

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUES ET POPULAIRE

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE



UNIVERSITÉ MOULOUD MAMMERRI DE TIZI-OUZOU

FACULTÉ DU GÉNIE DE LA CONSTRUCTION  
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MECANIQUE



# Mémoire de Master

Spécialité : Génie mécanique

Option : Comportement et mise en forme des matériaux

Présenté par : Mademoiselle NAILI Ferroudja

## Thème :

*Étude du comportement de l'endommagement d'un composite sous chargement d'impact en utilisant la technique corrélation d'images (DIC)*

*Devant le jury composé de :*

M<sup>R</sup> OULD OUALI Mohand

M<sup>R</sup> TIACHACHT Samir

M<sup>R</sup> AMZIANI Ahcene

M<sup>R</sup> MOKHTARI Ahcene

M<sup>R</sup> BEHTANI Ammar

**Président.**

**Examineur.**

**Examineur.**

**Co-promoteur.**

**Promoteur.**

*Soutenu le : 30/09/2015*

*Promotion 2015*

## **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 a mes encadreurs M<sup>r</sup>  
A.BEHTANI et M<sup>r</sup> A.MOKHTARI pour tout ce qu'ils m'ont apportés  
comme aide, 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 dédie ce Modest travail a :**

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

**....**

**Mes frères et Mes sœurs**

**Et à la mémoire de mon frère Ali**

**Mes chers amis(e)**

**Tous ce qui m'aiment et que j'aime et je respect.**

*Chapitre I Etude bibliographique sur les matériaux composites*

<b>Introduction générale :</b> .....	1
<b>I. Introduction :</b> .....	4
<b>II. Les renforts :</b> .....	5
1. <b>Fibres de verre :</b> .....	7
2. <b>Fibres de carbone :</b> .....	8
3. <b>Fibres d'aramide :</b> .....	8
4. <b>Fibres céramique :</b> .....	9
<b>III. Matrices :</b> .....	9
1. <b>Résines thermodurcissables (TD) :</b> .....	10
2. <b>Résines thermoplastiques (TP) :</b> .....	11
<b>IV. Additifs :</b> .....	11
<b>V. L'interphase :</b> .....	11
<b>VI. Elaboration et mise en forme :</b> .....	11
1. <b>Le moulage au contact :</b> .....	12
2. <b>Le moulage poinçon matrice :</b> .....	12
3. <b>Le moulage sous vide :</b> .....	13
4. <b>Moulage par injection de résine :</b> .....	13
<b>VII. Structures composites stratifiées :</b> .....	14
1. <b>Code de représentation d'un stratifier :</b> .....	15
2. <b>Plan moyen :</b> .....	16
3. <b>Stratifiés symétriques :</b> .....	16
4. <b>Stratifiés séquences :</b> .....	17
5. <b>Stratifiés hybrides :</b> .....	17
<b>VIII. Différents types de matériaux :</b> .....	18
1. <b>Matériaux anisotropes :</b> .....	18
2. <b>Matériaux monocliniques :</b> .....	18
3. <b>Matériaux orthotropes :</b> .....	18
4. <b>Matériaux isotropes :</b> .....	19
<b>IX. Comportement mécanique d'un composite unidirectionnel :</b> .....	20
1. <b>Loi de Hooke pour un composite unidirectionnel :</b> .....	21
2. <b>Détermination du module d'élasticité longitudinal :</b> .....	23

---

3. Détermination du module de Young Transversal :	24
5. Détermination du coefficient de Poisson longitudinal :	25
6. Détermination du module de cisaillement longitudinal :	25
X. Comportement élastique d'un matériau composite orthotrope :	26
XI. Conclusion :	29

*Chapitre II endommagement des matériaux composites et la méthode de DIC*

I. Introduction :	30
II. Endommagement des composites renforcés de tissus :	30
1. Comportement mécanique des composites renforcés de tissus :	30
2. Comportement dynamique des composites tissés :	32
A. Impact à faible vitesse :	33
a. Test d'impact :	34
b. tests d'impact de chute de poids :	34
c. les essais d'impact Charpy :	35
d. Essai d'impact Izod :	35
III. Endommagement des stratifiés composites :	36
IV. Mécanismes d'endommagement dans les composites stratifiés tissés :	37
1. Fissuration de la matrice :	38
2. Décollements fibre-matrice :	39
3. Délaminage Inter-laminaire et Intra-laminaire :	40
4. Rupture des fibres :	41
5. kink-band :	42
V. Techniques de corrélation d'images :	43
1. Méthodes de mesure de champs et identification :	43
A. Méthodes locales :	44
B. Méthodes globales :	45
2. Approche classique de la corrélation d'images :	45
3. Principe de mesure de déplacement et de déformation par corrélation d'images :	46
4. Différentes mesures de déformations :	49
A. Déformation infinitésimales :	49
B. Cinématique en grande déformations :	50

---

<b>VI. Conclusion :</b> .....	52
-------------------------------	----

*Chapitre III*

<b>I. Introduction :</b> .....	54
<b>II. Préparation des stratifiés (verre/epoxy) :</b> .....	55
<b>III. Test de flexion quasi-statique :</b> .....	55
<b>IV. système mécanique de chargement :</b> .....	59
<b>1. Géométrie des éprouvettes :</b> .....	60
<b>2. Le système d'acquisition de DIC:</b> .....	61
<b>3. Création du mouchetis :</b> .....	62
<b>4. Le calibrage de la caméra :</b> .....	64
<b>5. Essais de flexion :</b> .....	64
<b>A. Approche pratique :</b> .....	64
<b>V. Résultats et discussion des tests d'impact :</b> .....	64
<b>1. Comportement des éprouvettes stratifiés avec et sans entaille :</b> .....	64
<b>2. Mécanisme d'endommagement des composites (verre/epoxy) :</b> .....	67
<b>VI. Résultats et discussion obtenus DIC (mesure 2D) :</b> .....	69
<b>VII. Conclusion :</b> .....	80
<b>Conclusions et perspectives :</b> .....	82

## **Introduction générale :**

Les matériaux composites trouvent de nombreuses applications dans l'aéronautique, les composants médicaux et la construction automobile en raison de leurs meilleures résistances spécifiques, une excellente résistance au choc et à la fatigue, une bonne tenue à la corrosion ainsi qu'une faible conductivité thermique. Il y a plus de cinquante ans, des recherches avancées sur la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique des composites ont permis de développer des outils et des méthodologies de la tolérance aux dommages dans diverses applications. Les composites à renfort en tissu de fibre 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 de la rupture transversale. Ces propriétés ont attiré les industriels du sport qui les ont intégrées dans la conception de leurs produits, tels que les chaussures de ski et de tennis et les cannes à pêche. Ces composites sous l'impact, peuvent être modélisés comme des composants soumis à des régimes de chargement avec des moments de flexion importants. Ces charges quasi-statiques et dynamiques génèrent des contraintes locales élevées entraînant des dommages en raison de modes d'endommagement complexes des composites stratifiés fortement hétérogènes et anisotropes. 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 des articles de sport avec le temps. Cependant, la conception des produits de sport nécessite généralement un bon état d'impact (absorption d'énergie) et le contrôle de rigidité et de masse qui sont similaires à ceux des structures aérospatiales. En outre, en raison de la microstructure hétérogène, ces événements sont également caractérisés par de multiples modes d'endommagement.

Le chargement quasi-statique et dynamique des composites stratifiés génère des mécanismes d'endommagement complexes, tels que la fissuration de la matrice, les décollements fibres/matrice, le délaminage et la rupture des tissus de fibres. Bien que l'endommagement dans les stratifiés composites a été étudié en profondeur depuis les dernières décennies, un accent particulier est mis sur le cas de stratifiés unidirectionnels sous charges de traction uniaxiale. Par conséquent, la recherche sur l'initiation, la progression et l'interaction des différents modes d'endommagement dans des stratifiés tissés soumis à une grande déformation de flexion est limitée. En outre, le comportement des composites tissés dans des conditions transversales de chargement dynamique n'a pas encore été pleinement exploité. Par conséquent, un autre travail de recherche est nécessaire pour étudier et analyser ces modes de défaillance en vertu de grande déviation de charges de flexion quasi-statiques et dynamiques résultant de conceptions plus rationnelles, optimisées et durables.

Ainsi, la motivation de cette étude est de comprendre, de quantifier le comportement mécanique et d'analyser les mécanismes d'endommagement dans les composites tissés de fibres de verre dans des conditions de flexion ; en utilisant la caractérisation expérimentale et la technique de corrélation d'images.

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.

L'objectif principal de ce travail est d'étudier l'utilisation de la technique de corrélation d'images numériques (*Digital Image Correlation DIC*) pour évaluer la déformation dans (un le plan) dans des conditions de chargement dynamique à faible vitesse. En général, les stratifiés composites présentent relativement de faibles déformations (inférieur à 5%) à la rupture et par conséquent l'application de la technique de corrélation est difficile en vue d'obtenir des résultats d'une bonne précision. Les prévisions de la méthode DIC est discutée au travers des résultats expérimentaux et de l'évaluation des champs de déformation dans les stratifiés. L'endommagement des matériaux composites est traité dans le cas de composites à matrice époxy renforcée par des fibres de verre, pour lesquels nous avons étudié l'effet du défaut sur le comportement et l'endommagement ainsi que leurs propriétés en relation avec l'évolution de leur macrostructure.

Tout au long de ce mémoire, nous avons essayé de clarifier les multiples paramètres dans le but d'apporter des réponses très précises au fonctionnement et à l'application de la méthode de corrélation d'images (DIC). Pour cela, le manuscrit s'articule autour de trois parties :

Au premier chapitre ; nous présentons les principaux types de matériaux composites. Par la suite ; nous rappelons la forme particulière de la matrice d'élasticité en relation avec les différents

types de symétrie des matériaux composites usuels. Enfin, nous montrons les différentes approches utilisées dans la modélisation de ces matériaux.

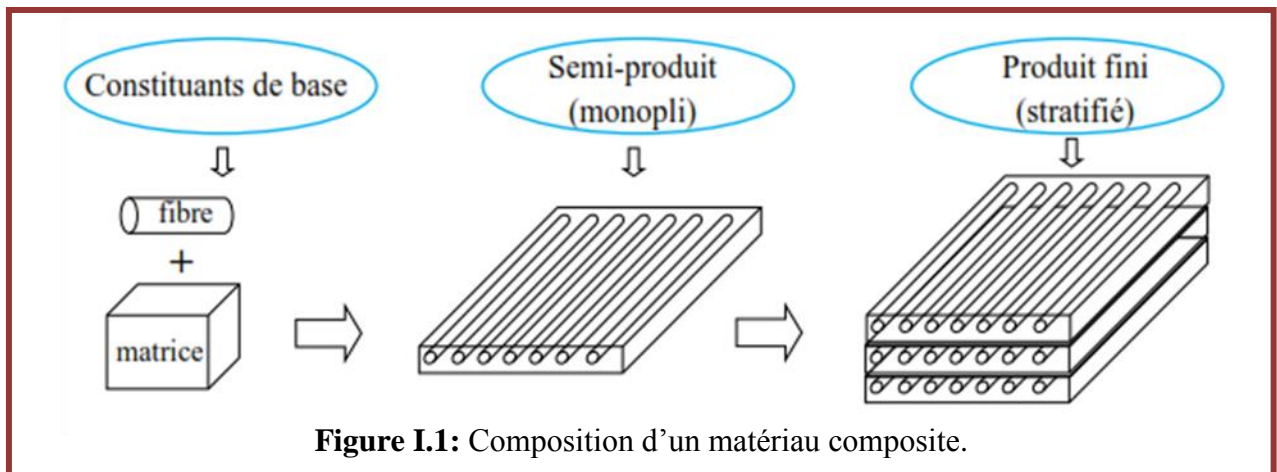
Le deuxième chapitre commence par une présentation du comportement des composites renforcés de tissus selon divers scénarios d'impact. Les paramètres qui induisent à l'endommagement de ces composites stratifiés après l'impact ont été donnés en détails, y compris la géométrie, les constituants, l'empilement des couches, les conditions de chargement, l'histoire de la charge et les modes d'endommagement. Le scénario d'endommagement devient plus compliqué quand il y a interaction entre les mécanismes individuels. Il a été présenté que la formation kink-band et la fissuration de la matrice sont les mécanismes prédominants dans la propagation d'endommagement sous chargement d'impact. Le chapitre s'achève par une présentation de la méthode de corrélation d'images utilisée dans la caractérisation et la détermination des champs de déformation des composites.

