$	$[45^\circ, -45^\circ]_{4S}$	$d_p=32mm$	C45D8R
Type B	$[0^\circ, 90^\circ]_{4S}$	$d_t=16mm$	$[0^\circ, 90^\circ]_{4S}$	$d_p=40mm$	C00D16R
	$[45^\circ, -45^\circ]_{4S}$	$d_t=16mm$	$[45^\circ, -45^\circ]_{4S}$	$d_p=40mm$	C45D16R
Type C	$[0^\circ, 90^\circ]_{4S}$	$d_t=24mm$	$[0^\circ, 90^\circ]_{4S}$	$d_p=48mm$	C00D24R
	$[45^\circ, -45^\circ]_{4S}$	$d_t=24mm$	$[45^\circ, -45^\circ]_{4S}$	$d_p=48mm$	C45D24R

III.5 ESSAIS DE COMPRESSION

Les essais de compression verticale ont été effectués sur les des stratifiés troués réparés C00D8R, C45D8R, C00D16R, C45D16R, C00D24R et C45D24R. Les stratifiés sont sollicités jusqu'à la rupture. Ces tests ont été réalisés grâce à une machine de compression IBERTEST de capacité 500KN. Les essais ont été effectués suivant la norme ASTM D7137, la plaque est maintenue par un système de fixation qui empêche sa rotation. Les stratifiés sont soumis à des charges de compression et on mesure dans chaque essai les forces et les déplacements. Nous avons effectué nos tests à une vitesse de chargement de 1mm/min.

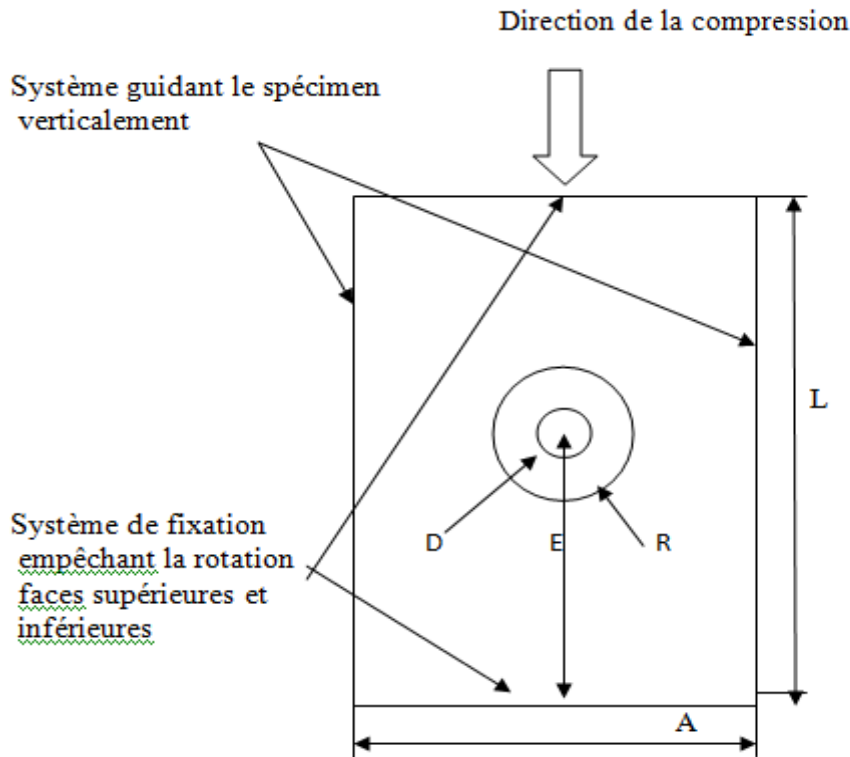


Figure 3.5 : Schéma d'un échantillon chargé en compression

- L : longueur de la plaque ($L = 150$ mm),
- A : largeur de la plaque ($l = 100$ mm),
- E : distance entre le bord et le trou de la plaque ($E = 75$ mm),
- B : épaisseur de la plaque ($e = 1.9$ mm),
- D : diamètre du trou ($d_{t1}=8$ mm, $d_{t2}=16$ mm et $d_{t3}=24$ mm).
- R : diamètre du patch ($d_{p1}=8$ mm, $d_{p2}=16$ mm et $d_{p3}=24$ mm).

La figure 3.6 montre le dispositif installé sur les éprouvettes trouées réparées, il permet de maintenir et d'empêcher la rotation des stratifiés. Les surfaces des éprouvettes sont d'abord placées sur les faces métalliques, puis serrées entre les blocs métalliques de serrage. On mesure dans chaque variante les forces et les déplacements axiaux avec des capteurs de force et de déplacement. Ces courbes permet d'estimer les paramètres des stratifiés et les formes déformées.

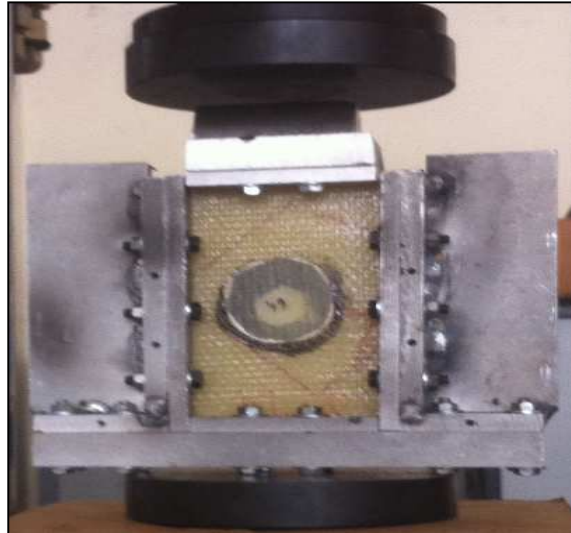


Figure 3.6 : Support permettant de réaliser les tests de compression

III.6 RESULTATS DES ESSAIS DE COMPRESSION

III.6.a Comportement global des stratifiés C00D8R et C45D8R en compression

Les résultats de mesure des charges en fonction des déplacements pour les stratifiés troués réparés C00D8R et C45D8R sont représentés sur la figure (3.7).

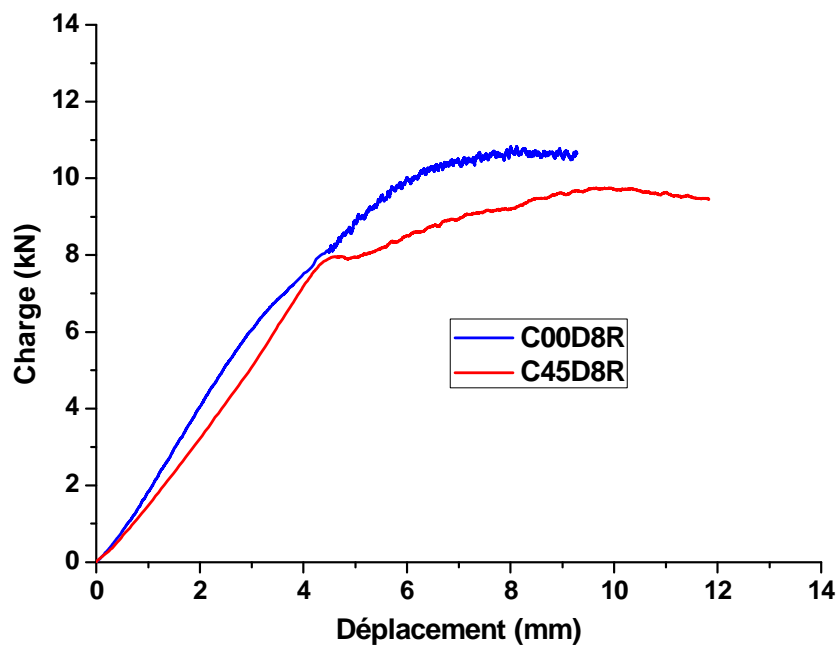


Figure 3.7 : Courbes force-déplacement des essais en compression sur les stratifiés C00D8R et C45D8R.

III.6.b Comportement global des stratifiés C00D16R et C45D16R

Les résultats de mesure des charges en fonction des déplacements pour les stratifiés troués réparés C00D16R et C45D16R sont représentés sur la figure (3.8).

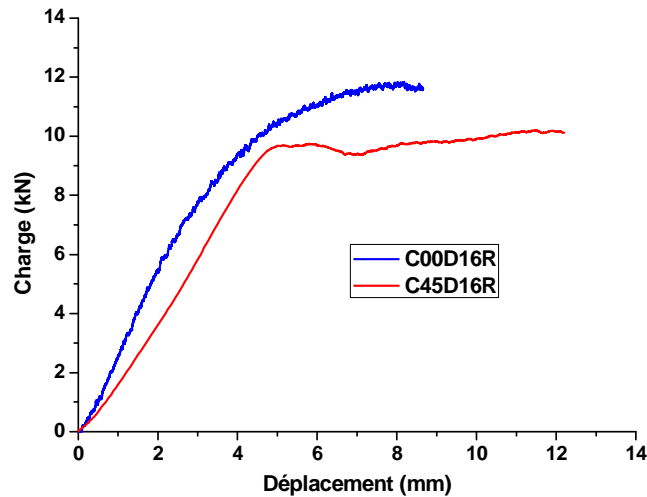


Figure 3.8 : Courbes force-déplacement des essais en compression sur les stratifiés C00D16R et C45D16R.

III.6.c Comportement global des stratifiés C00D24R et C45D24R

Les résultats de mesure des charges en fonction des déplacements pour les stratifiés troués réparés C00D24R et C45D24R sont représentés sur la figure (3.9).

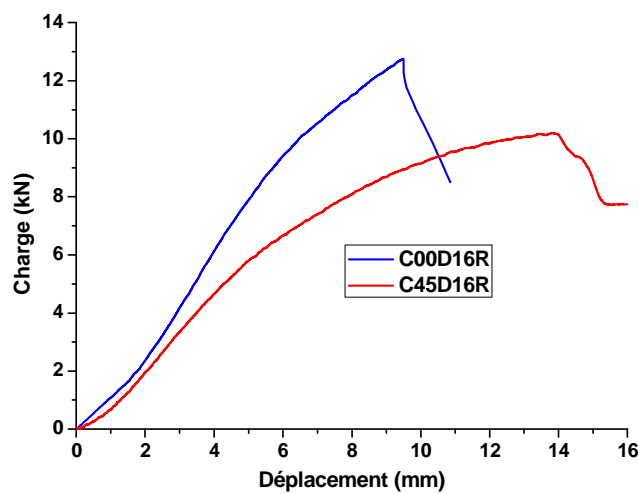


Figure 4.9 : Courbes force-déplacement des essais en compression sur les stratifiés C00D24R et C45D24R.

III.6.d Formes déformées et les mécanismes d'endommagement

Les figures 3.10, 3.11 et 3.12 illustrent les formes déformées et les mécanismes d'endommagement obtenus lors de l'essai de compression sur les stratifiés C00D8R, C00D16R et C00D24R. Comme le montre les figures, les stratifiés fortement endommagés par les formes flambées. Il est clair que la compression elle-même ne peut pas produire la ruine des stratifiés, c'est surtout l'instabilité transverse locale ou globale qui décide et explique l'apparition du décollement du patch à l'interface stratifié/patch.

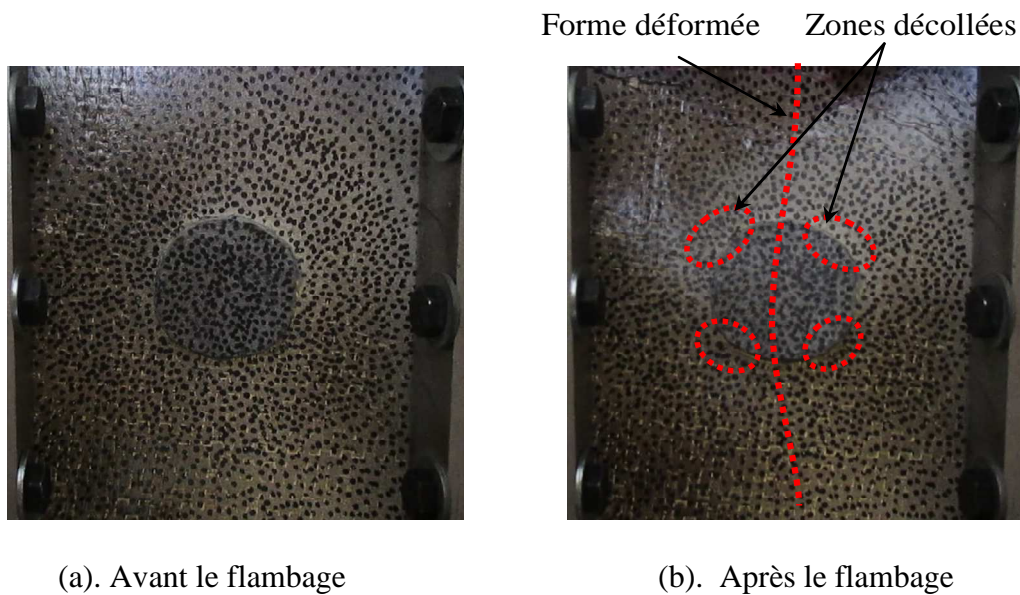


Figure 3.10: Formes déformée des stratifiés C00D8R sous chargement de compression.