Le chapitre trois apporte la réponse à notre problématique. En effet, la technique de corrélation d'images appliquée au calcul des champs de déplacement et de déformation est proposée. Nous détaillons la manière dont cette méthode est appliquée et les précautions à prendre lors de son utilisation. Nous décrivons la procédure de corrélation en allant de l'acquisition des images jusqu'à l'obtention d'un champ de déplacement en passant par la définition des fenêtres de corrélation et des paramètres de calculs. Et enfin, nous verrons deux exemples d'application ; permettant de tester la validité de la solution sur des cas d'impact à faible vitesse afin de caractériser le comportement. La deuxième partie décrit le comportement et l'interaction des différents modes d'endommagement observés dans les stratifiés (verre/époxy) lors des essais de flexion. Les résultats de la technique de corrélation d'images sont validés par l'expérimental.

Enfin, ce mémoire se termine par une conclusion générale ainsi que des perspectives pour le futur qui comportent des suggestions et des recommandations.

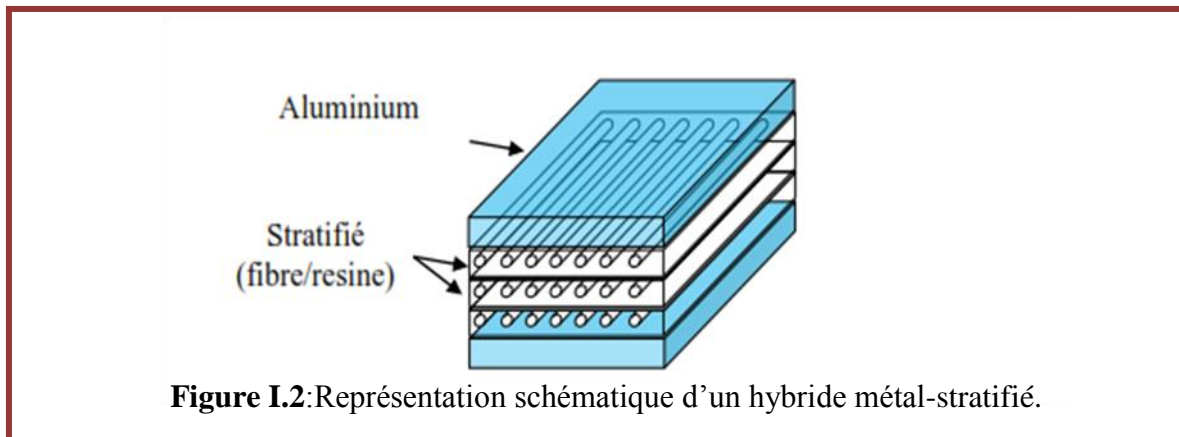
## I. Introduction :

Un matériau composite peut être défini d'une manière générale comme l'assemblage d'au moins de deux matériaux non miscibles (généralement : matrice, fibre, charge), l'assemblage final ayant des propriétés notamment mécaniques plus importantes que les matériaux seuls ne comportent pas. On appelle donc un matériau composite une organisation des fibres continues ou non d'un matériau résistant (renfort), qui sont noyées dans une matrice dont la résistance mécanique est beaucoup plus faible, et qui conserve les dispositions géométriques des fibres et leur transmet les sollicitations et les agressions externes auxquelles la pièce est soumise.



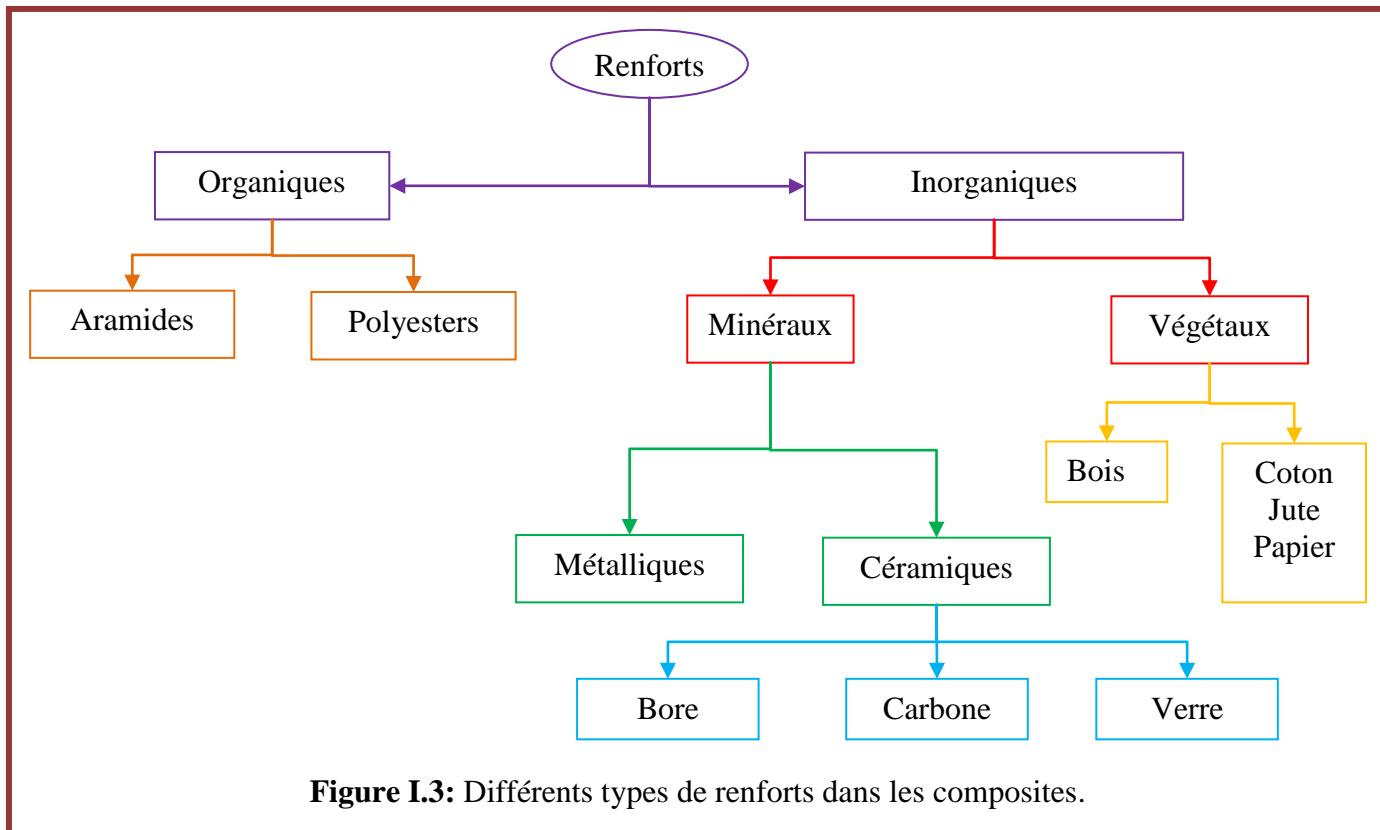
**Figure I.1:** Composition d'un matériau composite.

Les composites sont des matériaux hétérogènes par nature puisque ses constituants sont non miscibles. En outre, les constituants du composite ne sont plus à l'échelle microscopique mais ils sont à échelle mésoscopique. Les constituants les plus connus c'est les fibres et résines, qui sont des matériaux les plus prometteurs pour de futures applications aéronautiques vu leurs propriétés spéciales telles que résistance spécifique élevée et une bonne résistance à la fatigue. Cependant, par rapport aux alliages d'aluminium qui sont extrêmement utilisés dans l'industrie aérospatiale, ces composites présentent certains inconvénients, telle que la sensibilité aux chocs et subissent des dégradations (humidité...). Dans le but de maximiser les avantages de ces composites et de minimiser leurs inconvénients, un nouveau concept de stratifié hybride a été proposé au début des années 1980 [1], [2] et [3]. Ce stratifié hybride est composé d'un stratifié renforcé de fibres et feuilles en aluminium, comme le montre la (figure I.2).



## II. Les renforts :

Les renforts se présentent généralement sous forme fibreuse ou filamenteuses, ce qui assure la résistance mécanique et empêche la rupture catastrophique de la structure. Les renforts fournissent aux composites leurs propriétés mécaniques: dureté, rigidité et résistance à la rupture. Les matériaux en forme fibreuse sont plus résistants à la rupture qu'en forme massive, cela est dû à la taille des défauts dans le matériau qui est limitée par le diamètre faible [4] et si leur diamètre est important leur résistance à la rupture diminue [1]. Les renforts les plus souvent rencontrés dans les composites sont représentés dans la figure ci-dessous.

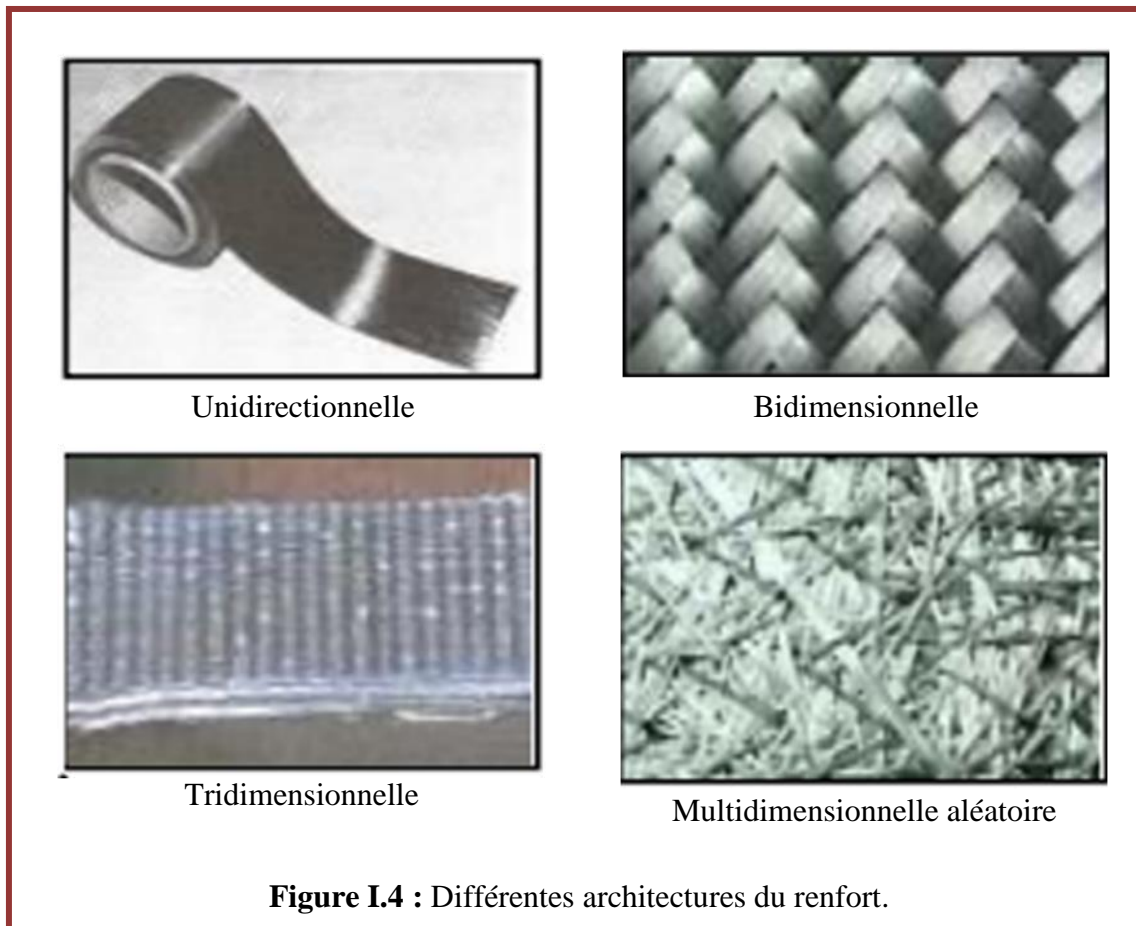


On les commercialise essentiellement sous forme de :

- Fibres fortes: quelque centimètre ou fractions de millimètres, ce sont les feutres, les mats et les fibres courtes injectées utilisés en moulage.
- Fibres longue: coupées au moment de la fabrication du matériau composite utilisées telles quelles ou bien tissées.