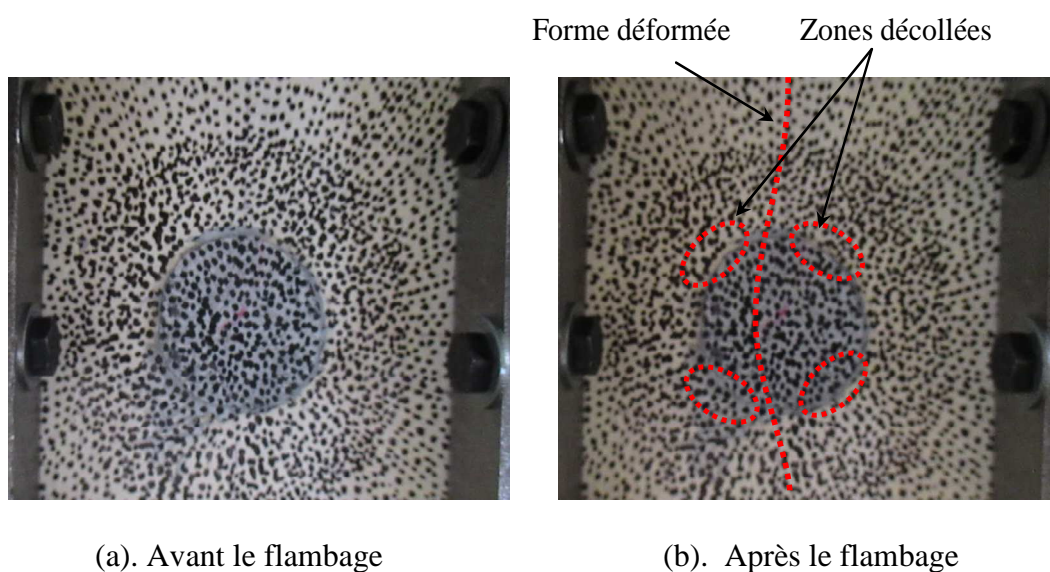


Figure 3.11: Formes déformée des stratifiés C00D16R sous chargement de compression.

Tableau 3.2 : Charges maximales obtenues des trois variantes

Variantes	Essais	Charges maximales(MPa)
C45D8R	Test 1	9.75
	Test 2	9.52
	Test 3	9.11
	Test 4	9.05
C00D8R	Test 1	10.8
	Test 2	10.83
	Test 3	10.45
	Test 4	10.06
C45D16R	Test 1	10.53
	Test 2	10.46
	Test 3	10.42
	Test 4	10.66
C00D16R	Test 1	11.88
	Test 2	11.71
	Test 3	11.65
	Test 4	11.81
C45D24R	Test 1	10.78
	Test 2	10.04
	Test 3	10.5
	Test 4	10.63
C00D24R	Test 1	12.15
	Test 2	12.75
	Test 3	12.27
	Test 4	12.53

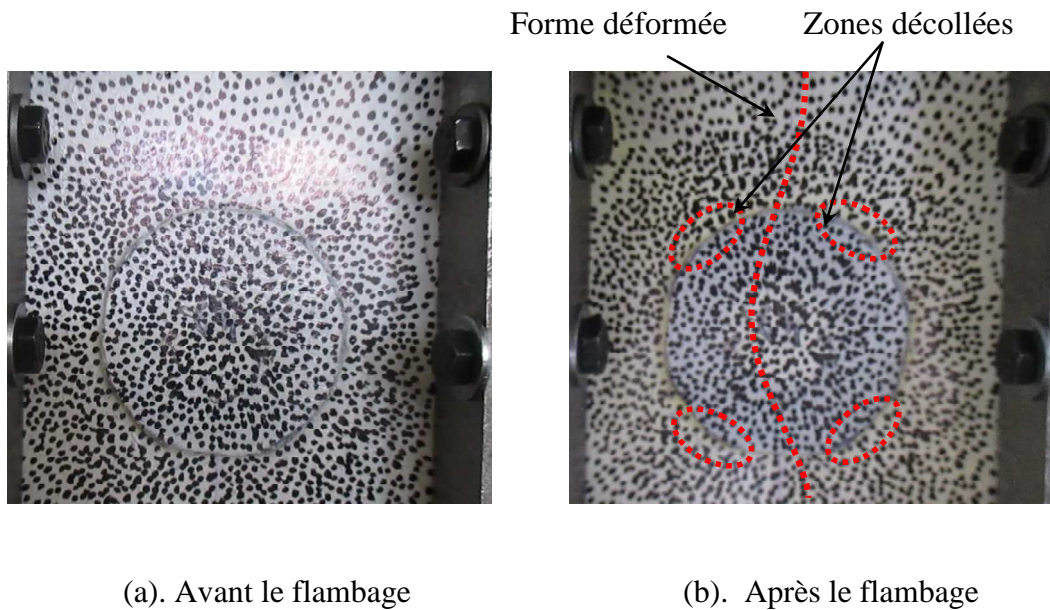


Figure 3.12: Formes déformée des stratifiés C00D24R sous chargement de compression.

III.7 RESULTATS DE LA CORRELATION D'IMAGES

Afin d'obtenir un déplacement réel des éprouvettes trouées réparées, la corrélation d'images est utilisée. Pour cela, les photos extraites de la caméra via le dispositif expérimental sont exploitées afin de définir l'évolution des déformations en fonction du nombre d'images. Elle permet de mettre en évidence les zones stable et instable du comportement, de donner une idée des zones d'endommagement et les déplacements réels des éprouvettes. Notons que le déplacement de la traverse est plus grand que le déplacement réel.

a. Stratifié C00D24R

Les résultats de mesure de la corrélation d'images des déformations équivalentes et des vecteurs déplacements de l'essai de compression sur le stratifié troué réparé C00D8R sont représentés sur les figures 3.13, 3.14 et 3.15. Le comportement des stratifiés peut être séparé en deux phases : la phase stable et instable. La phase stable est caractérisée un champ de contraintes et de déformations uniformes et la phase instable est caractérisée par à la création de l'endommagement et les fissures. L'initiation des fissures est piloté à la fois par la résistance et par la ténacité et la propagation peut être soit stable soit instable (en fonction de la géométrie).

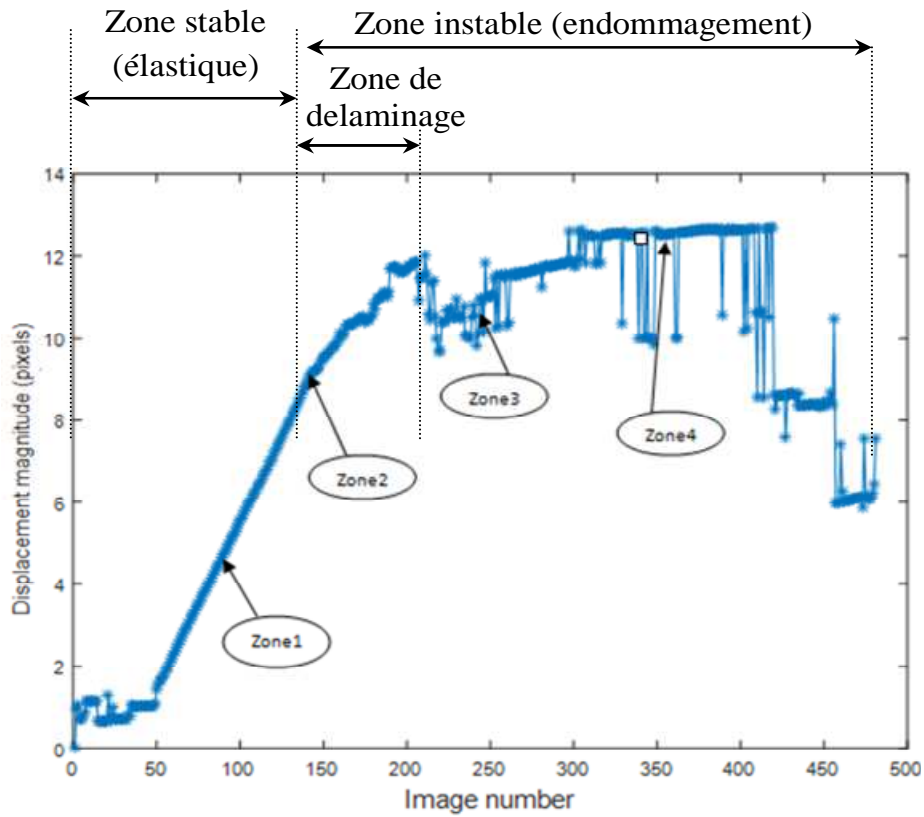
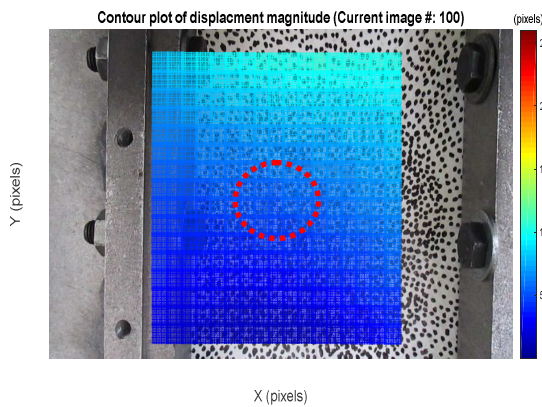
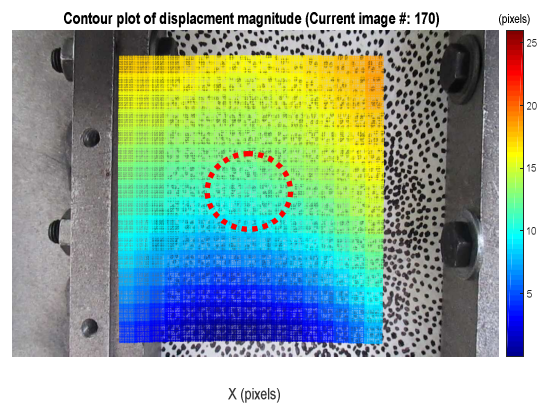


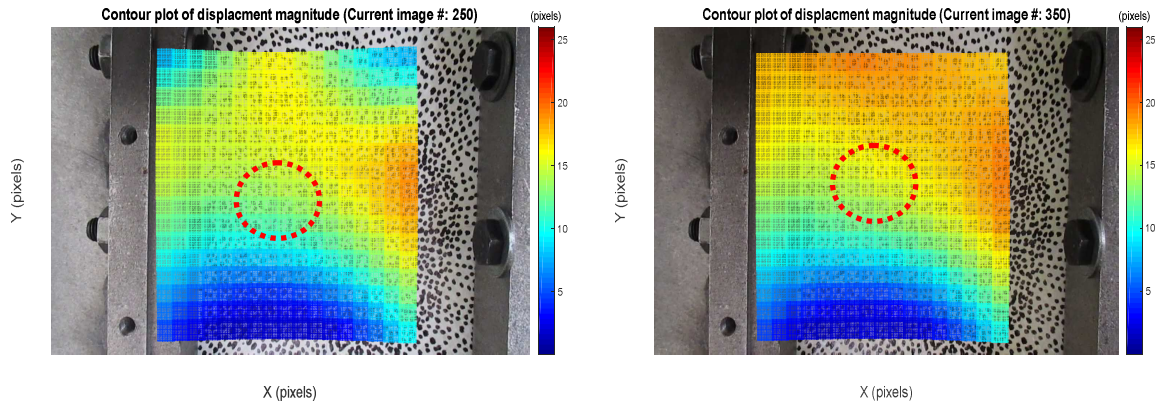
Figure 3.13 : Courbe déplacements-images (pixels) de l’essai de compression sur le stratifié C00D8R obtenue par la corrélation d’images.



Zone 01 : champ de déplacement (Image 100).



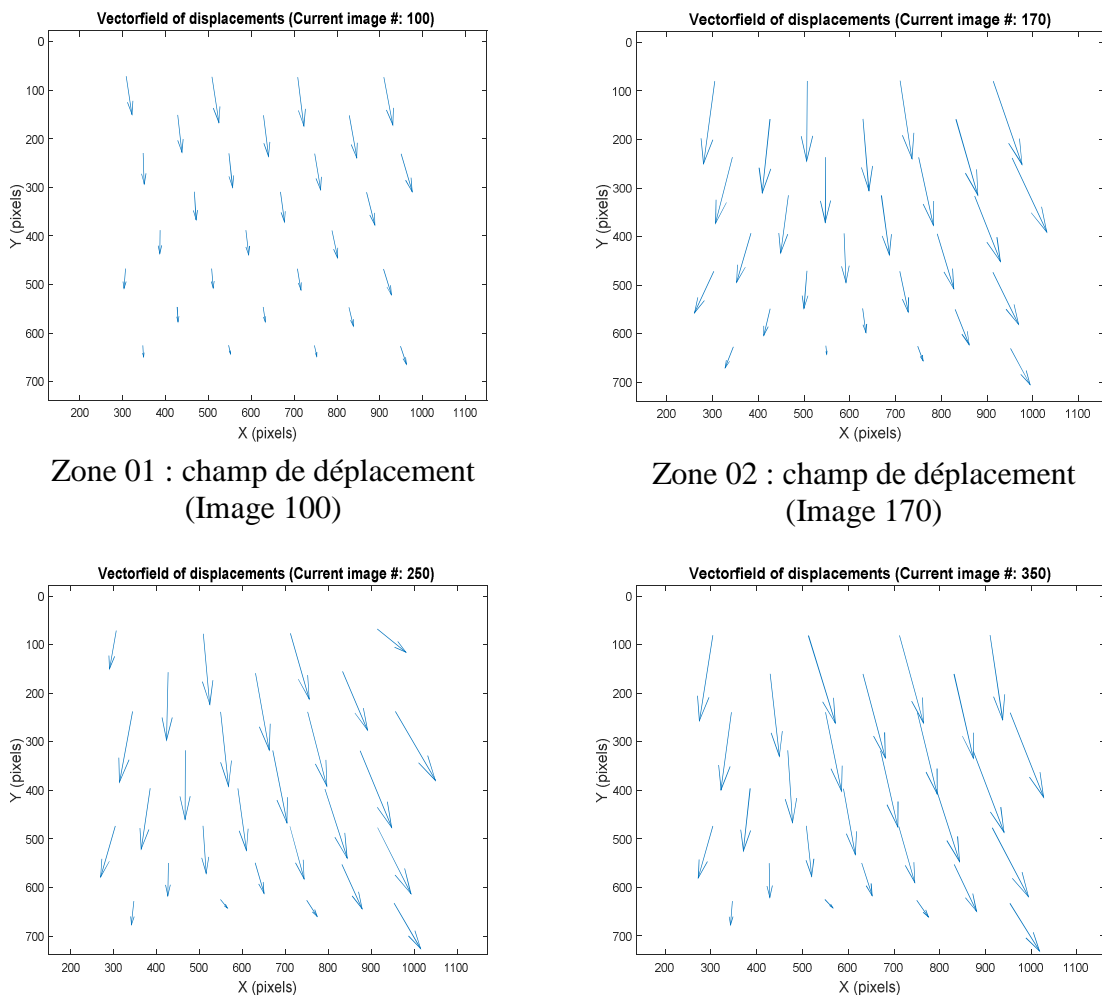
Zone 02 : champ de déplacement (Image 170).



Zone 03 : champ de déplacement (Image 250).

Zone 04 : champ de déplacement (Image 350).

Figure 3.14 : Champs de déplacement de l’essai de compression sur le stratifié C00D8R obtenus la corrélation d’images.



Zone 01 : champ de déplacement (Image 100)

Zone 02 : champ de déplacement (Image 170)

Zone 03 : champ de déplacement (Image 250)

Zone 04 : champ de déplacement (Image 350)

Figure 3.15 : Vecteurs de déplacements de l’essai de compression sur le stratifié C00D8R obtenus par la corrélation d’images

b. Stratifié C00D16R

Les résultats de mesure de la corrélation d'images des déformations équivalentes et des vecteurs déplacements de l'essai de compression sur le stratifié troué réparé C00D16R sont représentés sur les figures 3.16, 3.17 et 3.18. Le comportement du stratifié troué réparé C00D16R peut être séparé en deux phases : la phase stable et instable. La phase stable est caractérisée un champ de déformations uniforme et la phase instable est caractérisée par l'initiation et l'évolution de l'endommagement.

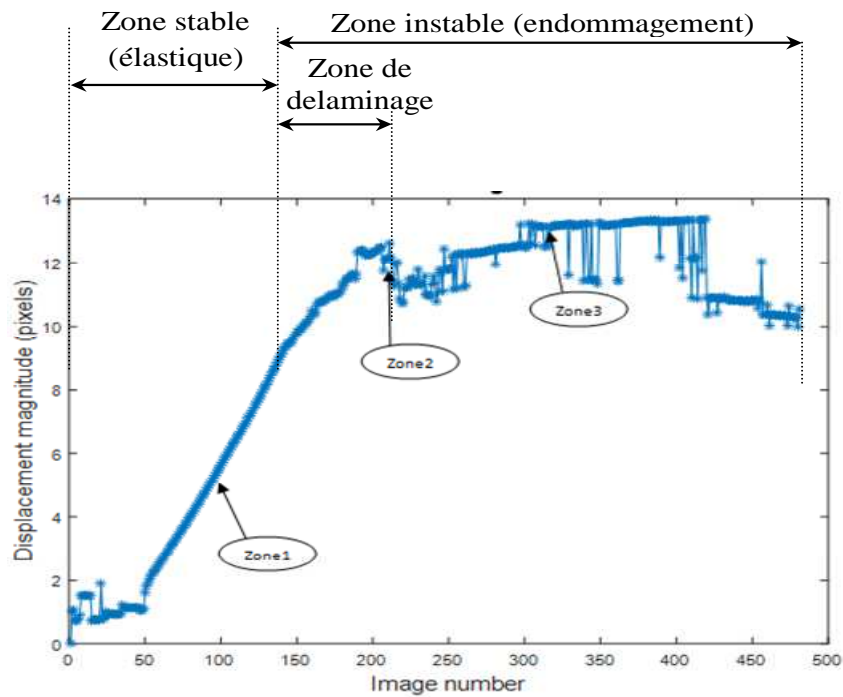
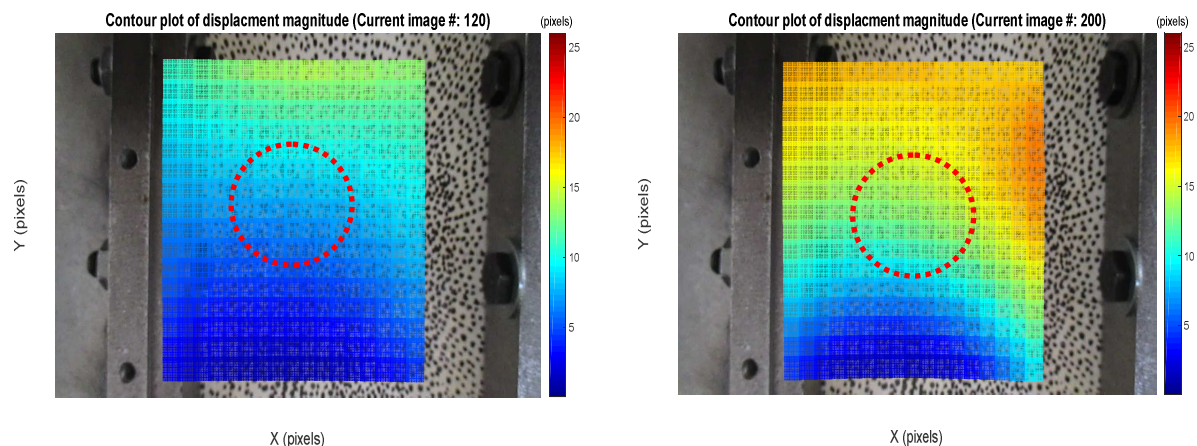
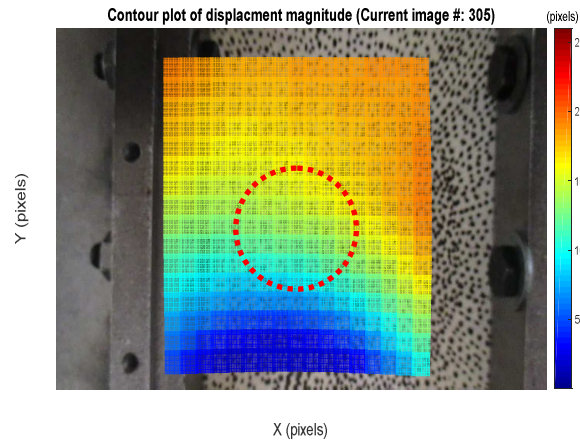


Figure 3.16 : Courbe déplacements-images (pixels) de l'essai de compression sur le stratifié C00D16R, obtenue par la corrélation d'images.



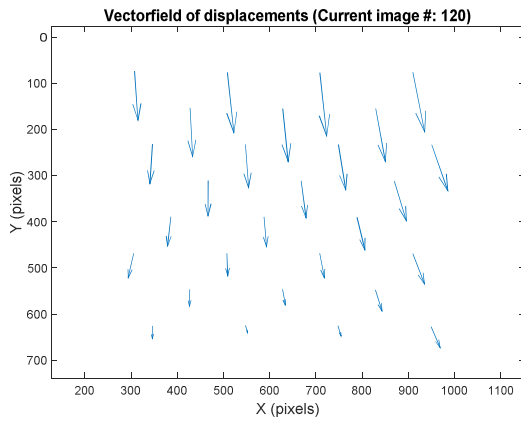
Zone 01 : champ de déplacement (image 120)

Zone 02 : champ de déplacement (image 200)

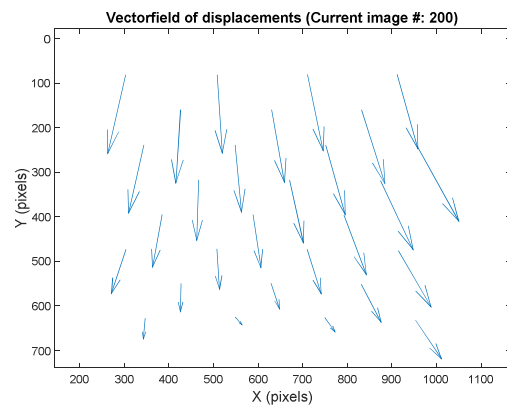


Zone 03 : champ de déplacement (image 305)

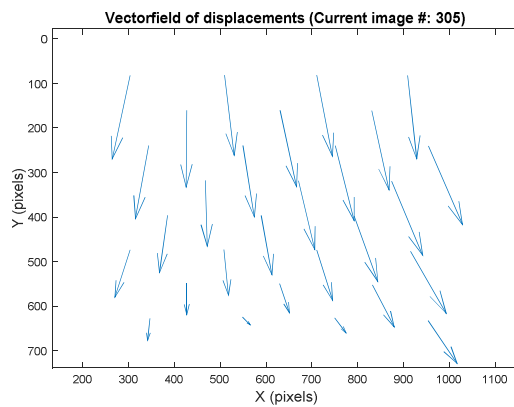
Figure 3.17: Champs de déplacements de l’essai de compression sur le stratifié C00D16R obtenus par la corrélation d’images.



Zone 01 : vecteur de déplacement (image 120)



Zone 02 : vecteur de déplacement (image 200)



Zone 03 : vecteur de déplacement (image 305)

Figure 3.18 : Vecteurs de déplacements de l’essai de compression sur le stratifié C00D16R obtenus par la corrélation d’images

c. Stratifié C00D24R

Les résultats de mesure de la corrélation d'images des déformations équivalentes et des vecteurs déplacements de l'essai de compression sur le stratifié troué réparé C00D24R sont représentés sur les figures 3.19, 3.20 et 3.21. Le comportement du stratifié troué réparé C00D24R peut être également séparé en deux phases : la phase stable et instable. La phase stable est caractérisée un champ de déformations uniforme et la phase instable est caractérisée par l'initiation et l'évolution de l'endommagement.

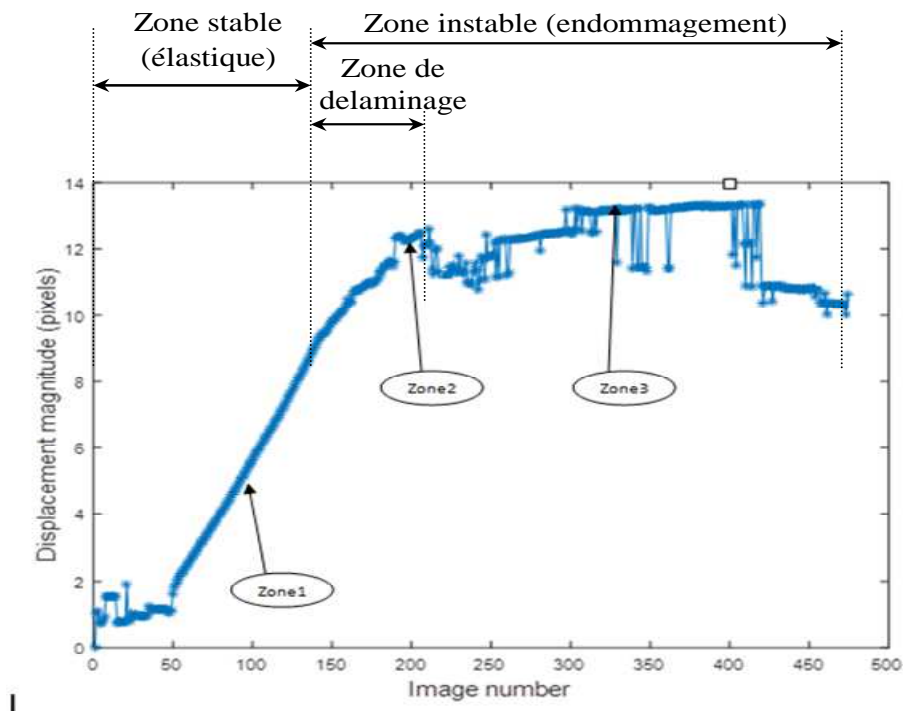
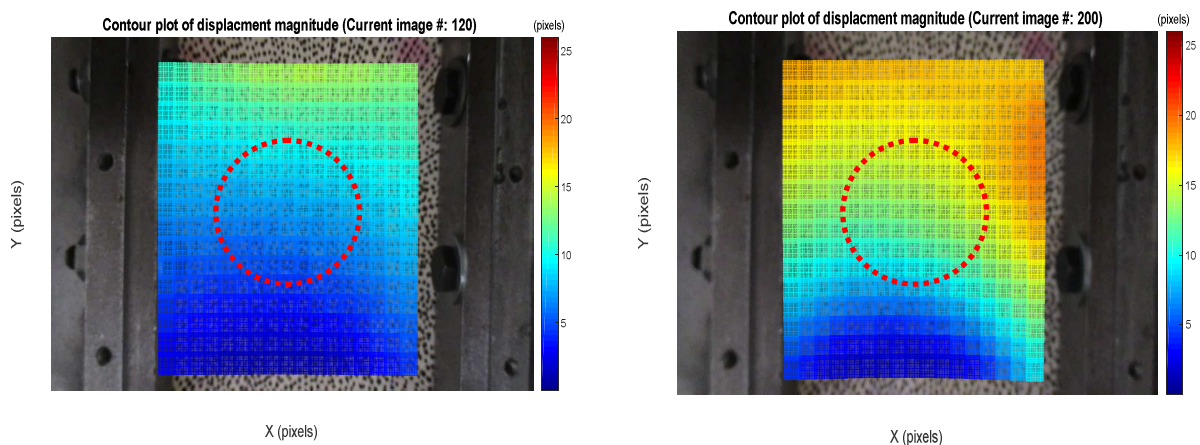
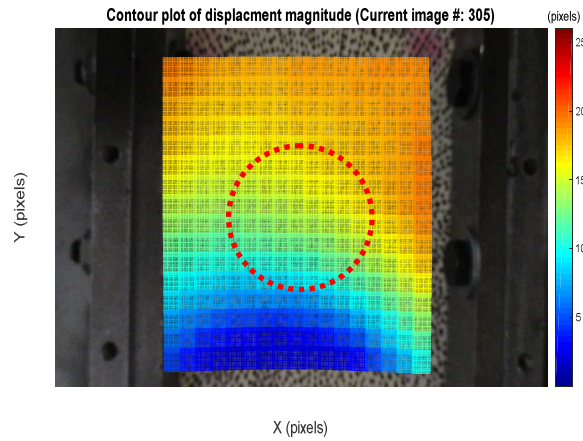


Figure 3.19 : Courbe déplacements-images (pixels) de l'essai de compression sur le stratifié C00D24R, obtenue par la corrélation d'images.