Il existe plusieurs architectures de ces renforts, parmi elles (figure I.4):

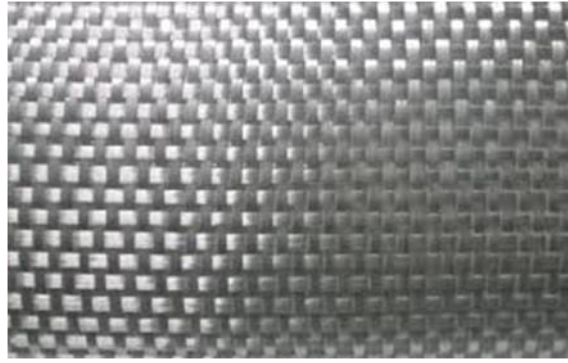
- Les renforts unidirectionnels (nappes ou roving).
- Les renforts bidirectionnels non texturée (matelas appelé mat) ou les renforts texturés (tissus ou complexes 2D).
- Les renforts tridimensionnels (fibres orientées suivant trois ou plusieurs directions).
- Les renforts multidirectionnels aléatoire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



### 1. Fibres de verre :

Possèdent les propriétés mécaniques les plus faibles à l'exception de l'allongement à la rupture qui est la plus élevée.

Elles constituent le renfort essentiel des composites de grandes diffusions, par conséquent, elles sont très utilisées dans les domaines de transports aéronautique. Leurs avantages incluent : la résistance élevée, la disponibilité, et leurs prix compétitif. Les fibres de verres sont obtenues à partir de sable (cilice) et d'additif (alumine, magnésie, oxyde de bore). Cependant, à cause de la faiblesse de la rigidité de ces fibres, mène à les remplacées par les fibres d'aramides ou les fibres de carbone dans les applications à hautes performances.



**Figure I.5 :** Fibres de verre.

### **2. Fibres de carbone :**

C'est la fibre la plus utilisée dans les applications à hautes performances (module d'élasticité élevé) [2]. Elle est issue de la carbonisation de la fibre de PAN (polyacrylonitrile). Ses principaux avantages sont leur fabrication plus adaptée à la production à grande échelle que d'autres fibres hautes performances et leur très fortes propriétés mécaniques.



**Figure I.6 :** Fibres de carbone.

### **3. Fibres d'aramide :**

Souvent appelée KEVLAR, la fibre d'aramide est issue de la chimie polyamides aromatique. Elles possèdent une haute résistance et une forte rigidité supérieure à celle des fibres de verre. La tolérance aux dommages inférieure à celle des fibres de carbone [2]



**Figure I.7 :** Fibres d'aramide.

#### **4. Fibres céramique :**

Les matériaux composites de type céramique sont souvent constitués de renforts et de matrice en céramique. Les fibres sont élaborées par dépôt chimique en phase vapeur sur un fil support. Se sont rencontrées dans les applications à température très élevée comprise entre 500 et 2000 °c, ces matériaux sont utilisés notamment dans les parties chaudes des moteurs d'avions. En voici deux exemples de fibres céramiques :

- Fibre de carbure de silicium.
- Fibre de bore.



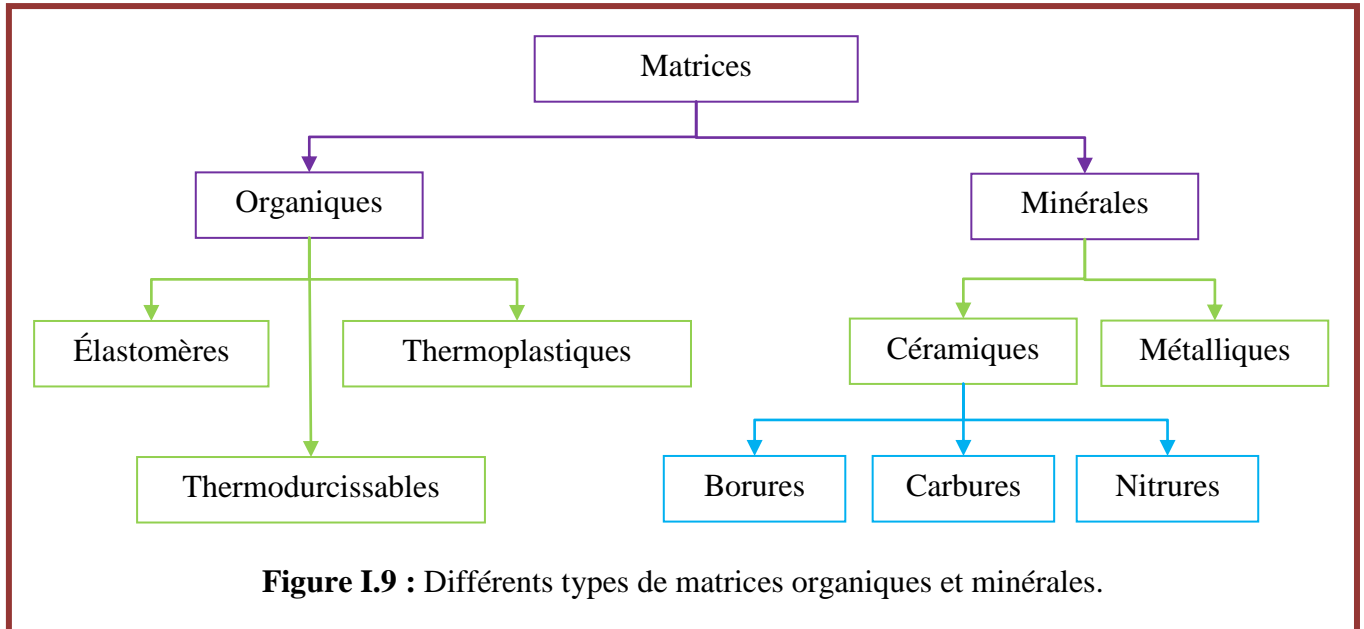
**Figure I.8 :** Fibres céramique.

### **III. Matrices :**

Dans un grand nombre de cas, la matrice constituant le matériau composite est une résine polymère. Les résines polymère existent en grand nombre et chacune a un domaine particulier d'utilisation. La matrice de polymère possède de nombreuses fonctions: assure la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques, transfère de la charge aux fibres, protection des fibres, maintien de l'allongement des fibres...etc. Dans les applications où une tenue

de la structure aux températures très élevées, des matériaux composites à matrice métallique, céramique ou carbonique sont utilisées.

Il existe plusieurs types de résines, on utilise actuellement des résines thermodurcissable (TD) que l'on associe à des fibres longues, mais l'emploi des polymères thermoplastiques (TP) renforcés de fibres courtes se développe fortement [3].



### 1. Résines thermodurcissables (TD) :

Les résines thermodurcissables sont les plus utilisées pour des raisons de prix, de mise en œuvre (résines généralement liquides qui imprègnent facilement les fibres), on distingue :

- Les polyesters insaturés : utilisés pour les applications à grandes diffusions qui présentent un bon compromis coût et performances.
- Les époxydes : produits pour applications structurales (composites, adhésifs, résines d'enrobage..etc.) .
- Les vinylestères dont la chimie de durcissement est identique à celle des polyesters insaturés, mais avec un coût supérieur d'un facteur de deux à trois fois qui est justifié par une très bonne tenue à la corrosion.
- Les phénoliques, pour leur tenue au feu et à haute température.

Lorsqu'une résine thermodurcissable est mise à une élévation de température, il se crée des réaction 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.

## **2. Résines thermoplastiques (TP) :**

Les résines thermoplastiques ont des propriétés mécaniques faibles. Ces résines sont solides et nécessitent une transformation à très haute température dont les avantages sont plusieurs : la durée de stockage et de consommation illimitée, un recyclage possible, une tenue au choc et aux endommagements supérieurs aux thermodurcissables.

Les résines thermoplastiques utilisées pour la réalisation des matériaux composites :

- les polymères de grandes diffusions, surtout le polypropylène(PP).
- Les polymères techniques (PC, PET, PBT, PA, POM).
- Les polymères à haute performances, assimilés aux thermostables (PPE, PSU, PESU, PAI...etc.);

## **IV. Additifs :**

Des produits peuvent être incorporés à la résine pour renforcer les propriétés mécaniques (charge renforçante), ex : charge sphérique creuse 5 à 150 µm. Des charges non renforçantes peuvent également être utilisées pour diminuer le coût des matrices en résine.

## **V. L'interphase :**

L'interphase des composites est constituée de la surface de contact (interfaces) 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 [5].

## **VI. Elaboration et mise en forme :**

Les techniques de fabrication jouent un rôle considérable dans les composites car chacune des opérations influe d'une manière irréversible sur le produit final.

De nombreuses méthodes de fabrication ont été développées pour répondre aux besoins, leur choix dépend surtout des caractéristiques mécaniques dérivées et de la géométrie du produit. On peut citer :

### 1. Le moulage au contact :

Le moule est ouvert (il n'y a qu'une seule pièce, male ou femelle). On y dispose les couches de renfort enduites de résines (avec accélérateur). Le compactage éliminant l'air restant se fait manuellement au rouleau. La durée nécessaire au durcissement varie en quelques heures. On peut obtenir ainsi des pièces de grandes dimensions, avec des cadences de 2 à 4 pièces par jour et par moule.

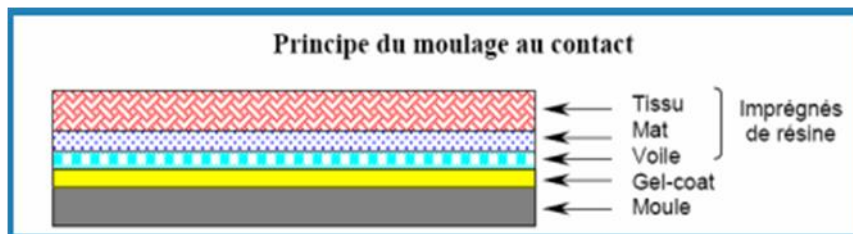
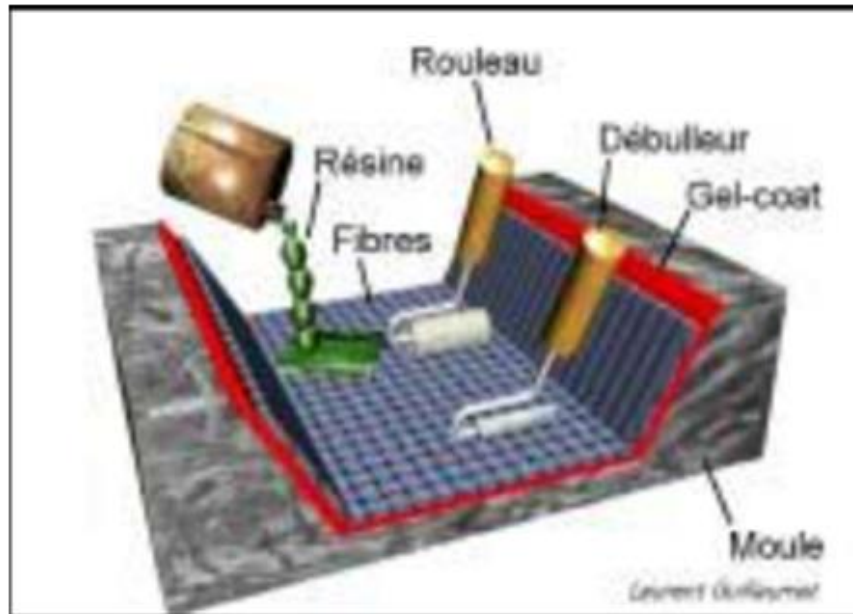


Figure I.10 : Moulage en contact.

### 2. Le moulage poinçon matrice :

Un contre moule vient fermer le moule, après avoir disposé le mélange renfort/matrice. L'ensemble est placé dans un dispositif de serrage mécanique permettant l'application d'une pression de 1 à 2 bars (boulonnage ou mise sous presse).

La polymérisation se fait à froid ou à chaud (étuve ou résistance chauffante).

Ce procédé est bien adapté aux moyennes séries (on peut obtenir plusieurs dizaines de pièces par jour (jusqu'à 200 avec chauffage)). Application aux pièces automobiles et aéronautiques.

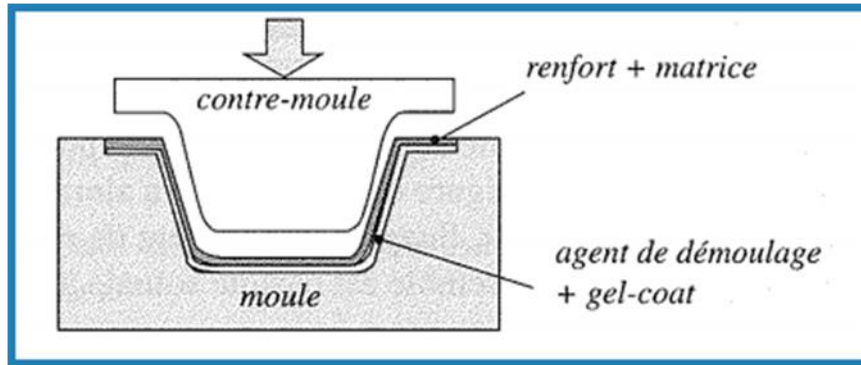


Figure I.11: Moulage poinçon matrice.