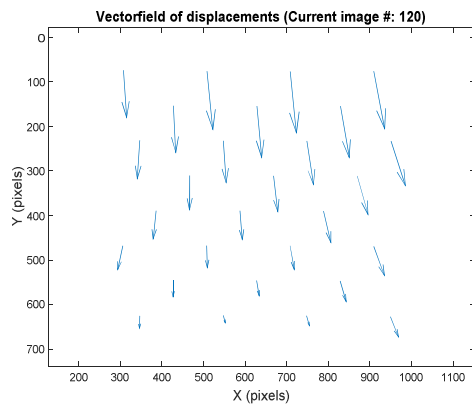
Zone 01 : champ de déplacement (image 120)

Zone 02 : champ de déplacement (image 200)

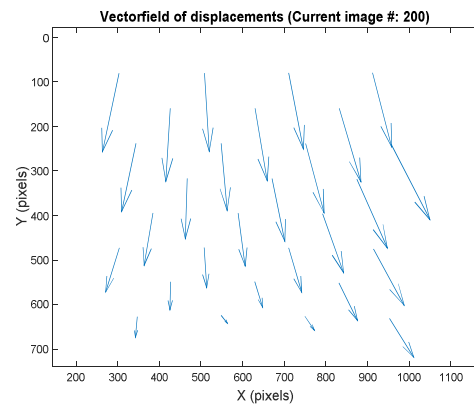


Zone 03 : champ de déplacement
(image 305)

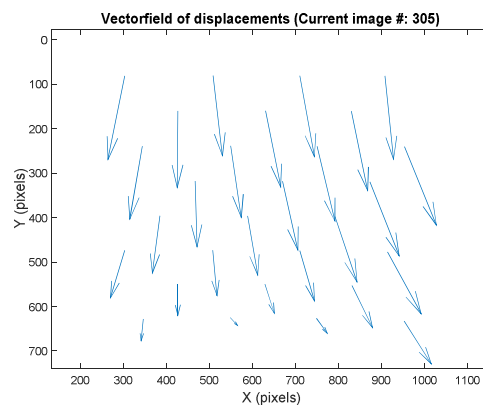
Figure 3.20 : Champs de déplacements de l’essai de compression sur le stratifié C00D24R obtenus par la corrélation d’images.



Zone 01 : vecteur de déplacement
(image 120)



Zone 02 : vecteur de déplacement
(image 200)



Zone 03 : vecteur de déplacement
(image 305)

Figure 3.21 : Vecteurs de déplacements de l’essai de compression sur le stratifié C00D16R, obtenus par la corrélation d’images.

III.8 SIMULATION DES ESSAIS DE COMPRESSION

La troisième étape de ce chapitre consiste à simuler les essais de compression sur les stratifiés C00D8R, C00D16R et C00D24R. Les calculs éléments finis ont été réalisés en utilisant le logiciel Abaqus. Le modèle de Riks est utilisé pour prédire le flambage des stratifiés troués réparés. Les principaux mécanismes d'endommagement de l'essai de compression sur les stratifiés sont ; (l'endommagement intra-laminaire (c'est-à-dire la fissuration de la matrice et la rupture des fibres), l'endommagement inter-laminaire (décollement du patch) et le flambage des éprouvettes. Pour simplifier ce problème, on a considéré seulement le décollement du patch et le flambage de l'éprouvette. Il est important que la simulation prédise avec précision les zones endommagées et la forme déformée. Le décollement du patch a été simulé par le modèle de zones cohésives (MZC) et le flambage a été simulé par le modèle de Riks pour prendre en compte les non-linéarités géométriques (grandes déformations). Les propriétés d'élasticité des stratifiés introduites le code éléments finis sont présentées dans le tableau 3....

Tableau.3.3. Propriétés mécaniques du stratifié troué et du patch.

Propriétés	Valeurs
$E_2 = E_1$	144700 MPa
E_3	9650 MPa
ν_{12}	0.3
ν_{13}	0.3
ν_{23}	0.3
G_{12}	5200 MPa
G_{13}	5200 MPa
G_{23}	3400 MPa

Les schémas du modèle numérique développés (lamina orthotrope, les conditions aux limites appliquées et les éléments d'interface) sont représentés sur la figure 3.22 pour des raisons de symétrie dans les deux directions (OX) et (OY), on ne considère un quart partie de l'éprouvette. Les conditions aux limites imposées sur les stratifiés ont été fixées de telle sorte que les modèles éléments finis ressemblaient aux conditions réelles de l'essai expérimental. Il

faut tenir compte de la présence du guide anti-flambage, ce qui conduit à imposer la nullité des déplacements U_x et U_z situés sur les faces du guidage gauche et droite.

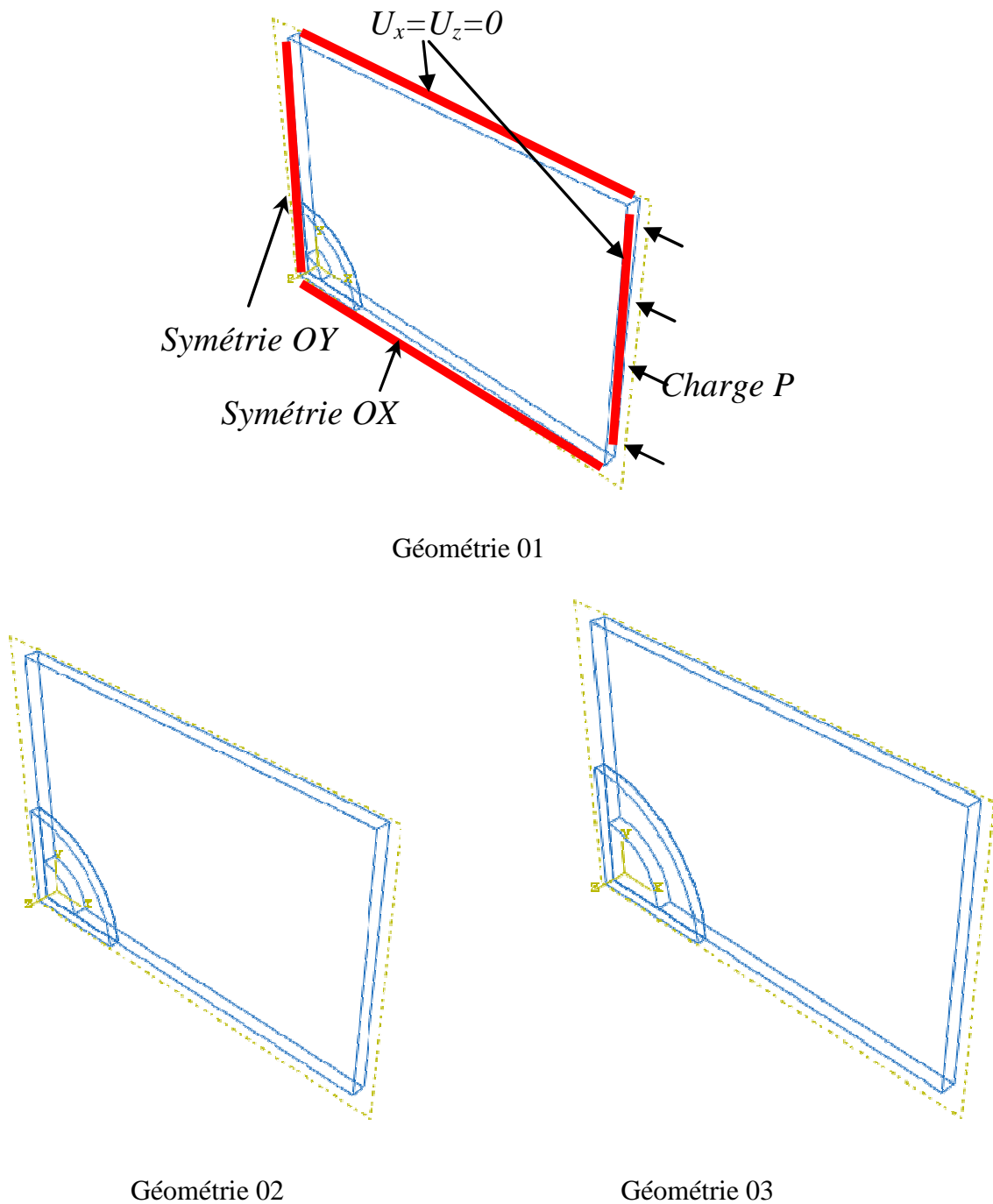


Figure 3.22 : Géométries et les conditions aux limites des stratifiés troués réparés C00D8R, C00D16R et C00R24R.

Le décollement des patches est représenté par des éléments cohésives disponible dans Abaqus et sont placés entre la stratifié troué et le patch pour capter les décollements à l'interface stratifié/patch. Les paramètres qui définissent le modèle à l'interface sont les raideurs K_n et

K_t , les contraintes maximales σ_n et σ_t ainsi que l'énergie de rupture G_c . L'énergie de rupture n'est pas estimée directement, mais considérée comme similaire à la résine époxy (Tableau 3.23).

Tableau 3.4 : Propriétés de l'interface

Propriétés	Valeurs
K_n	1.2 GPa/mm ²
K_t	1.0 GPa/mm ²
σ_n	71 MPa
σ_t	78 MPa
G_c	54.7 J/m ²

Le modèle numérique spécifié est constitué de 08 couches (verre/époxy) d'épaisseur 1.9 mm pour tous les modèles éléments finis. Le type d'élément utilisé pour la simulation des plis ($0^\circ/90^\circ$) et ($\pm 45^\circ$) est l'élément SC8R. L'interface est modélisée avec des éléments COH3D8.

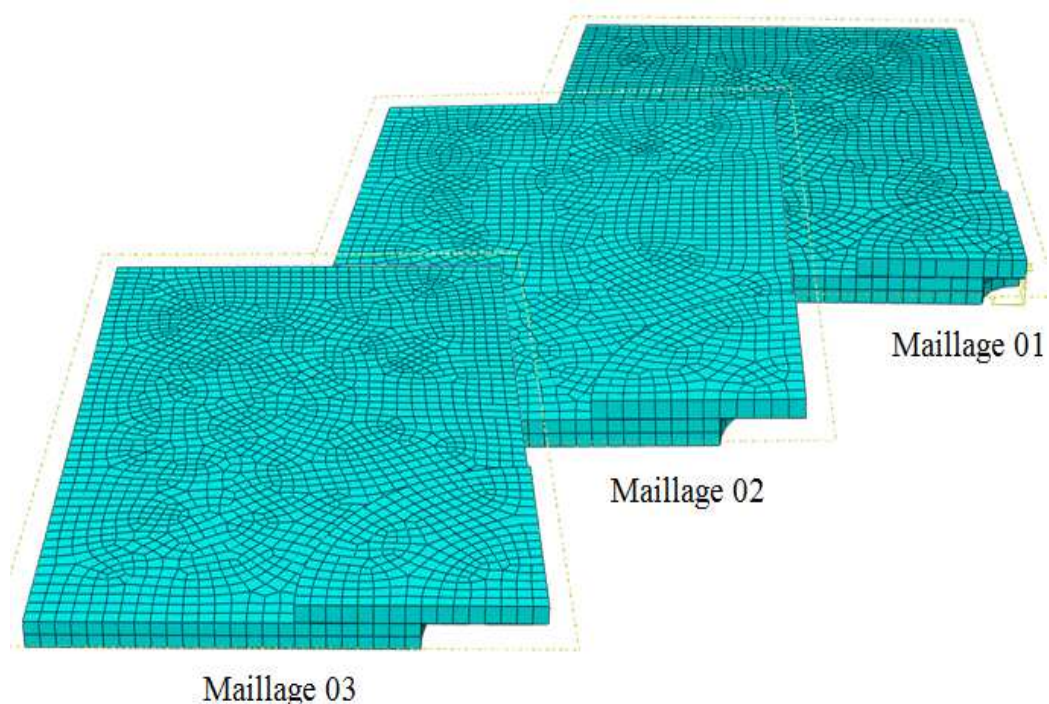


Figure 3.23 : Maillages éléments finis utilisés pour les simulations ; *Maillage 01* est utilisé pour le stratifié C00D8R, *Maillage 02* est utilisé pour le stratifié C00D16R et *Maillage 03* est utilisé pour le stratifié C00D24R.

III.9 RESULTATS DE LA SIMULATION

a. Stratifié C00D8R

La figure 3.24 représente la distribution des contraintes de Von-Mises à différents niveaux de chargement obtenue sur le stratifié C00D8R. Les simulations révèlent une forte concentration de contraintes qui se développent au centre du stratifié (voisinage du patch). Ces concentrations de contraintes sont liées à la présence du défaut sur le stratifié.

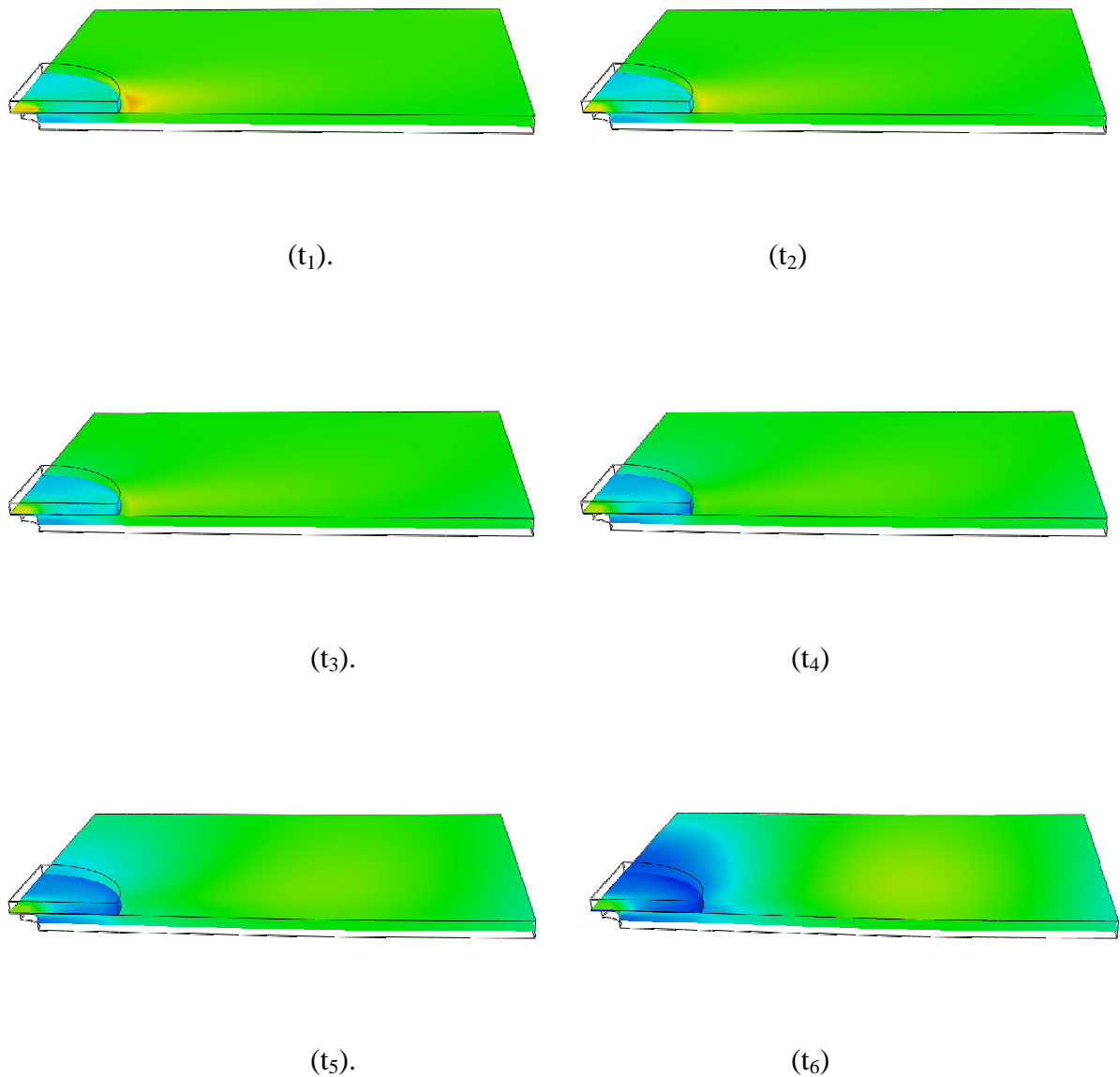


Figure 3.24 : Distribution des contraintes de Von-Mises prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D8R.

La figure 3.25 représente le contour de la zone d'initiation l'endommagement à différents niveaux de chargement obtenu sur l'interface stratifié/patch. La zone de concentration de contraintes est atteint l'état de saturation, cela a provoqué l'initiation de l'endommagement au bord libre du patch.

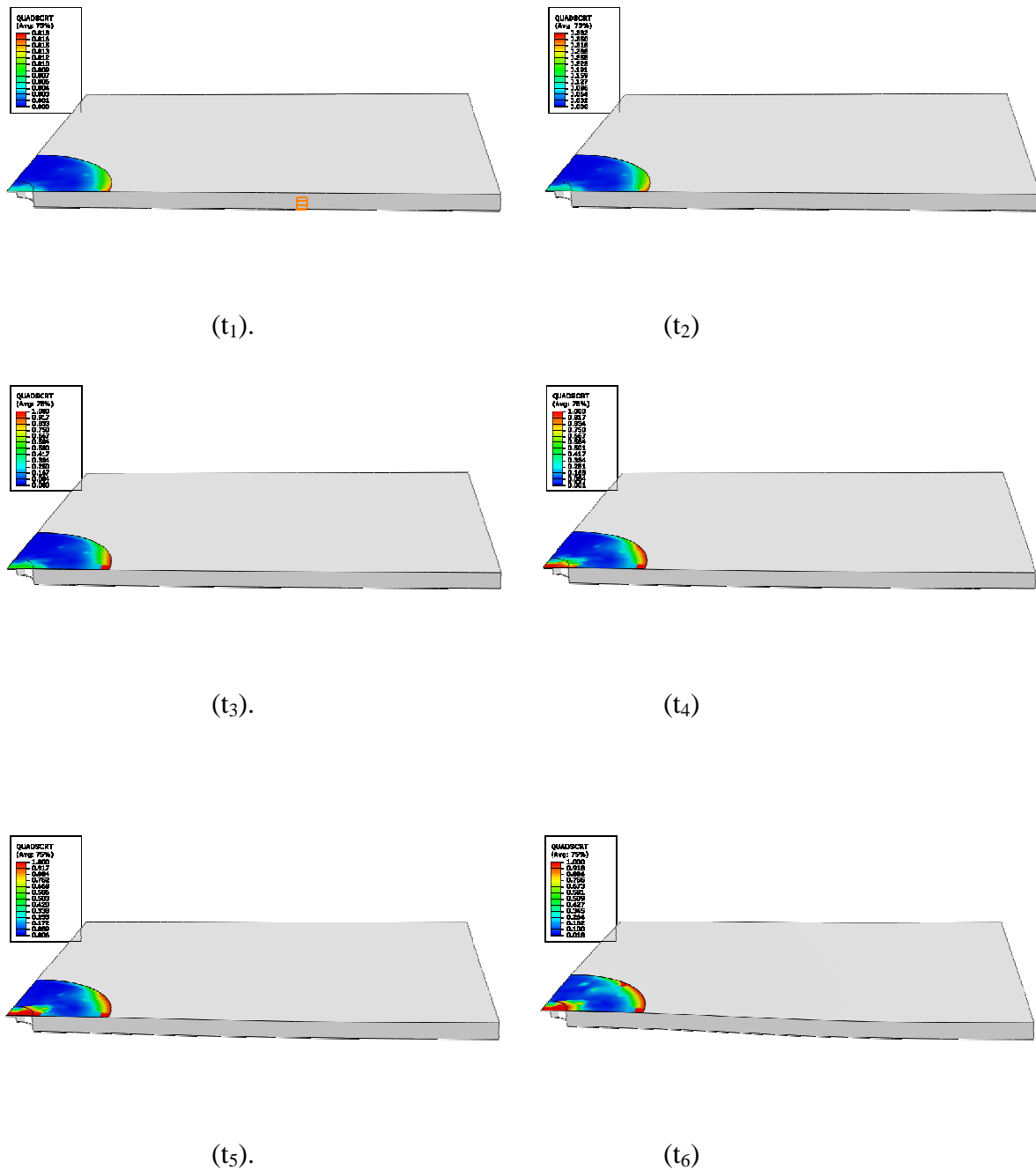


Figure 3.25 : Zone de l'initiation d'endommagement à l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D8R.

La figure 3.26 représente le contour de la zone de l'évolution d'endommagement à différents niveaux de chargement obtenu sur l'interface stratifié/patch. Ces zones d'endommagement donnent un contour d'endommagement réparti uniformément sur le bord libre du patch. Comme la charge augmente graduellement et s'étend jusqu'au déplacement imposé, le stratifié commence à se flamber à partir de t_3 au centre et se propage vers les cotés. De plus, la zone décollée et la forme déformée sont de même répartition quantitative que celle de l'expérimentale, ce qui suggère que des mécanismes importants ont été bien pris en charge.

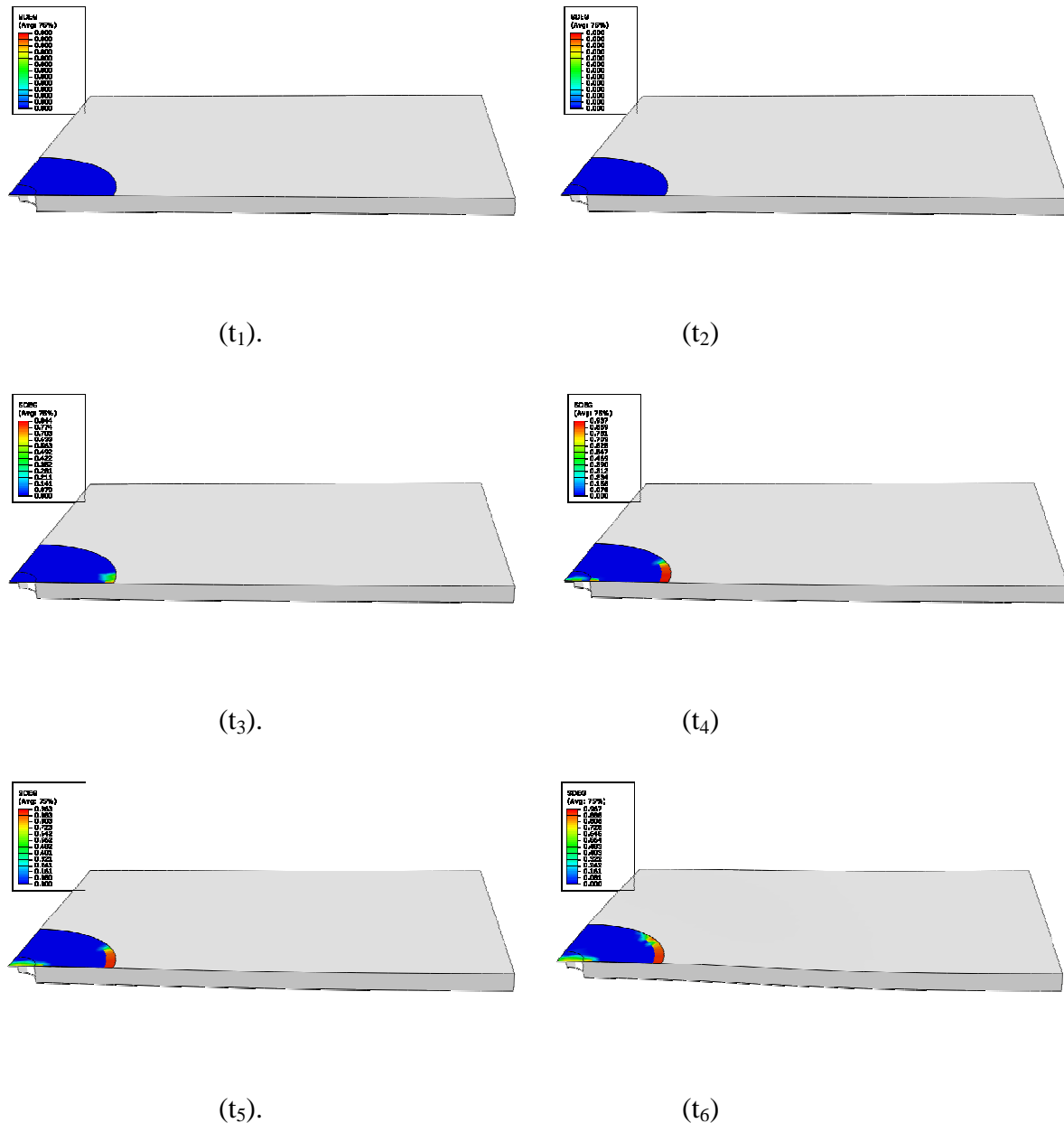


Figure 3.26 : Zone de l'évolution d'endommagement à l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D8R.

b. Stratifié C00D16R

La figure 3.27 représente la distribution des contraintes de Von-Mises à différents niveaux de chargement obtenue sur le stratifié C00D16R. Les simulations révèlent une forte concentration de contraintes qui se développent au centre du stratifié (voisinage du patch). Ces concentrations de contraintes sont liées à la présence du défaut sur le stratifié.

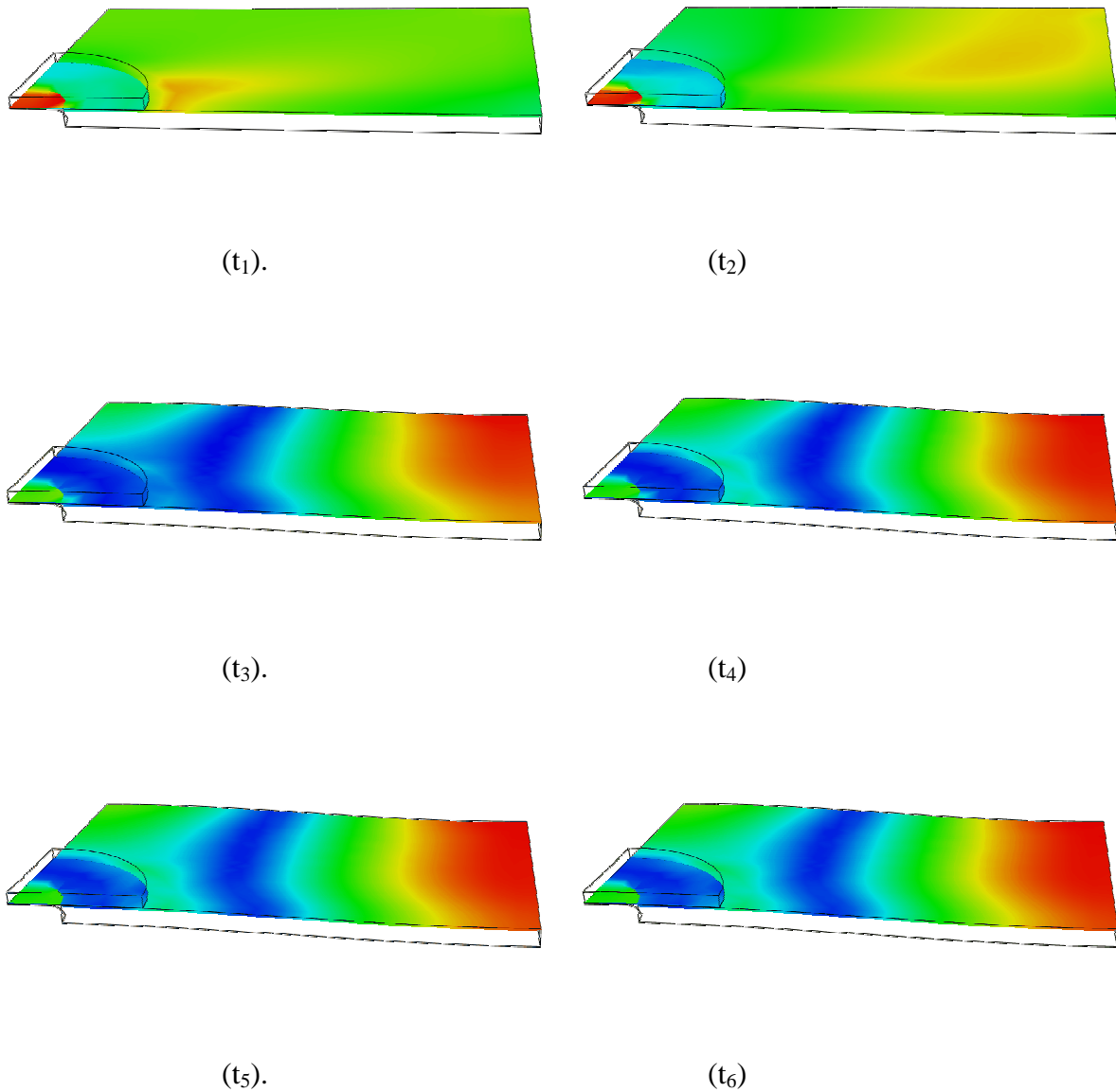


Figure 3.27 : Distribution des contraintes de Von-Mises prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D16R.