### 3. Le moulage sous vide :

Ce procédé est appelé moulage en dépression ou moulage au sac. Comme dans le cas du moulage au contact décrit plus haut. On utilise un moule ouvert sur lequel on dispose les couches de renfort imprégné, ainsi éventuellement que les âmes de remplissage lorsqu'il s'agit de matériaux sandwich. Une feuille de plastique souple vient couvrir le tout hermétiquement (pose d'un joint d'étanchéité sur le périmètre de la pièce). On fait le vide dessous la feuille de plastique (figure ci-dessous). Il y a alors compactage de la pièce, Élimination des bulles d'air, Fluage de l'excédent de résine qui est absorbé par un tissu de pompage. L'ensemble est ensuite soumis à polymérisation en étuve ou en autoclave.

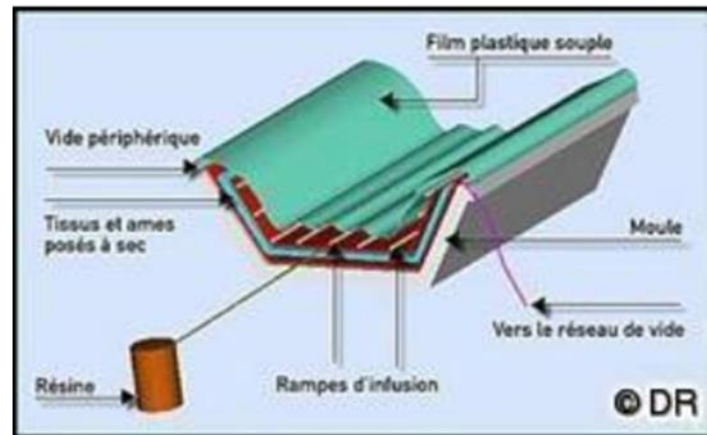


Figure I.12: Moulage sous vide.

### 4. Moulage par injection de résine :

Les renforts (mats, tissus) sont mis en place entre moule et contre-moule. La résines est injecté (résine polyester ou phénolique). La pression de moulage est faible. Le procédé convient pour des

cadences jusqu'à 30 pièces par jour. L'investissement est peu coûteux (application aux pièces de carrosserie).

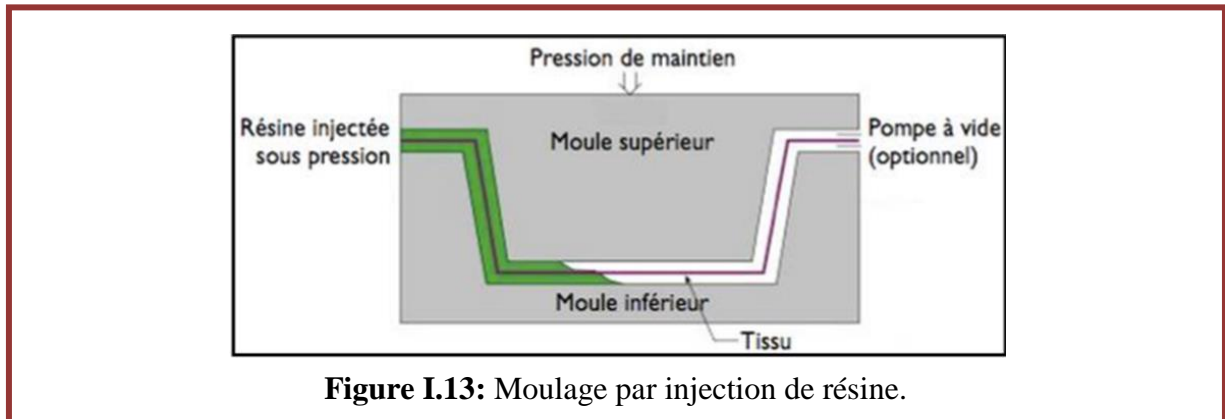


Figure I.13: Moulage par injection de résine.

### VII. Structures composites stratifiées :

On appelle stratifié, un matériau qui résulte de la superposition de plusieurs plis (couches ou nappes) à base de fils ou de tissus unidirectionnels avec des orientations propres à chaque pli. Ces nappes sont formées de renforts en fibres longues liées par la résine. Cette opération est appelée drapage. Les pièces structurelles sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir.

Les orientations normalisées les plus utilisées sont représentées sur la (figure I.14)

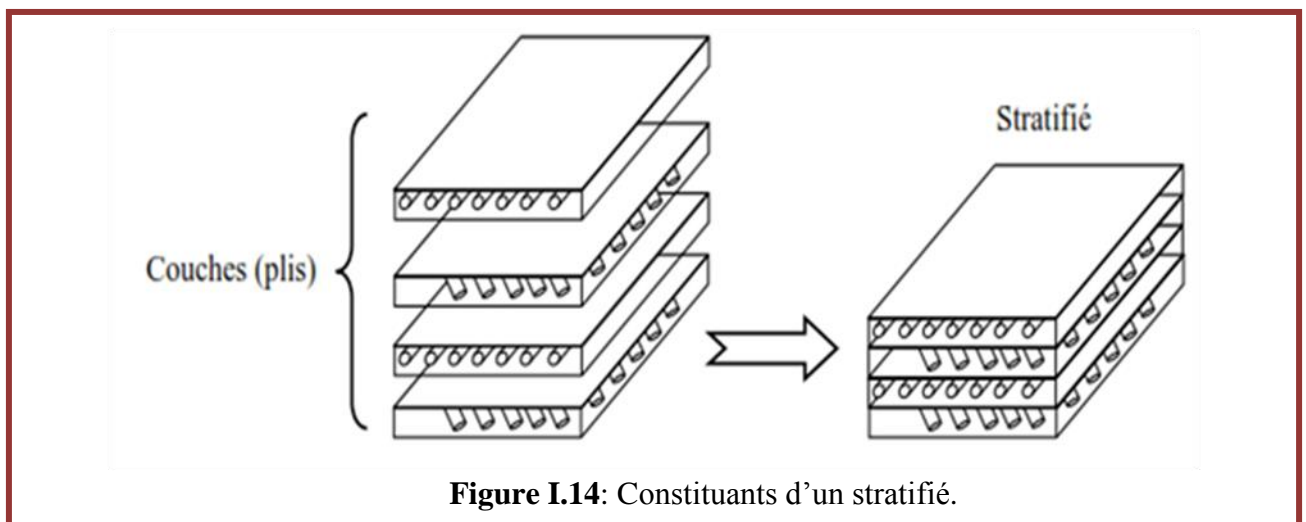


Figure I.14: Constituants d'un stratifié.

Les couches sont parfaitement liées et l'interface ne joue aucun rôle particulier. L'étude des composites jusqu'à la phase ultime de la rupture montrera l'utilité d'employer un modèle d'interface pour simuler les phénomènes de délaminage (séparation progressive des couches)

### 1. Code de représentation d'un stratifié :

Les orientations fréquemment utilisées sont représentées dans la figure ci-après :

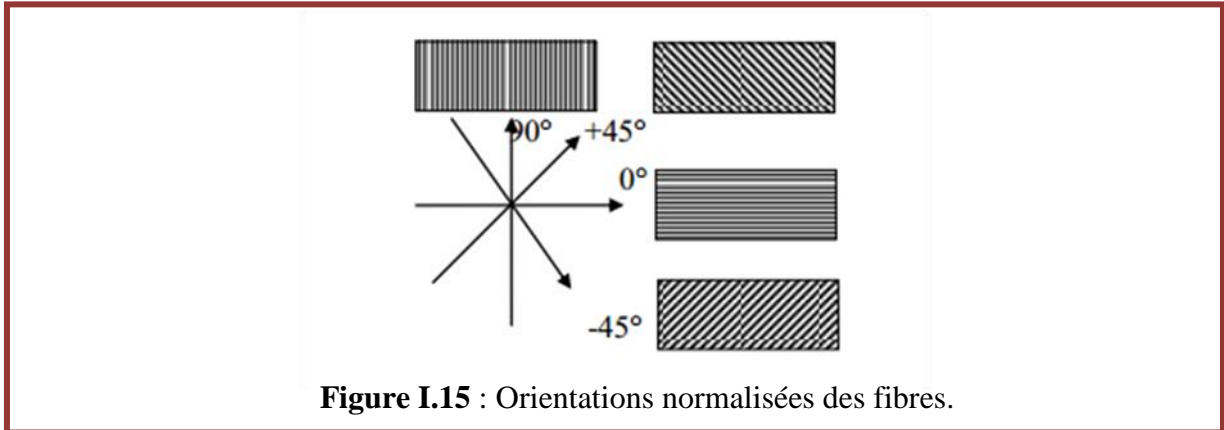


Figure I.15 : Orientations normalisées des fibres.

La direction dite zéro (0°) correspond à la direction de l'effort prépondérant, ou à une direction privilégiée à la pièce considérée ou à l'axe des abscisses du repère choisi.

On trouve aussi des réalisations avec des plis à  $\pm 30^\circ$  et à  $\pm 60^\circ$

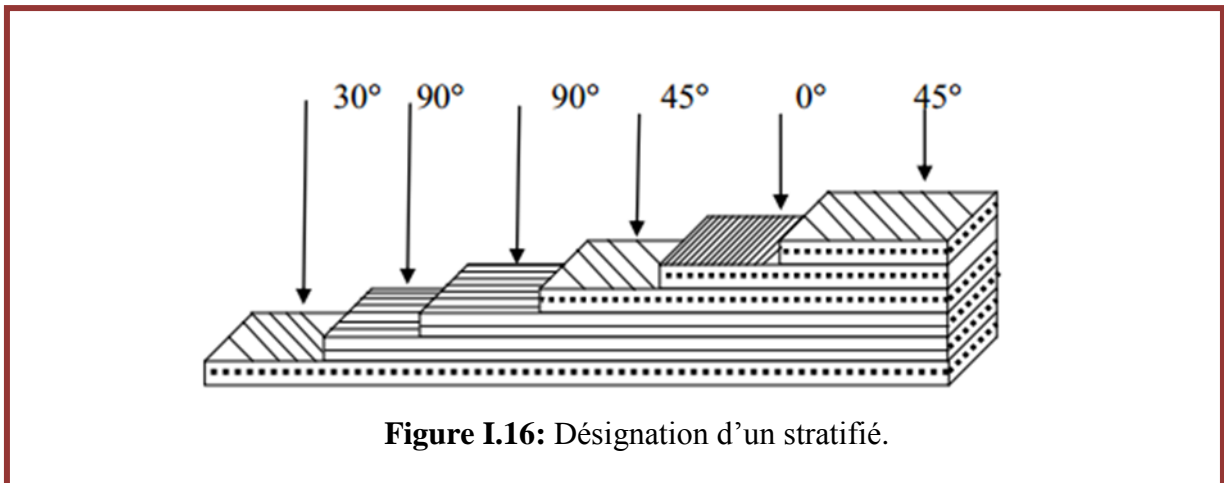


Figure I.16: Désignation d'un stratifié.

Cette figure schématise un stratifié code (45/0/45/90<sub>2</sub>/30)

Le codage se fait comme suite: depuis le pli extrême de côté  $Z < 0$  jusqu'au pli extrême de côté  $Z > 0$

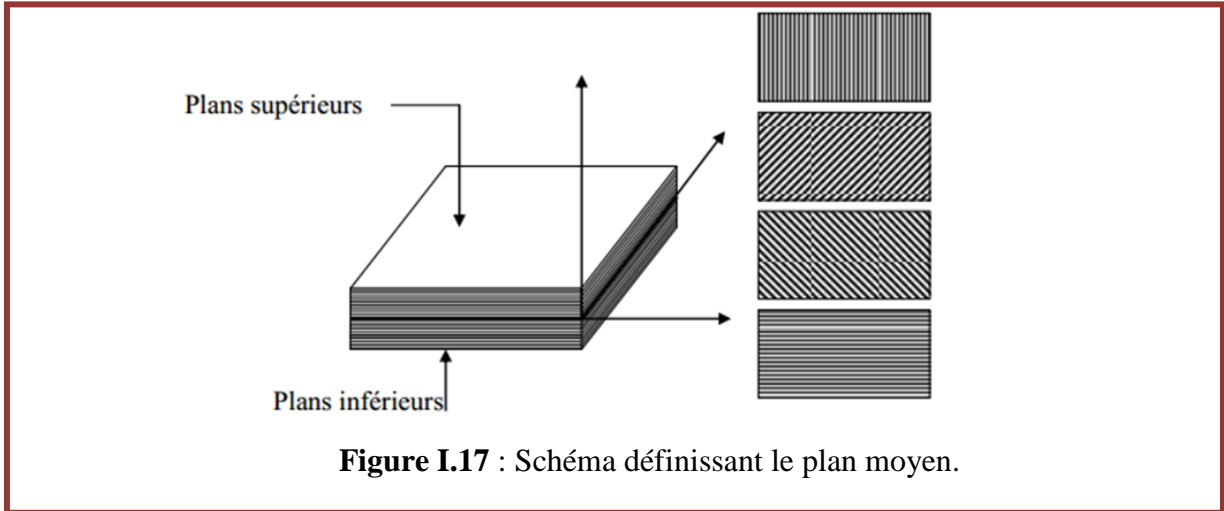
Chaque pli est repéré par son orientation

Les plis successives sont séparé par (/)

Lorsque plusieurs plis de même direction sont groupés, un chiffre en indice indique le nombre des plis identique.