La figure 3.28 représente le contour de la zone d'initiation l'endommagement à différents niveaux de chargement obtenu sur l'interface stratifié/patch. La zone de concentration de contraintes est atteint l'état de saturation, cela a provoqué l'initiation de l'endommagement au bord libre du patch.

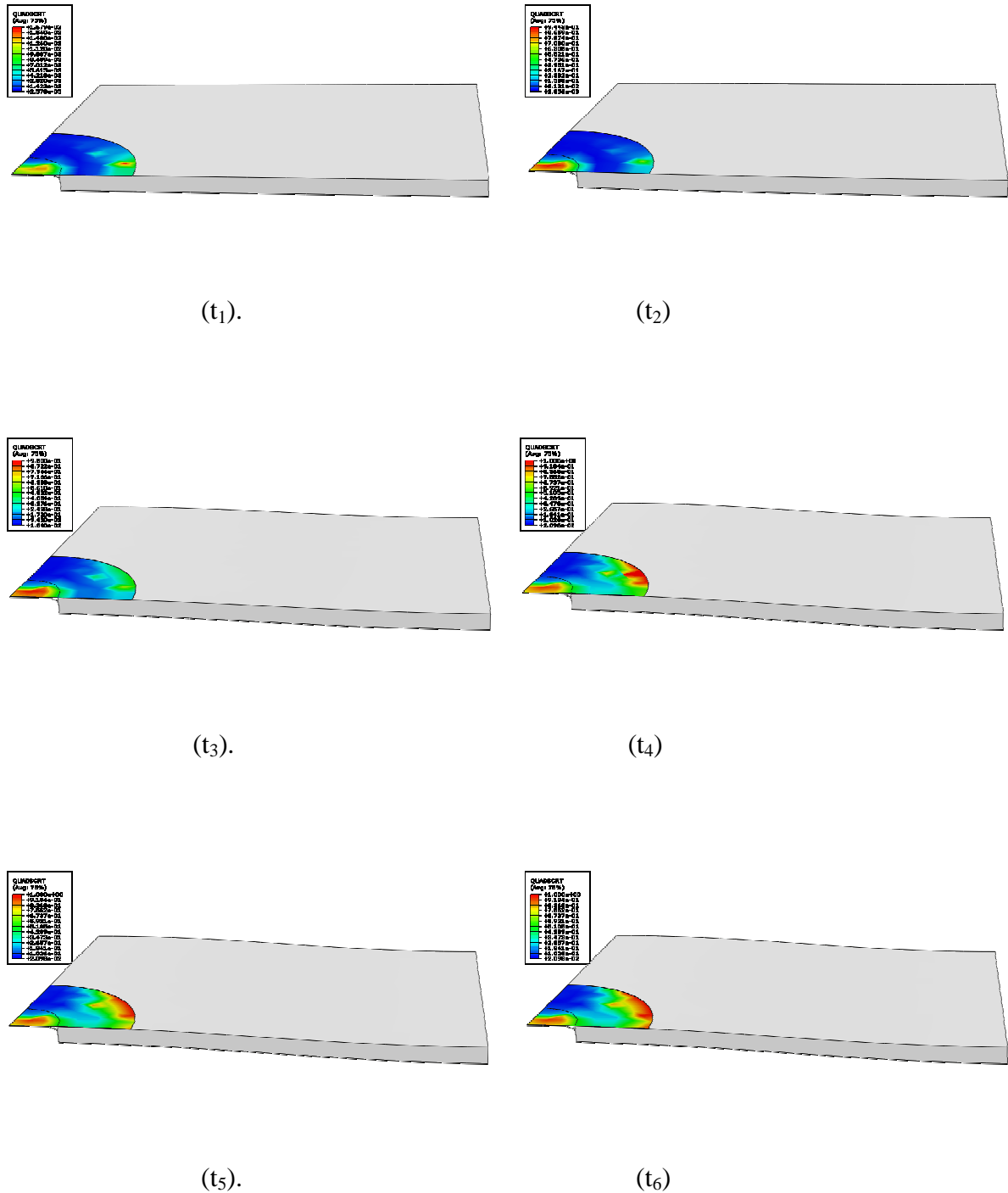


Figure 3.28 : Zone de l'initiation d'endommagement à l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D16R.

La figure 3.29 représente le contour de la zone de l'évolution d'endommagement à différents niveaux de chargement obtenu sur l'interface stratifié/patch. Ces zones d'endommagement donnent un contour d'endommagement réparti uniformément sur le bord libre du patch. Comme la charge augmente graduellement et s'étend jusqu'au déplacement imposé, le stratifié commence à se flamber à partir de t_3 au centre et se propage vers les cotés. De plus, la zone décollée et la forme déformée sont de même répartition quantitative que celle de l'expérimentale, ce qui suggère que des mécanismes importants ont été bien pris en charge.

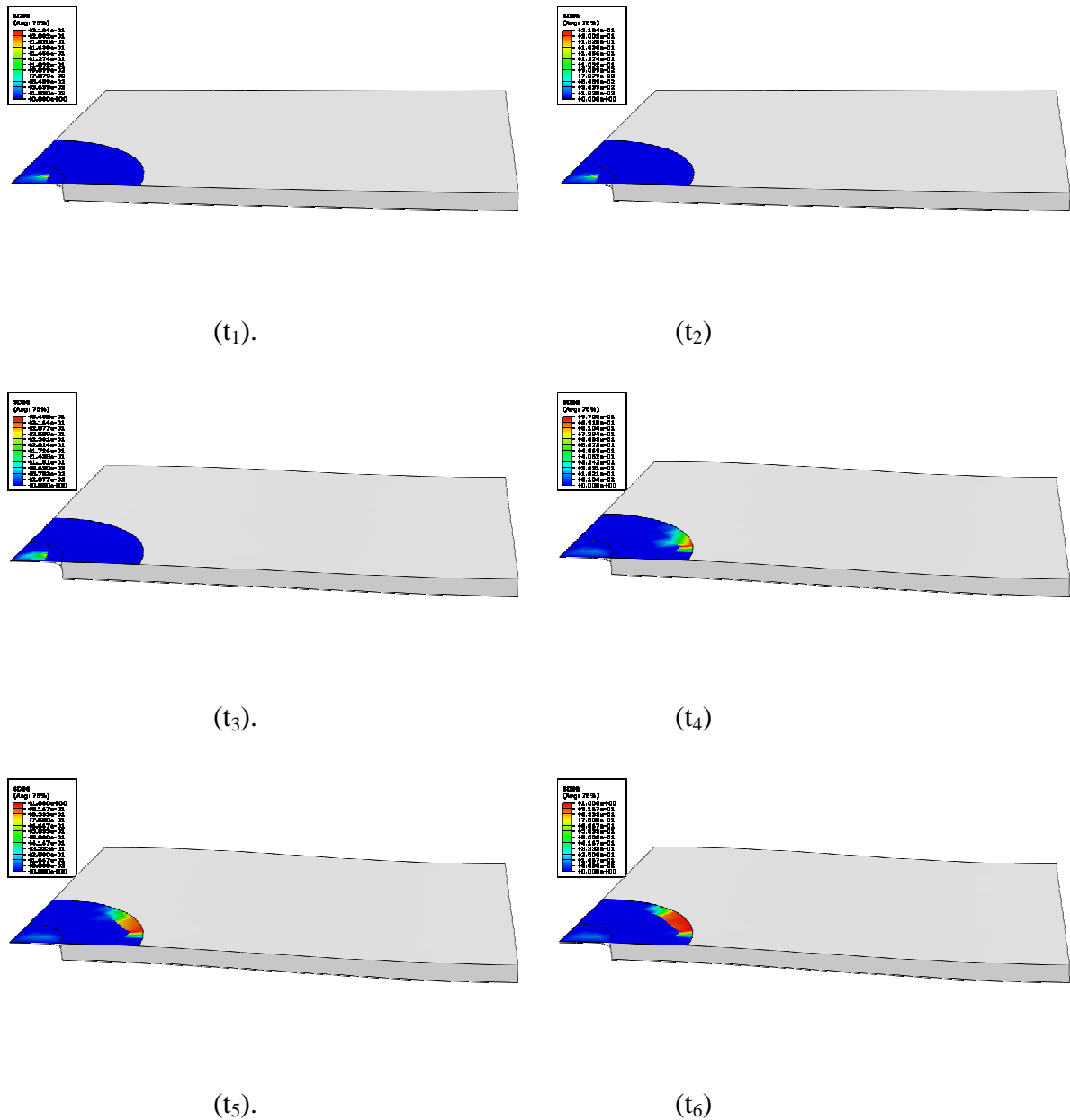


Figure 3.29 : Zone de l'évolution d'endommagement à l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D16R.

c. Stratifié C00D24R

La figure 3.30 représente la distribution des contraintes de Von-Mises à différents niveaux de chargement obtenue sur le stratifié C00D24R. Les simulations révèlent une forte concentration de contraintes qui se développent au centre du stratifié (voisinage du patch). Ces concentrations de contraintes sont liées à la présence du défaut sur le stratifié

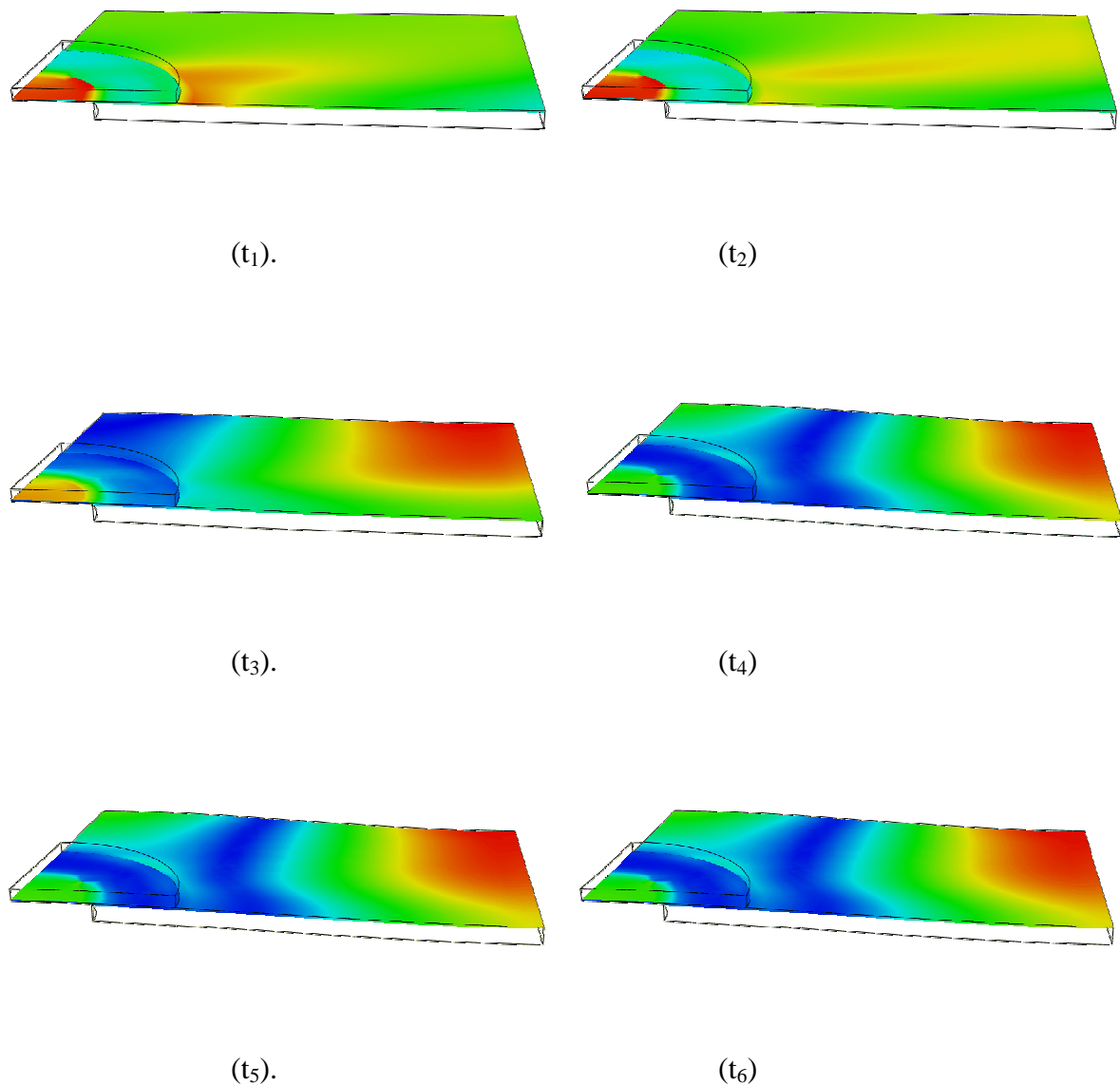


Figure 3.30 : Distribution des contraintes de Von-Mises prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D24R.

La figure 3.31 représente le contour de la zone d'initiation l'endommagement à différents niveaux de chargement obtenu sur l'interface stratifié/patch. La zone de concentration de contraintes est atteint l'état de saturation, cela a provoqué l'initiation de l'endommagement au bord libre du patch.