## 2. Plan moyen :

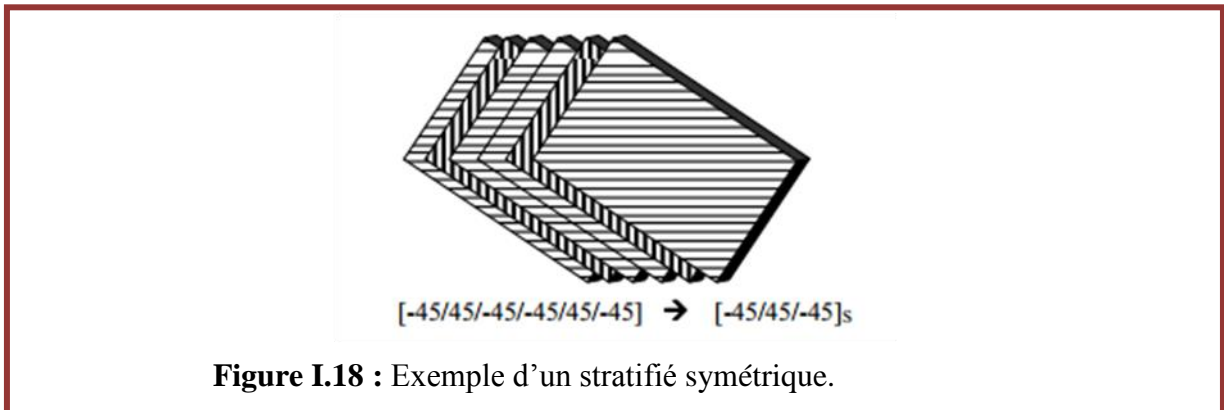
Par définition c'est le plan qui sépare en deux moitiés l'épaisseur du stratifié  $Z=0$ . (figure I.16)



## 3. Stratifiés symétriques :

Un stratifié est symétrique si son plan moyen est un plan de symétrie. Sa désignation ne nécessite alors que la moitié des couches successives [6].

✓ 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 suivante.



✓ Si le stratifié comporte un nombre impair de couches, la désignation est semblable à la précédente, la couche centrale étant surlignée.

-Pourquoi la symétrie miroir : lors de la constitution de la pièce stratifiée, 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 [1].

#### 4. Stratifiés séquences :

La répétition de séquences peut être indiquée par un indice indiquant le nombre de fois où une séquence est successivement répétée, figure suivante [6]

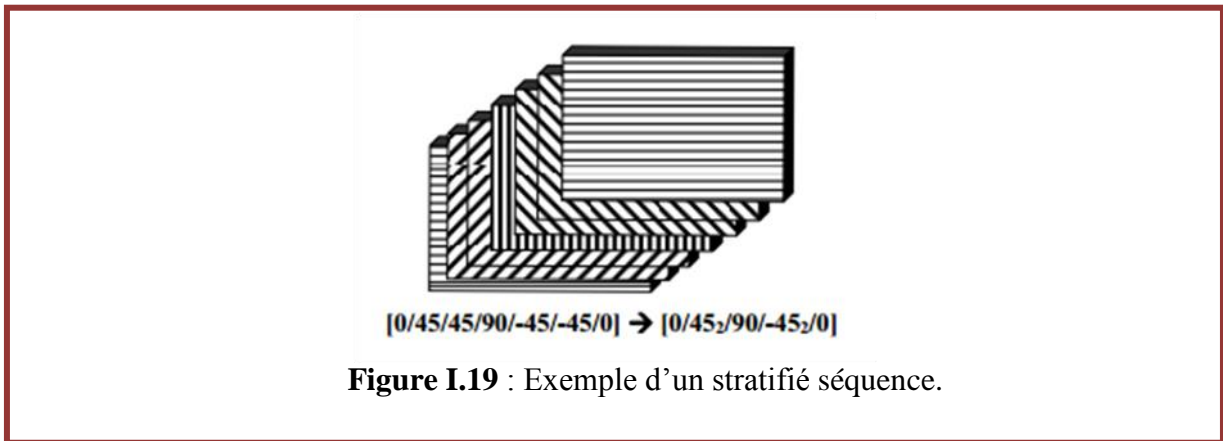


Figure I.19 : Exemple d'un stratifié séquence.

#### 5. 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 distingue [6]:

- ✓ 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.

### VIII. Différents types de matériaux :

#### 1. 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 constants indépendants nécessaires pour décrire le comportement du matériau [5].

#### 2. Matériaux monocliniques :

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 :

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

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.

#### 3. Matériaux orthotropes :

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 :

$$\begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & C_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix}$$

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

#### 4. Matériaux isotropes :

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  $\lambda$  et  $\mu$ . La matrice de rigidité s'écrit alors de la forme suivante :

$$[C] = \begin{bmatrix} \lambda + 2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda + 2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda + 2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix}$$

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

$$\sigma_{ij} = \lambda \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \varepsilon + 2 \cdot \mu \cdot \varepsilon_{ij}$$

Où :

$$\text{tr} \varepsilon = \varepsilon_{kk} = \varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}$$

est appelée déformation volumique du matériau. Inversement, l'expression des déformations en fonction des contraintes est donnée par la relation suivante :

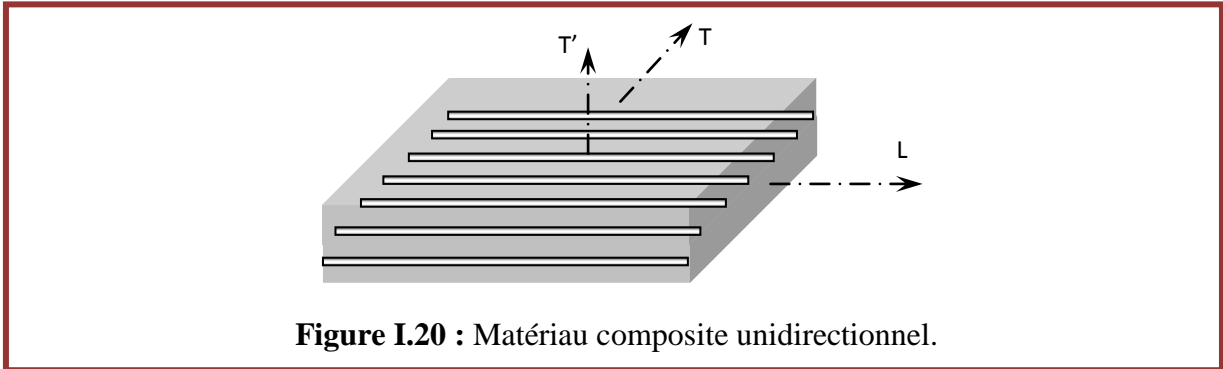
$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\lambda}{2 \cdot \mu \cdot (3 \cdot \lambda + 2 \cdot \mu)} \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \sigma + \frac{1}{2\mu} \sigma_{ij}$$

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

$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\nu}{E} \cdot \delta_{ij} \cdot \text{tr} \sigma + \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{ij}$$

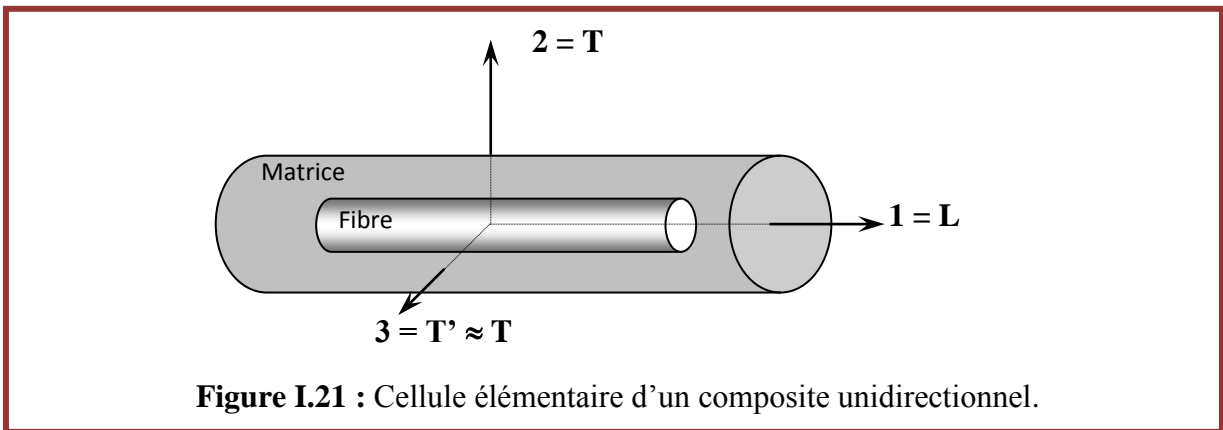
**IX. Comportement mécanique d'un composite unidirectionnel :**

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



**Figure I.20 :** 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.21 :** Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel.

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

$$[C] = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & 0 & 0 & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & \\ C_{12} & C_{23} & C_{22} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & \frac{C_{22} - C_{23}}{2} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & C_{66} & 0 \\ & & & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix}$$

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

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

### 1. Loi de Hooke pour un composite unidirectionnel :

La cellule illustrée précédemment (figure I.19) possède un axe de révolution que nous noterons l'axe un (1). Cette direction parallèle aux fibres est appelée direction longitudinale. L'axe un (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 [2].

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

**Tableau I.1 :** Expression des modules d'Ingénieur en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse

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	$\nu_{LT}$	$\frac{C_{12}}{C_{22} + C_{23}}$	$-\frac{S_{12}}{S_{11}}$
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	$\nu_{TL}$	$\frac{C_{12}(C_{23} - C_{22})}{C_{12}^2 - C_{11}C_{22}}$	$-\frac{S_{12}}{S_{22}}$
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	$K_L$	$\frac{C_{22} + C_{23}}{2}$	$\frac{1}{2\left(S_{22} + S_{23} - 2\frac{S_{12}^2}{S_{11}}\right)}$

Les relations montrent que :

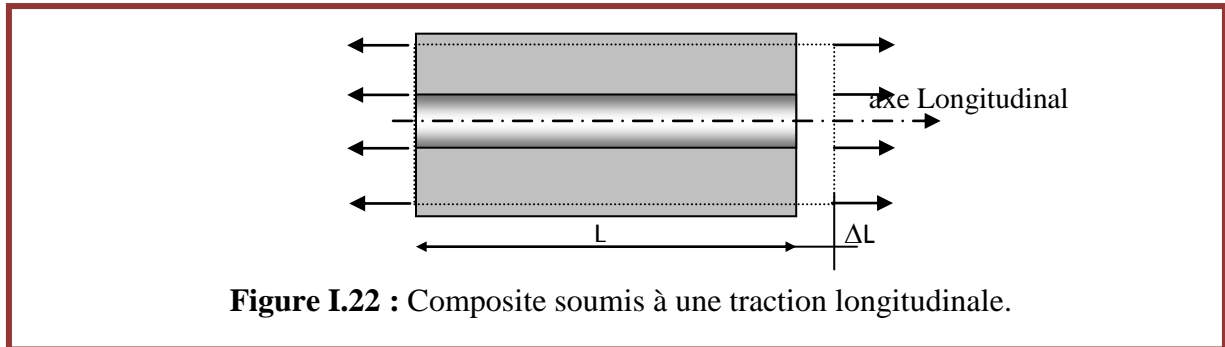
$$\frac{E_L}{\nu_{LT}} = \frac{E_T}{\nu_{TL}}$$

$$G_{TT'} = \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT'})}$$

## 2. 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 [5].



La déformation longitudinale imposée à la cellule est :

$$\varepsilon_1 = \frac{\Delta L}{L}$$

Où L est la longueur de la cellule considérée.

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

$$\sigma_{comp.u} \leq \sigma_{fib.u} \cdot V_{fib} + \sigma_{mat.u} \cdot (1 - V_{fib})$$

$$\varepsilon_1 = \varepsilon_{comp} = \varepsilon_{fib} = \varepsilon_{mat}$$

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

$$\sigma_{fib} = E_f \cdot \varepsilon_1$$

$$\sigma_{mat} = E_{mat} \cdot \varepsilon_1$$

La charge totale appliquée est :

$$F = \sigma_{fib} \cdot S_{fib} + \sigma_{mat} \cdot S_{mat}$$

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 :

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

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

$$\sigma_{\text{comp}} = E_{\text{Lcomp}} \cdot \varepsilon_1$$

La combinaison des relations conduit à :

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

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

### 3. Détermination du module de Young Transversal :

Le module de Young transversal  $E_{\text{Tcomp}}$  est déterminé par un essai de traction transversale où le composite est chargé suivant la direction perpendiculaire aux fibres [5].

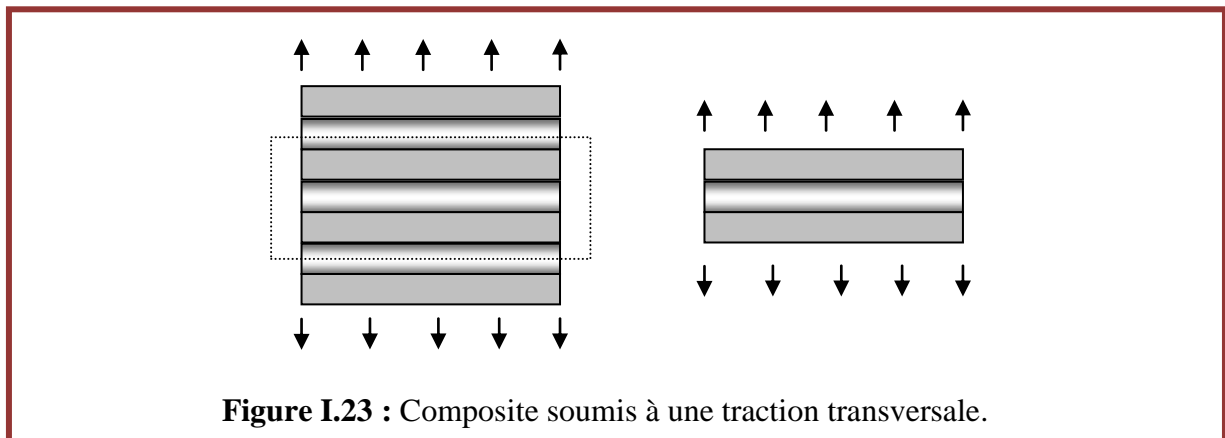


Figure I.23 : Composite soumis à une traction transversale.

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

$$\sigma_T = \sigma_{\text{mat}} = \sigma_{\text{fib}}$$

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

$$\varepsilon_{\text{fib}} = \frac{\sigma_T}{E_{\text{fib}}} \quad \varepsilon_{\text{mat}} = \frac{\sigma_T}{E_{\text{mat}}}$$

L'allongement transversal d'une cellule élémentaire est

$$\Delta l_2 = \varepsilon_{\text{fib}} h_{\text{fib}} + \varepsilon_{\text{mat}} h_{\text{mat}}$$

où  $h_{\text{fib}}$  et  $h_{\text{mat}}$  représentent respectivement les largeurs de la fibre et de la matrice.

La déformation transversale s'écrit :

$$\varepsilon_T = \frac{\Delta l}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} = \varepsilon_{\text{fib}} \frac{h_{\text{fib}}}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}} + \varepsilon_{\text{mat}} \frac{h_{\text{mat}}}{h_{\text{fib}} + h_{\text{mat}}}$$

Soit :

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

Cette déformation est liée à la contrainte par la relation :

$$\sigma_T = E_T \varepsilon_T$$

d'où

$$\frac{1}{E_T} = \frac{V_f}{E_f} + \frac{1 - V_f}{E_m} \quad (1.15)$$

### 5. Détermination du coefficient de Poisson longitudinal :

Le coefficient  $\nu_{LT}$  est déterminé dans un essai de traction longitudinale :

$$\varepsilon_{T\text{mat}} = -\nu_{\text{mat}} \varepsilon_L$$

$$\varepsilon_{T\text{fib}} = -\nu_{\text{fib}} \varepsilon_L$$

L'allongement transversal de la cellule élémentaire est :

$$\Delta l_T = -\nu_{\text{mat}} \varepsilon_L h_{\text{mat}} - \nu_{\text{fib}} \varepsilon_L h_{\text{fib}}$$

Déformation transversale s'écrit :

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

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

### 6. 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 :

$$\gamma_{\text{fib}} = \frac{\tau}{G_{\text{fib}}} \quad ; \quad \gamma_{\text{mat}} = \frac{\tau}{G_{\text{mat}}}$$

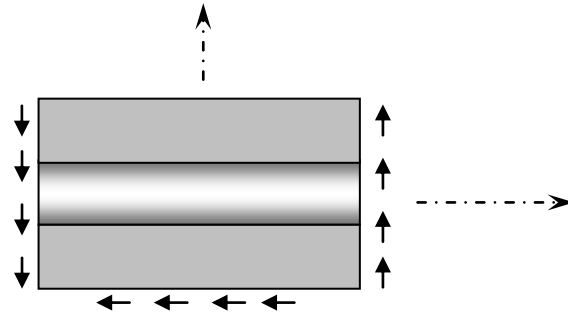


Figure 1.24 : Composite soumis à un cisaillement longitudinale.

La déformation totale de la cellule est :

$$\delta = h_{\text{fib}} \gamma_{\text{fib}} + h_{\text{mat}} \gamma_{\text{mat}}$$

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

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

Sachant que :

$$\gamma = \frac{\tau}{G_{LT}}$$

On obtient :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{V_{\text{fib}}}{G_{\text{fib}}} + \frac{1 - V_{\text{fib}}}{G_{\text{mat}}}$$

## XI. Comportement élastique d'un matériau composite orthotrope :

Les stratifiés sont constitués de couches de matériaux composites unidirectionnels ou de composites à base de tissus [29]. 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.

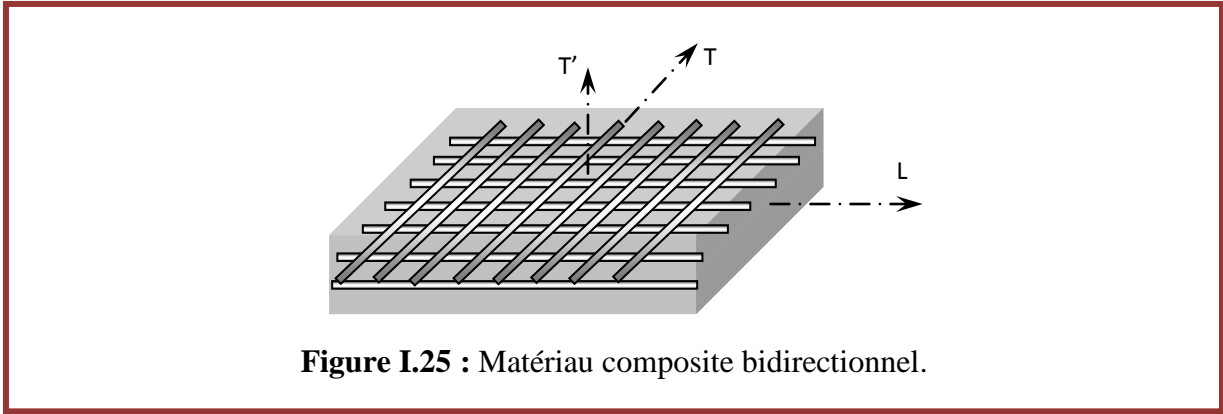


Figure I.25 : Matériau composite bidirectionnel.

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 :

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & C_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} \text{ ou } \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \varepsilon_4 \\ \varepsilon_5 \\ \varepsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & & 0 \\ 0 & 0 & 0 & & S_{55} & 0 \\ & & & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_4 \\ \sigma_5 \\ \sigma_6 \end{bmatrix}$$

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 1.2.

Les relations montrent que :

$$\frac{E_L}{\nu_{LT}} = \frac{E_T}{\nu_{TL}}$$

$$G_{TT'} = \frac{E_T}{2(1 + \nu_{TT'})}$$

**Tableau I.2 :** Expression des modules d'Ingénieur en fonction des coefficients de souplesse en tenant compte des expressions présentées dans le tableau, la loi de Hooke s'écrit en utilisant la soit la matrice de souplesse comme suit :

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	$G_{LT'} = G_{13}$	$\frac{1}{S_{55}}$

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

### X. Conclusion :

On a traité dans ce chapitre les composites et leur principal intérêt d'utilisation qui provient de ses excellentes caractéristique spécifiques, et leur faible taux d'utilisation vient de son cout encore.

## **I. Introduction :**

Les composites renforcés de tissus sont très sensibles à l'endommagement interne, qui est généralement causée par des comportements mécaniques dynamiques externes tels que l'impact à faible vitesse sur des structures composites. Il est connu que la charge d'impact relativement léger pourrait causer des dommages d'impact à peine visible dans ces composites et la surface peut sembler être intacts à l'inspection visuelle. En outre, l'intégrité des composites après l'impact est l'une des préoccupations majeures dans la conception de structures composites dans le domaine de l'ingénierie. Pour parvenir à une application plus large du champ d'application de ces composites, il est essentiel de comprendre les mécanismes d'endommagement sous l'impact à faible vitesse.

Ce chapitre débute par une présentation du comportement des composites renforcés de tissus de fibres de verre selon divers scénarios d'impact. Les paramètres qui induisent à l'endommagement de ces composites stratifiés après l'impact ont été donnés en détails, y compris la géométrie, les constituants, l'empilement des couches, les conditions de chargement, l'histoire de la charge et les modes d'endommagement. Le scénario d'endommagement devient plus compliqué quand il y a interaction entre les mécanismes individuels. Il a été présenté que la formation kink-band et la fissuration de la matrice sont les mécanismes prédominants dans la propagation d'endommagement sous chargement d'impact. Le chapitre s'achève par une présentation de la méthode de corrélation d'images utilisée dans la caractérisation et la détermination des champs de déformation des composites.

## **II. Endommagement des composites renforcés de tissus :**

### **1. Comportement mécanique des composites renforcés de tissus :**

Les matériaux composites ont de nombreuses caractéristiques de comportement mécanique qui sont différentes de celles des matériaux classiques. Contrairement aux métaux, les composites sont hétérogènes c'est-à-dire leurs propriétés dépendent de la position dans le matériau. Les composites sont pas isotrope car les propriétés du matériau dépendent de l'orientation des fibres. Ils sont appelés orthotrope lorsque les propriétés du matériau sont différentes dans les trois directions principaux en un point dans le matériau. L'anisotropie intrinsèque des composites conduits à des caractéristiques mécaniques qui sont très différentes de celles des matériaux isotropes classiques [7]. En raison de la nature anisotrope des stratifiés, il est important de déterminer leurs paramètres mécaniques telles que la résistance, la rigidité et les propriétés physiques dans chaque direction.

Ce but est atteint grâce à la caractérisation expérimentale des composites en déterminant du comportement et des propriétés mécaniques à travers des tests effectués sur des échantillons appropriés le long des directions différentes. Les forces et les constantes élastiques sont les

propriétés mécaniques de base des matériaux. Les constantes matérielles indépendantes telles que la rigidité et le coefficient de Poisson sont nécessaires pour décrire leur comportement mécanique. Par exemple, neuf propriétés matérielles sont nécessaires pour un matériau orthotrope avec trois plans de symétrie et cinq constantes sont nécessaires pour un stratifié transversalement isotrope. Outre les constantes de matériau élastique, les forces ultimes dans chaque direction devraient également être connues pour définir complètement l'enveloppe de rupture du matériau. Les constantes élastiques et paramètres de résistance sont caractérisés par des tests rigoureux tels que la traction, la compression, le cisaillement et la flexion dans des directions différentes. De même, pour étudier le comportement, l'endommagement et la rupture des composites, les valeurs de forces et de ténacité devrait être déterminées au moyen d'essais mécaniques tels que les poutres à double recouvrement et les tests en mode mixte de flexion.