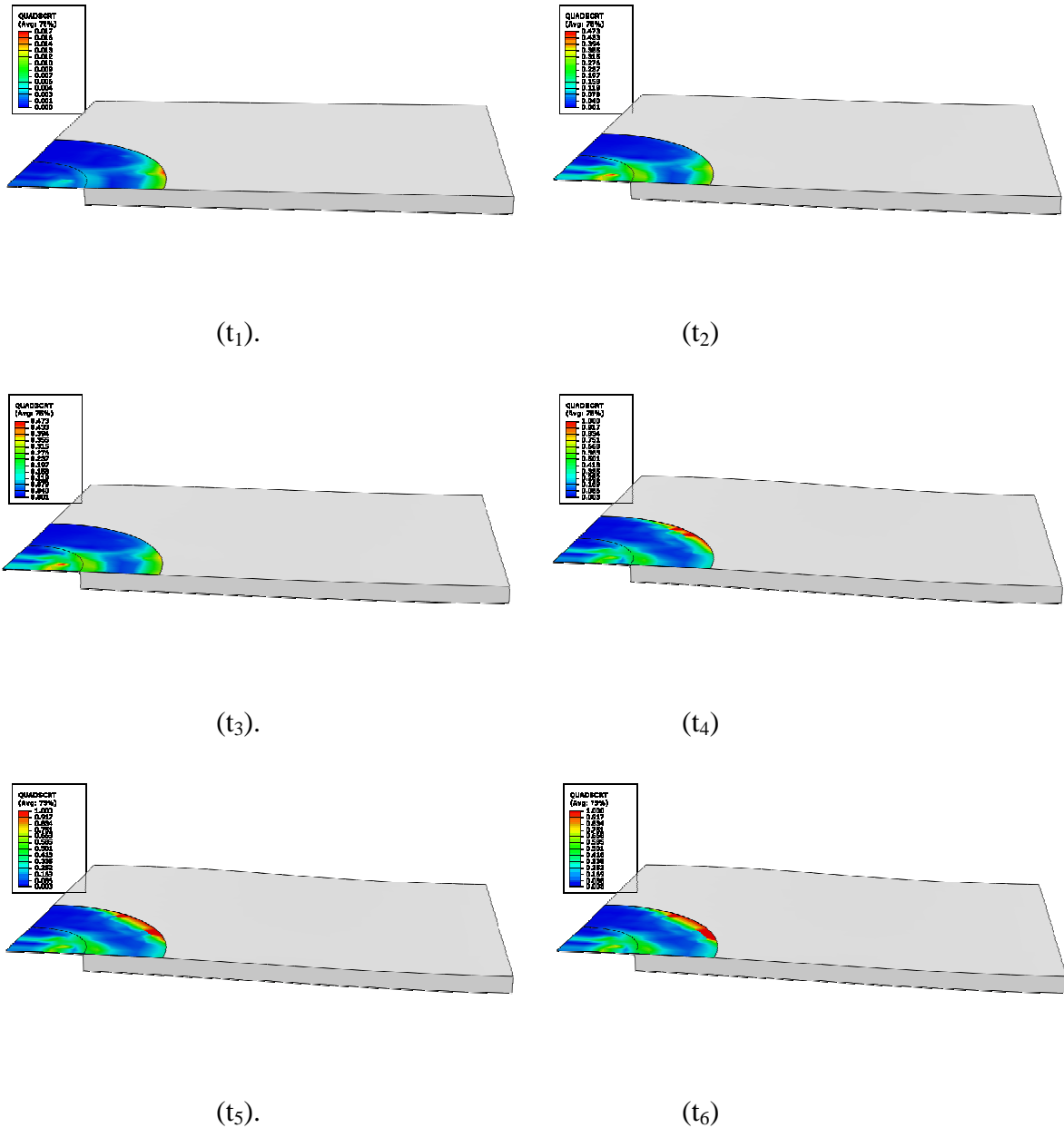


Figure 3.31 : Zone de l'initiation d'endommagement à l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D24R.

La figure 3.32 représente le contour de la zone de l'évolution d'endommagement à différents niveaux de chargement obtenu sur l'interface stratifié/patch. Ces zones d'endommagement donnent un contour d'endommagement réparti uniformément sur le bord libre du patch. Comme la charge augmente graduellement et s'étend jusqu'au déplacement imposé, le stratifié commence à se flamber à partir de t_3 au centre et se propage vers les cotés. De plus, la zone décollée et la forme déformée sont de même répartition quantitative que celle de l'expérimentale, ce qui suggère que des mécanismes importants ont été bien pris en charge.

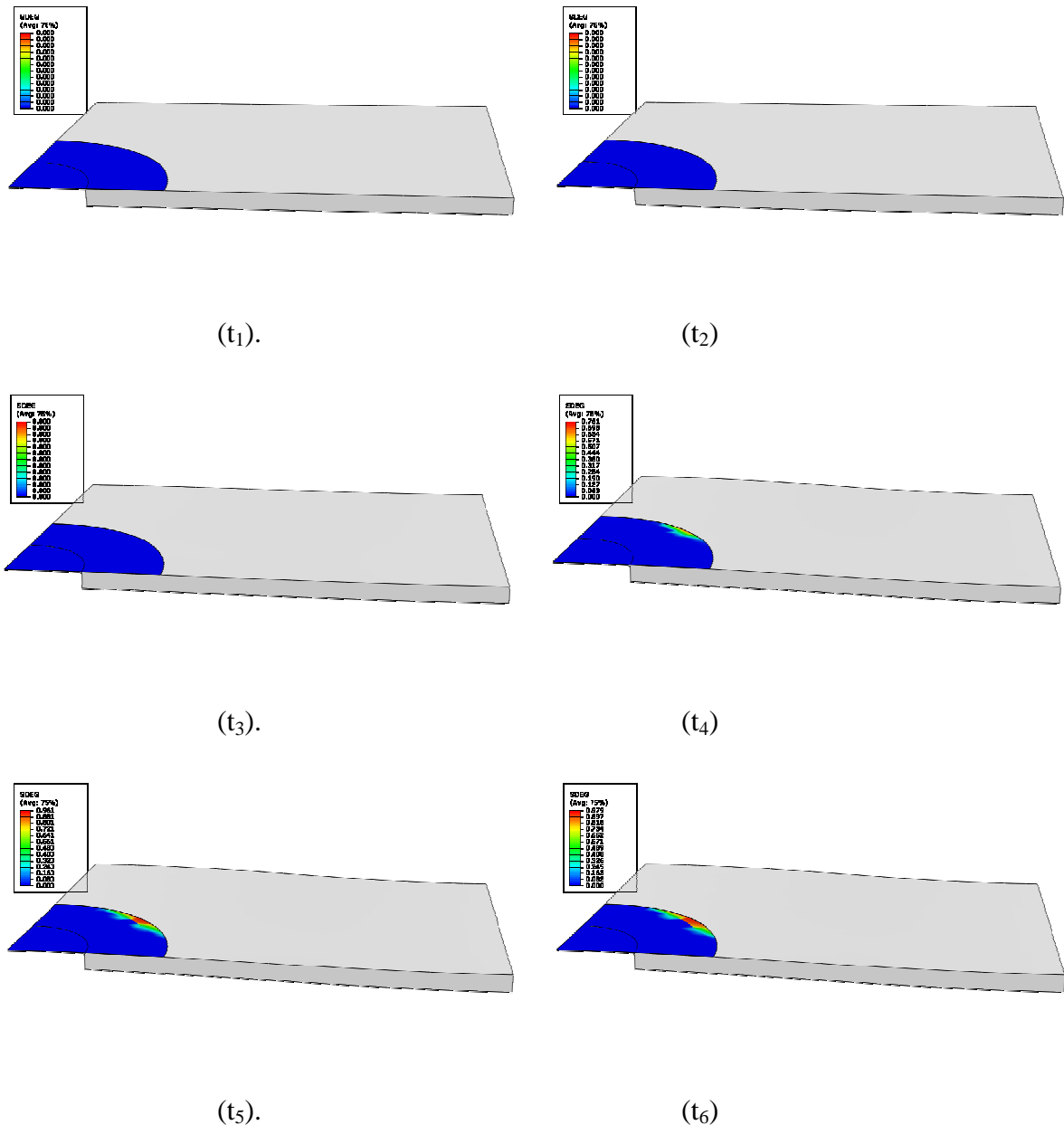


Figure 3.32 : Zone de l'évolution d'endommagement à l'interface stratifié/patch prédite par le modèle éléments finis, induite par le chargement de compression sur le stratifié C00D24R.

III.10 Conclusion

La première partie de ce chapitre est consacré à l'étude expérimentale du comportement des stratifiés troués réparés sous chargement de compression. Après réalisation des essais de compression sur les stratifiés CD8R, CD16R et CD24R, les résultats obtenus ont mis en évidence l'influence de la taille et de l'orientation des fibres sur la réponse mécanique et l'endommagement des stratifiés verre/époxy. Les résultats de la corrélation d'images et de la simulation numérique ont permis d'identifier avec précision l'initiation et l'évolution de l'endommagement à l'interface stratifié/patch. La procédure expérimentale de l'essai de compression sur les stratifiés CD8R, CD16R et CD24R a permis d'établir une cartographie sur la cinématique d'endommagement d'un stratifié réparé. Les essais ont permis de mettre en évidence une cinétique à trois phases d'endommagement :

- Une première phase linéaire est caractérisée par une augmentation très lente et constante de l'endommagement diffus.
- Une deuxième phase où il y a des décollements des patches, ce mode d'endommagement provoqué par le flambage local ou global des stratifiés.
- Une dernière phase qui est caractérisée par une croissance très rapide de la rupture entraînant ainsi la ruine totale du composite réparé. Cette dernière phase est difficile à mettre en évidence par les essais réalisés dans ce travail.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, un modèle méso-échelle a été développé pour simuler le flambage et l'endommagement inter-laminaire observé dans les stratifiés. Les résultats numériques obtenus sont proches de ceux de l'expérimental et le modèle peut reproduire les formes déformées axisymétrique et le délaminage du patch. Le modèle de zones cohésives a démontré leur capacité à reproduire les dommages complexes observés à l'interface stratifié/patch. Les simulations ont aidé à acquérir une meilleure compréhension des dommages complexes survenus à chaque niveau de chargement.

CONCLUSION GENERALE

Qualitativement, les résultats obtenus montrent que le code Abaqus/Standard est un outil de calcul permettant la prévision des différents phénomènes mis en jeu lors de la compression des plaques composites trouées réparées présentant un flambement localisé et un décollement du patch.

L'introduction des non-linéarités géométriques dans le calcul éléments finis est nécessaire à l'analyse du flambement et post-flambement, la prise en compte des non-linéarités physiques de type endommagement est essentiel à la prédiction de l'initiation de la macro-fissuration, elle-même responsable de l'évolution du décollement des patches. Il est apparu que ce dernier était sans influence notable sur le comportement globale des les stratifiés trouées réparés.

La modélisation numérique de ces essais à l'aide du logiciel Abaqus/standard, utilise les modèles de zones cohésives (MZC), qui sont considérés comme l'approche numérique la plus adaptée pour décrire l'initiation et la propagation du délaminage dans une structure en composite stratifié. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques permet, d'une part d'établir et de valider un modèle numérique fiable pour prévoir le comportement au délaminage du composite ; d'autre part, d'identifier l'influence de divers paramètres liés au modèle MZC sur la qualité de la simulation numérique. Il est démontré que le comportement au délaminage du composite ne peut pas être simulé correctement sans le modèle MZC. A partir de l'analyse des différents résultats, nous pouvons en déduire les principales conclusions suivantes :

- Quantitativement, la comparaison essais-calculs révèle a faible écart notamment en ce qui concerne les valeurs des charges critiques de flambement et de l'initiation de l'endommagement dans les stratifiés troués. Le calcul de la progression du délaminage du patch s'avère également satisfaisant. En particulier, la vitesse moyenne de propagation semble très correctement évaluée.
- La détermination expérimental précise des valeurs théoriques des charges critiques de flambement et d'initialisation de la macro-fissuration est un problème difficile : le phénomène réel de flambement est toujours entache d'une certaine imprécision résultant des imperfections inhérentes aux structures testées, alors que la macro-fissuration résulte de phénomènes microscopiques qui ne sauraient être décelés sans le

recours à des techniques particulières permettant de décrire l'état de la fissuration au sein des plis du composite.

- Les déformations latérales de premier ordre augmentent avec l'augmentation la tailles du défaut. La rigidité en flambage dominé diminué à un taux plus élevé que la rigidité à la compression des fibres dominé.
- Les zones plus critiques se situent au bord des extrémités verticales des patchs. Le décollement des patchs dans ces zones est le mécanisme responsable de l'endommagement prématuré.

Les essais réalisés ont concerné uniquement des sollicitations de compression. D'autres types de sollicitation notamment la fatigue, peuvent se révéler plus critiques encore vis-à-vis des critiques de flambement et de la propagation de l'endommagement.

Le flambage des matériaux composites demeure un problème très complexe qui nécessite d'établir des règles de dimensionnement appropriées. Les résultats présentés ont permis de mettre en évidence l'importance de la répartition des déformations dans la stratifié flambé, en particulier dans stratifié réparé. La réussite de la réparation par patchs repose sur une conception permettant mieux répartir les efforts tout en limitant l'apparition de concentrations de contrainte. La modélisation numérique constitue à ce titre un outil essentiel pour l'étude de solutions optimisées.

Annexes

Présentation du logiciel ABAQUS

1-Les Logiciels sur le marché :

Il faut savoir que les logiciels de conception et de calculs assistés par ordinateur sont très nombreux sur le marché. Les plus utilisés sont Nastran, Catia, ABAQUS et SolidWorks. Tous ces logiciels effectuent les mêmes tâches, c'est-à-dire qu'ils génèrent des structures, ses caractéristiques et celles du problème étudié (par exemple une table avec 8 pieds de différents longueurs en ligne et devant soutenir un charge de 2T en son centre), ensuite ils calculent le devenir de cette structure (déformations, ruptures.....) et enfin ils permettent de traiter ces résultats afin d'en sortir des données utilisables et exploitables.

La plupart des entreprises utilisent un assortiment de ces logiciels qui sont plus ou moins performants dans l'une ou l'autre de ces tâches, par exemple, dessiner avec Catia, calculer avec ABAQUS et faire du post traitement avec Nastran. Il vous sera donc certainement demandé dans le monde de l'entreprise une maîtrise de plusieurs de ces outils, d'où l'intérêt de commencer avec ABAQUS. Si vous voulez plus d'information sur les différents logiciels de CAO/DAO allez voir la référence [25].