Les composites tissés offrent une opportunité unique dans les préformes et peuvent être adaptés pour répondre aux besoins spécifiques de performance mécanique ainsi que l'intégrité structurelle adéquate [8]. L'utilisation de ces composites tissés offrent de nombreux avantages par rapport aux composites unidirectionnels (UD) [8]:

- ✓ La facilité de manipulation pour l'automatisation;
- ✓ La capacité à se conformer des formes complexes et des coûts de production plus faibles;
- ✓ Une possibilité d'appliquer une variété de techniques de traitement (par exemple, le moulage par transfert de résine, injection de film de résine, infiltration chimique en phase vapeur);
- ✓ l'amélioration de la résistance à l'impact et la tolérance à l'endommagement;
- ✓ sensibilité à l'entaille réduite; amélioration des propriétés mécaniques hors plan (par exemple, la croissance des fissures induite par le délaminage et une plus grande résistance à l'arrachement);
- ✓ la possibilité de choisir un grand nombre d'architecture de tissu.

Les composites tissés fournissent des propriétés mécaniques équilibrées dans le plan dans les deux directions orthogonales au sein d'un seul pli. Dans les stratifiés tissés, les régions inter-laminaires épaisses riches en résine présentent des points d'inflexion de fils (chaîne/trame). Ces régions riches en résine développent une plasticité avant la fissure lors du délaminage des stratifiés (UD), il augmente ainsi la ténacité des composites tissés [8]. Ces propriétés en particulier dans des conditions de travail intense, fournissent des tolérances optionnelles aux dommages.

Cependant, les stratifiés tissés présentent des endommages plus fréquemment que les stratifiés (UD), ce qui entraîne des ondulations aux niveaux des fibres, induisant ainsi des zones de concentrations de contraintes. Ces zones peuvent également provoquer l'initiation de l'endommagement sous forme de fissuration de la matrice ou décollements fibre/matrice. Les fibres

ondulées favorisent également le flambage local sous charge de compression [8]. En outre, les stratifiés tissés (2D) sont constitués de fibres continues, présentent des faibles propriétés mécaniques tels que la rigidité et la résistance dans le plan en raison de l'ondulation des fibres [9]. Etant donné que les fibres sont ondulés sur toute la longueur des stratifiés dues à la nature tissée du tissu, il résulte une faible résistance à la traction, au cisaillement et à la compression. Ce sont quelques-uns des inconvénients majeurs des stratifiés renforcés de tissus présentés dans la littérature. Malgré ces lacunes dans la réponse mécanique, les composites tissés sont idéal pour les applications sportives soumis à des déformations quasi-statiques et dynamiques de flexion. Le comportement dynamique des composites tissés est décrite dans la section suivante.

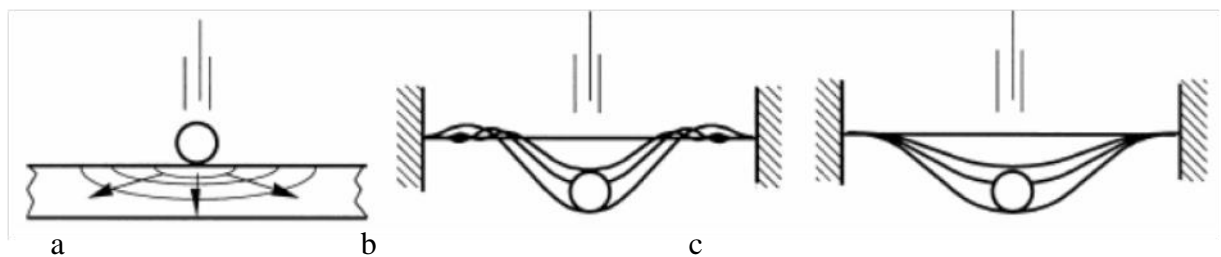
## **2. Comportement dynamique des composites tissés :**

Les structures composites peuvent être soumises à des charges dynamiques en service, peuvent recevoir des impacts au cours des opérations de maintenance. Un comportement dynamique de ces composites est fortement influencée par le processus d'endommagement induit par la charge d'impact. Ainsi, il est important d'étudier le processus d'endommagement dans les composites tissés pour mieux comprendre leur comportement au choc. Les composites tissés offrent une meilleure résistance aux chocs tels que le délaminage des stratifiés en raison de leur architecture limitant ainsi l'accroissement de l'endommagement entre les couches [10]. En outre, la résistance transversale à la traction des composites tissés est supérieure à celle des composites UD [11]. Avec une large application des composites tissés dans les structures et les composants soumis à des scénarios de charge dynamique, la compréhension de leurs caractéristiques dynamiques est essentielle pour les concepteurs et l'utilisation finale du matériau. Cette section met en évidence les types d'impact pour la caractérisation dynamique des composites.

L'impact de deux corps se produit lorsque leur interaction se produit rapidement. Un critère consiste à comparer le temps d'application de la charge à la période de temps propre du système. Si le temps d'application de charge est inférieur à la moitié de la période naturelle, alors le phénomène d'impact se produit. Si la durée d'application de la charge est trois fois plus grande que la période naturelle du système, la charge est quasi-statique [12]. En outre, une différence importante entre la charge statique et d'impact, les composants chargés statiquement sont conçus pour supporter la charge alors que des composants soumis à des impacts sont conçus pour absorber l'énergie.

Généralement, la réponse dynamique des structures composites peut être classée par catégorie à faible vitesse, intermédiaire-vitesse et à haute vitesse. Sous chargement d'impact à grande vitesse (faible masse), l'événement d'impact est très court et dominé par la propagation des ondes de contraintes à travers l'épaisseur de la matière. La structure n'a pas le temps d'absorber les quantités substantielles de l'énergie d'impact, ce qui conduit souvent à une grande partie des dommages se

localisent sous la forme de pénétration et de perforation de la structure [13]. Il est aussi appelé l'impact balistique, dans lequel les conditions aux limites peuvent être ignorées parce que l'événement d'impact passe devant les ondes de contraintes, comme indiqué dans la (figure II.1a). Ici, la déformation de la structure ciblée est localisée dans la région autour du point d'impact. Impacts à grande vitesse se situent généralement entre 50 m/s à 100 m/s [13]. Événements d'impact Intermédiaire-vitesse se produisent dans la gamme de 10 m/s à 50 m/s [13]. L'impact Intermédiaire-vitesse est généralement causé par des débris de l'explosion secondaire, les débris de l'ouragan et les débris de la piste. La réponse aux l'impact à vitesse intermédiaire est représenté sur la (figure II.1b). Dispositif de canon à gaz, dans lequel un petit élément de frappe est propulsé à haute vitesse, utilisé pour tester l'impact balistique est également utilisé pour les tests à vitesse intermédiaire. D'autre part, l'impact à faible vitesse est associé à un événement d'impact, qui est suffisamment long pour l'ensemble de la structure pour répondre à l'impacteur en absorbant l'énergie élastique et, éventuellement, par l'initiation d'endommagement. La déformation de la structure entière est établie à l'impact à basse vitesse. Un tel impact également connu sous le nom *Boundary-controlled-impact* résultant des conditions de chute de poids et au cours des exercices sportives. La durée de l'impact est beaucoup plus longue que le temps pour que les ondes atteignent les limites de la structure comme représenté sur la (figure II.1c). Lorsque un composite est soumis à un chargement d'impact, il subit un grand nombre de déformation selon l'ampleur de l'impact, la température et les vitesses de déformation.



**Figure II.1** : Classification des impacts: (a) l'impact à grande vitesse, (b) l'impact à vitesse intermédiaire, (c) l'impact à faible vitesse, le temps de l'impact est long avec une réponse quasi-statique [14].

#### A. Impact à faible vitesse :

La réponse de l'impact à faible vitesse peut être considérée comme quasi-statique, car la flèche et la charge auraient une relation similaire comme dans un chargement statique. La vitesse d'impact dans ce cas peut varier de 1 à 10 m/s, en fonction de la rigidité de la cible, les propriétés mécaniques, la masse et la rigidité de l'impacteur. Lorsque les vitesses d'impact sont inférieures à 5 m/s, cette

réponse est commandée par le rapport de masse impacteur/ cible plutôt la vitesse d'impact [14]. Dans d'impact à faible vitesse, la réponse dynamique de la structure est plus importante que la durée de contact, en conséquence, plus d'énergie élastique est absorbée lors de la formation de l'endommagement interne dans les composites. Cette endommagement non-visible est généralement se nomme *barely visible impact damage* (BVID). Cantwell et Morton [15] on supposé que l'impact à faible vitesse peut varier jusqu'à 10 m/s, cette technique est utilisée dans les essais d'impact tels que Charpy, Izod et les tests de chute de poids. Un bref résumé de ces essais d'impact à faible vitesse et de leurs procédures est donné dans la section suivante.

**a. Test d'impact :**

Les essais d'impact à faible vitesse des stratifiés composites peut être effectuée en utilisant plusieurs types d'arrangements d'équipement. Toutefois, l'appareil de l'essai d'impact doit être conçu pour reproduire les conditions de chargement, dans lesquelles une structure composite est soumise à des conditions de service, puis reproduire les modes et les mécanismes d'endommagement qui peuvent se produire [15].

**b. tests d'impact de chute de poids :**

Dans cette configuration, un poids est lancé d'une hauteur prédéfinie sur une éprouvette placée sur un support rigide dans le plan horizontal. Le plus souvent, la géométrie des éprouvettes est rectangulaire et l'impacteur est de forme hémisphérique. Le niveau d'énergie d'impact souhaité peut être modifié en changeant la hauteur de la chute du poids sur le support rigide. Fréquemment, l'impacteur est instrumenté, permettant d'enregistrer l'histoire force-temps au point de contact entre l'éprouvette et l'impacteur. L'énergie est calculée à partir du signal de force-temps, les paramètres de déplacement de la charge sont également enregistrés. Cette procédure d'essai est maintenant de plus en plus utilisée pour l'étude du comportement de matériaux composites à l'impact. La résistance à l'endommagement des composites est quantifiée en termes de taille et de type d'endommagement résultant dans les éprouvettes. L'un des avantages de ce test est qu'une plus large gamme de géométries peut être testée avec différentes formes d'impacteur. Les essais de chute de poids sont utilisés pour simuler l'impact à faible vitesse, ces tests sont habituellement effectués selon la norme ASTM D 7136. D'une manière générale, l'événement d'impact ne provoque pas la dégradation complète de l'éprouvette d'essai; il rebondit, ce qui permet de déterminer si nécessaire l'énergie résiduelle [15].

**c. les essais d'impact Charpy :**

Une façon très courante pour évaluer les propriétés d'impact est de déterminer la ténacité des matériaux en mesurant l'énergie nécessaire pour fracturer une éprouvette d'une géométrie particulière. Les tests de Charpy et Izod bien connus qui ont été développés pour les matériaux isotropes sont utilisés à cette fin. Bon nombre des études d'impact sur les matériaux composites ont été menées en utilisant la méthode d'essai de Charpy [15]. Dans ce test, l'éprouvette échantillon est simplement posé sur deux supports aux deux extrémités et frappés par un pendule oscillant. L'éprouvette est généralement composée de plusieurs couches, intégrant parfois une entaille au centre comme le montre la (figure II.2a). L'énergie dissipée au moment de l'impact est essentiellement nécessaire à la propagation de la fracture dans les éprouvettes. Selon [15], l'essai de Charpy ne convient que pour le classement des performances des composites à l'impact.

**d. Essai d'impact Izod :**

Dans l'essai Izod, l'échantillon est fixé à une extrémité seulement et est maintenue verticalement, l'éprouvette est frappée par un pendule à son extrémité libre comme l'essai de Charpy pour la fracturée. L'échantillon peut être entaillés ou non entaillé. Les éprouvettes entaillées sont utilisées pour déterminer la ténacité du composite alors que les éprouvettes non entaillées peuvent être utilisés pour les essais de flexion dynamique grande déformation. Le test d'impact Izod pour éprouvette entaillée est schématisé sur la (figure II.2b). Les essais d'impact Izod sont effectués sur des échantillons entaillés selon la norme ASTM D256 et les essais de flexion dynamiques sur des éprouvettes sans entaille sont effectués selon la norme ASTM D4812. La méthode de mesure est basée sur la détermination de la quantité d'énergie nécessaire pour rompre une éprouvette entaillée dans des conditions spécifiques, telles que, la forme de l'entaille et la vitesse de l'impacteur. Bien que le test Izod sur des éprouvettes entaillées peut ne pas être suffisant pour représenter une condition de l'impact réaliste des composites, dans lequel le processus de rupture est plus complexe [8], mais l'essai Izod sur les éprouvettes sans entaille peut reproduire un comportement dynamique des structures composites soumis à ce type de chargement.