Les caractéristiques du logiciel ABAQUS :

ABAQUS a été développé par Hibbit, Karlsson et Sorenesen (HKS) jusqu'à ce que l'entreprise soit rachetée par Dassault industries en octobre de l'année 2005.

ABAQUS est avant tout un logiciel de simulation par éléments finis de problèmes très variés en mécanique. Il est connu et répandu, en particulier pour ses traitements performants de problèmes non- linéaires.

Le cœur du logiciel est donc ce qu'on pourrait appeler son moteur de calcul. A partir d'un fichier de données qui décrit l'ensemble du problème mécanique, le logiciel analyse les données, effectue les simulations demandées et fournit les résultats dans un fichier.odt.

Deux tâches restent à accomplir : générer le fichier de données (cela s'appelle aussi effectuer les prétraitements), et exploiter les résultats contenus dans le fichier. Odt. (Ou post traitement). La structure du fichier de données peut se révéler rapidement complexe : elle doit contenir toutes les définitions géométriques, les descriptions des maillages, des matériaux, des chargements, etc....., suivant une syntaxe précise. Il faut savoir que le pré traitement et le post traitement peuvent être effectués par d'autre logiciel. ABAQUS propose le module ABAQUS CAE, interface graphique qui permet de gérer l'ensemble des opérations liées à la modélisation :

- La génération du fichier de données
- Le lancement du calcul proprement dit

- L'exploitation des resultats

Bases de l'interface d'ABAQUS :

Organisation de l'interface :

On retrouve dans l'interface les éléments essentiels suivants :

- La fenêtre d'affichage graphique
- Une première barre de menus en haut : ces menus sont relatifs au mode dans lequel on se trouve. Une deuxième barre de menus déroulant permettant d'accéder au autres modules, ou de sélectionner le modèle ou la pièce sur la quel on souhaite travailler.
- On dispose a gauche d'une colonne d'icônes permettant d'accéder aux outils disponibles a l'intérieur du module dans lequel on se trouve.

Présentation du logiciel ABAQUS CAE :

Les modules ABAQUS CAE est divise en unîtes fonctionnelles appelés modules. Chaque module contient les outils qui sont propres a une partie de la tache de modélisation

- **Le module PART :**

Le module part permet de créer tous les objets géométriques nécessaires a notre problème, soit en les dessinant dans ABAQUS CAE, soit en les important d'un autre logiciel de dessin.

- **Le module PROPERTY :**

Le module property permet, comme son nom l'indique de définir tous les propriétés de la pièce dessinée dans le module part.

- **Le module ASSEMBLY :**

Ce module permet d'assembler les différents objets géométrique crees dans un même repère de coordonnées global. Un model ABAQUS contient un seul assemblage.

- **Le module STEP :**

Ce module permet de définir toutes les étapes et les requêtes pour le poste traitement, c'est-à-dire le moment (temps) a partir duquel une force est appliqué et jusqu'à quand, il est aussi possible de créer des forces ou des conditions limites qui s'activent a des moment donnes.

- **Le module INTERACTION :**

Grace a ce module, il est possible de spécifier toutes le interactions entre les différentes parties et régions du modèle, qu'elle soient mécaniques, thermiques ou autre. Il faut savoir qu'ABAQUS ne prend en compte que les interactions explicitement définies, la proximité géométrique n'étant pas suffisante.

- **Le module LOAD :**

Le module load permet de spécifier tous les chargements, condition les limites et champs. Il faut savoir que les chargements et les conditions au limites sont dépendants des steps, par exemple une force est appliquée au step 1 mais inactive au step 2.

- **Le module MESH :**

Ce module contient tous les outils nécessaires pour générer un maillage élément fini sur un assemblage.

- **Le module JOB :**

Une fois que toutes les taches de définition de modèle on été réalisées, il faut utiliser le modèle job pour analyser ce modèle. ABAQUS va alors réaliser tous les calculs nécessaires et en tirer des résultats.

- **Le module VISUALIZATION :**

Ce module permet de visualiser le modèle et les résultats, les courbes des charges, les déformations.....

- Le module SKETCH :

- Ce module permet de créer des formes bidimensionnelles qui ne sont pas associées à un objet. Il peut être utilisé pour des extrusions par exemple.

L'arbre du modèle :

L'arbre donne une description visuelle de la hiérarchie des objets du modèle. Tous les objets sont indiqués par des petites icônes avec en parenthèses le nombre de ces objets. L'ordre de l'arbre reflète l'ordre classique d'élaboration du modèle. A partir de cet arbre il est possible de retrouver la plupart des fonctionnalités de la barre de menu principale. Par exemple, double cliquer sur part permet de créer une nouvelle pièce comme sélectionner Part-Create dans la barre de menu.

Corrélation d'image

1. Introduction

La technique de corrélation d'images numériques (DIC) repose sur une série d'images numériques pour obtenir les champs de déplacement et de déformation sur la surface d'un spécimen. Les images enregistrées sont prises lorsque le spécimen se déforme sous la

sollicitation mécanique. Cette annexe présente la démarche suivie sur MATLAB pour corrélérer les images enregistrées pendant l'essai d'impact à faible impact. Une fois les images sont corrélérées, ils peuvent être transmis sur un algorithme de DIC pour obtenir les variables cinématiques souhaitées (déplacements, déformations).

2. Soubrouines du code de la corrélation d'images

```
automate_image_GUI_compatible.m
average_box.m
average_image.m
average_line_GUI_compatible.m
calc_derivatives_GUI_compatible.m
calc_disp.m
calc_disp_reduced.m
calc_strains_GUI_compatible.m
calc_strains_loop.m
compute_data_GUI.m
correlate_images_GUI.m
cpcorr_mod.m
data_avg_GUI_compatible.m
deformed_grid.m
delete_data_GUI.m
delete_grid_boundaries.m
delete_noncorrelated_data.m
dispgrad_avg_GUI.m
dispgrad_line_scan_GUI.m
dispgrad_patch_contour_GUI.m
disp_avg_GUI.m
disp_line_scan_GUI.m
disp_patch_contour_GUI.m
FEM_strains_setup_GUI_compatible.m
findpeak.m
freezeColors.m
Gauss_Quad.m
get_matlab_version.m
grid_correlation.m
grid_DU_Gauss_avg_close_pts.m
grid_DU_Gauss_avg_close_pts_center.m
grid_DU_matrix_form.m
grid_generator_GUI_compatible_3.m
grid_reduced_setup_fun.m
grid_setup_fun.m
image_setup_GUI.m
line_scan_GUI_compatible.m
load_computed_data.m
load_correlation_data_GUI_compatible.m
menu_mod.m
merge_points.m
movie_GUI.m
normal_distribution.m
pad_disp_setup.m
pad_disp_V1.m
pad_disp_V2.m
```

```

ParforProgress2.m
ParforProgressConsole2.m
ParforProgressStarter2.m
ParforProgressStressTest2.m
patch_contour_GUI_compatible.m
patch_contour_GUI_compatible_improved.m
patch_contour_movie.m
patch_contour_movie_preview_improved.m
pool_size.m
print_error_red.m
Shape_Funct_LH.m
smooth_disp.m
smooth_moving_average_V1.m
smooth_moving_average_V2.m
strain_avg_Gauss_close_pts_center.m
strain_elem.m
vector_field_GUI.fig
vector_field_GUI.m
vector_field_GUI_compatible.m
visualize_data_GUI.m

```

3. Les étapes de réalisation de la corrélation d'images sous MATLAB

Nous résumons ici l'ensemble des étapes qui constituent la chaîne du programme, qui permettent la corrélation des images. Certaines de ces étapes peuvent être simplifiées ou négligées.

a. Acquisition des données-prétraitement

L'acquisition des données est en général facile, il faut juste que les images respectent un certain nombre de contraintes :

- Bonne qualité d'images,
- Un intervalle constant de temps entre les images,
- Ordre de croissance de la déformation, de l'image de référence jusqu'à la forme déformée finale de l'éprouvette.

La fonction «image_setup_GUI» permet de faire une analyse simple et rapide sur les images et de vérifier le format et la désignation des images. La fonction lit par défaut le format PNG, l'utilisateur peut attribuer d'autres formats comme JPG, JPEG, ...etc.



format des images « JPG »

Après l'exécution, La fonction nous donne une liste d'images traitées sous un format « JPG »

, et MATLAB génère les résultats suivants :

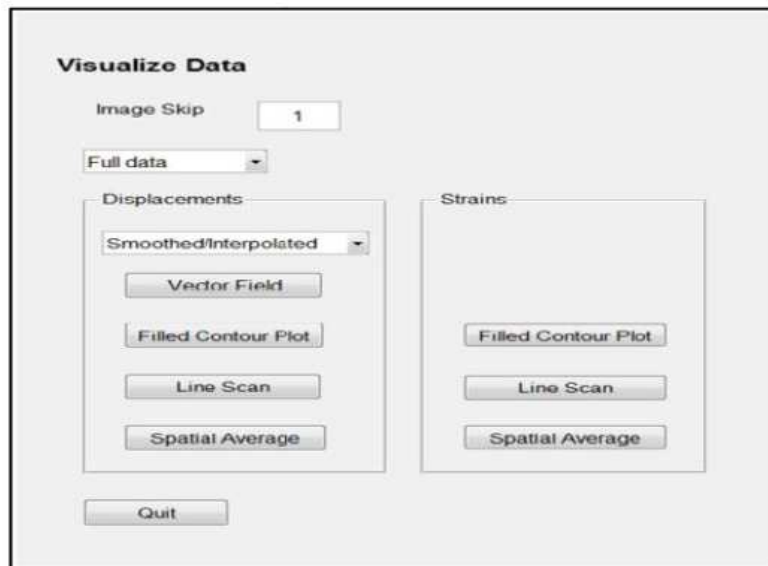
Extension : « JPG »
Le nombre total d'images : 10
Le nombre d'images corrélées : 1
Le saut d'images : 1

b. Corrélation des images

La fonction «correlate_images_GUI» permet de corrélérer les images. Dans un premier temps, on va ouvrir la première image de référence et on trace une grille qui forme les sous-pixels. Une boîte de dialogue s'ouvre et vous demande si vous voulez continuer avec cette grille ou annuler. Si vous appuyez sur continuer. Le programme va traiter les images, cette étape a besoin de temps puisque toutes les images doivent être traitées avec une grille raffinée.

c. Analyse des déplacements et déformations –post-traitement

Le poste-traitement est la dernière étape la plus intéressante, La fonction «visualize_data_GUI» permet de visualiser les résultats en termes de vecteurs et champ de déplacement et champ de déformation. Les fonctions de déplacement sont des petites fonctions qui vous permettent de voir le champ de déplacement et de voir aussi si les images sont bien corrélées. Une nouvelle fenêtre apparaît qui vous permet de choisir entre les différentes options



Les options disponibles pour visualiser les résultats de la corrélation

References bibliographiques:

- [01] Jean-Marie Berthelot, 2010, « Mécanique des matériaux et structures composites », Institut supérieur et Mécaniques Avancées, le Mans France.
- [02] Danièle. Gay, « Matériaux composites », HERMES ,4eme édition 1997.
- [03] L. Gunnink, B.Vogelesang, J.Schijve, Application of a new hybrid material (ARALL) in aircraft structures, in: proceeding of the 13th Congress of the international Council of the Aeronautical Science (ICAS), Washington, 1982, pp.990-1000.
- [04] G.Framezelle, F.Lepiller, «contrôle non destructif de structures composites pour l'aéronautique »
- [05] Jean Marie Berthelot, « matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures » 4eme édition, TEC & DOC 2005.
- [06] RM. Jones, Mechanics of composite materials. 2nd ed: Taylor & Francis; 1999.
- [07] JK. Kim, ML. Sham. Impact and delamination failure of woven-fabric composites.
- [08] W. Cantwell, J. Morton, The impact resistance of composite materials – a review. COMPOSITES. 1991;22:347 - 62.
- [09] G. Reyes, U. Sharma, Modeling and damage repair of woven thermoplastic composites subjected to low velocity impact. Composite Structures. 2010;92(2):523-31.
- [10] Sutcliffe MPF, al, Moderate speed impact damage to 2D-braided glass–carbon composites. Composite Structures. 2012;94(5): 1781-92
- [11] NK. Naik, Y. Chandra Sekher, S. Meduri, Damage in woven-fabric composites subjected to low-velocity impact. Composites Science and Technology. 2000;60(5):731-44.
- [12] RC. Juvinall, KM. Marshek, Fundamentals of machine component design. International Student Version ed: John Wiley & Sons; 2012.
- [13] S. Abrate, Impact engineering of composite structures: Springer; 2011.
- [14] R. Olsson Mass criterion for wave controlled impact response of composite plates. Composites Part A. 2000; 31:879-87.
- [15] W. Cantwell, J. Morton, The impact resistance of composite materials – a review. COMPOSITES. 1991;22:347 - 62.
- [16] D. Gross, T. Seelig, Fracture mechanics: with an introduction to micromechanics: Springer Verlag; 2006.
- [17] R. Talreja, Multi-scale modeling in damage mechanics of composite materials. Journal of Materials Science. 2006;41(20):6800-12.
- [18] S. Daggumati, al, Local damage in a 5-harness satin weave composite under static tension: Part II Meso-FE modelling. Composites Science and Technology.

2010;70(13):1934-41.

[19] JM. Berthelot, JF. Corre, A model for transverse cracking and delamination in crossply laminates. *Composites Science and Technology*. 2000;60(7):1055-66.

[20] A. Parvizi, JE. Bailey, On multiple transverse cracking in glass fibre epoxy cross-ply laminates. *Journal of Materials Science*. 1978;13(10):2131-6.

[21] VV. Silberschmidt, Effect of micro-randomness on macroscopic properties and fracture of laminates. *Journal of Materials Science*. 2006;41(20):6768-76.

[22] M. Kashtalyan, C. Soutis. Analysis of composite laminates with intra- and interlaminar damage. *Progress in Aerospace Sciences*. 2005;41(2):152-73.

[23] C. Soutis. Analytical and numerical modelling. Finite element modelling of composite materials and structures: Woodhead Pub Ltd; 2000.

[24] N. De Carvalho, S. Pinho S, P. Robinson, An experimental study of failure initiation and propagation in 2D woven composites under compression. *Composites Science and Technology*. 2011;71(10):1316-25.