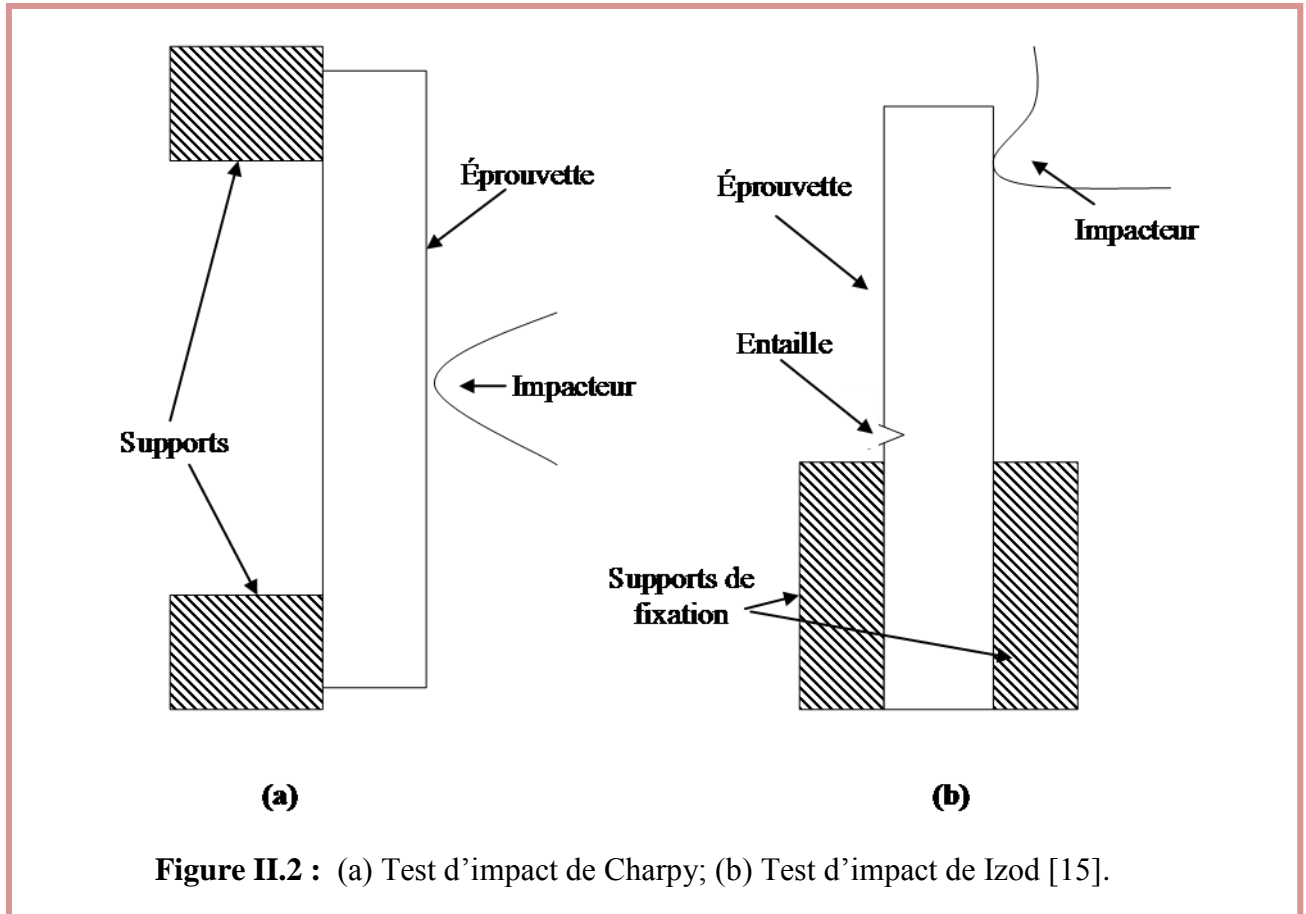


Figure II.2 : (a) Test d'impact de Charpy; (b) Test d'impact de Izod [15].

### III. Endommagement des stratifiés composites :

Les composites unidirectionnels et tissés sont utilisés pour fabriquer des structures composites stratifiées par emplacement de fibres en plusieurs couches, et ces couches sont empilées dans des orientations différentes pour atteindre la haute rigidité et la haute résistance dans les directions souhaitées. Ainsi, des stratifiés composites montrent une forte résistance et rigidité dans la direction des fibres que dans la direction transversale. Malgré leurs caractéristiques mécaniques souhaitables telles que résistance spécifique, la fatigue et une bonne résistance à la corrosion, les composites stratifiés sont plutôt fragiles et sensibles à l'endommagement pendant le service. Structures composites renforcés de fibres doivent être capables de remplir leurs fonctions de conception prévues au cours de leur durée de vie tout en étant soumis à une série d'événements tels que des scénarios de charges environnementales. De tels événements peuvent entraîner une dégradation des composites qui peut ensuite affecter la capacité à exercer sa fonctions. L'analyse de la dégradation de rigidité, l'initiation et l'évolution de l'endommagement, et la charge maximale que peut supporter une structure avant la rupture est nécessaire pour l'évaluation des performances des stratifiées composites et pour leur conception sécuritaire. Le phénomène de dégradation dans les composites renforcés de fibres est tout à fait différente de celle de leurs homologues métalliques,

car le processus d'endommagement est pas définie de manière unique dans les matériaux métalliques. Les composites stratifiés développent de multiples mécanismes tels que la fissuration de la matrice, décollement fibre/matrice, délaminage et la rupture des fibres soumis à des charges de services [16]. Les dommages sont une référence collective aux changements distribués à l'état irréversible provoqué par des mécanismes de dissipation d'énergies telles que la rupture des liaisons atomiques. La mécanique de l'endommagement est préoccupée par les conditions de changement de l'initiation et la progression sous chargement externe [17]. Par la suite, les tests de rupture sont appliqués sur des structures dégradées sous la charge de service, rendant la structure incapable de remplir sa fonction de conception. Ainsi, l'analyse des mécanismes d'endommagement et de rupture joue un rôle important dans le secteur sécuritaire des structures composites. Par conséquent, l'endommagement des stratifiés composites est un phénomène complexe, et conduit à la rupture catastrophique des structures composites. La section suivante met en évidence différents mécanismes d'endommagement par des composites tissés rencontrés stratifiés dans des conditions de service.

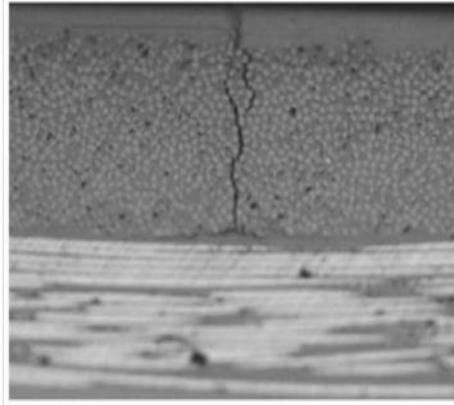
#### **IV. Mécanismes d'endommagement dans les composites stratifiés tissés :**

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 uni-axiale, et la rupture de la matrice dans les zones riches en résine [7]. 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 [18]. 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.

### **1. Fissuration de la matrice :**

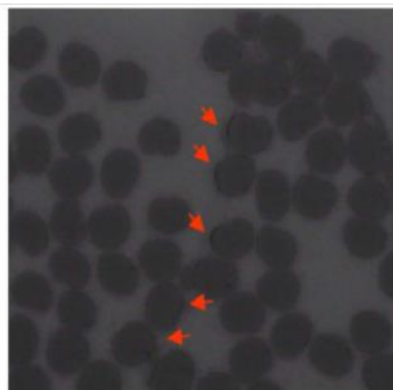
La fissuration de la matrice est le mode le plus courant de l'endommagement parce que la résistance et la rigidité de la matrice sont inférieures à celles des fibres de renforcement. La fissuration de la matrice désignée comme des fissures transversales et des fissures intralaminaires. Ces fissures apparaissent 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 d'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 II.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 [19]. Une étude a été menée par Parvizi et al. [20], ces expériences ont permettent d'approfondies sur les causes des fissures transversales, Ils ont observé que l'espacement de la fissure transversale a montré une tendance à la baisse des contrainte appliquée. Ils ont également constaté que les fissures formées dans une direction parallèle aux fibres influencent initiation et la propagation du procédé de craquage de la matrice. Silberschmidt [21] 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. 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 [22].



**Figure II.3** : Les fissures transversales de la matrice sous chargement de traction [18].

## 2. 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. Le 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 [23]. Le décollement fibre-matrice dans le trame d'un stratifié tissé sous chargement de traction est représenté à la (figure II.4).



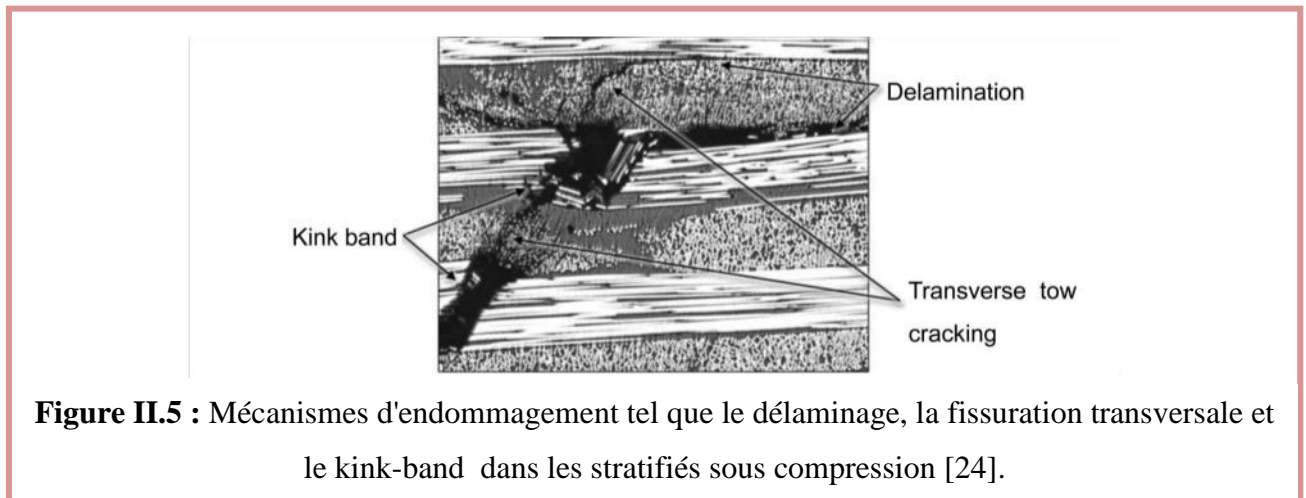
**Figure II.4** : Décollements fibre-matrice sous chargement de traction [18].

L'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. L'arrachement des fibres peut également se produire lorsque les fibres se fissurent.

### **3. 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 [23] Un 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 [13]. 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 II.5). En général, la résine cassante favorise le délaminage et la tendance à induire la formation kink-band.



Le 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 [25]. Wang et al. [26] 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 [27] 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 [28] a examiné le développement du flambage dans l'analyse du délaminage de 1990 à 2001.

#### 4. 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 atteint la déformation à la rupture des fibres. Dans les épreuves d'impact à basse vitesse, la rupture des fibres apparaît 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 [13]. 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.

### **5. 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 [29]. 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 II.5).

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. [24], 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.

## **V. Techniques de corrélation d'images :**

### **1. Méthodes de mesure de champs et identification :**

Les méthodes de mesure de champs sont aujourd'hui de plus en plus utilisées en mécanique expérimentale. En effet, les techniques disponibles sont désormais nombreuses pour visualiser la surface d'un matériau lors d'un essai mécanique, comme par exemple l'interférométrie de Moire, les méthodes de grilles et la corrélation d'images. Il est alors possible de mesurer des déplacements et des déformations.

La corrélation d'images est une des méthodes de mesure de champs les plus répandues. Elle nécessite des moyens expérimentaux raisonnables pour obtenir des mesures de champs de déplacement avec une résolution facilement ajustable. La mesure des déplacements a la surface d'une structure est en effet rarement une fin en soi, l'objectif d'un essai mécanique est le plus souvent d'identifier des grandeurs intrinsèques au matériau, tels le module de Young, la contrainte à la rupture, l'endommagement ou la résistance à la propagation de fissure. Comme toutes les autres méthodes de mesure de champs, la corrélation d'images trouve son plein potentiel lorsqu'elle est associée à des techniques d'identification [31]. L'utilisation de la corrélation d'images comme méthode d'identification de paramètres matériaux offre une nouvelle exploitation des essais mécaniques.

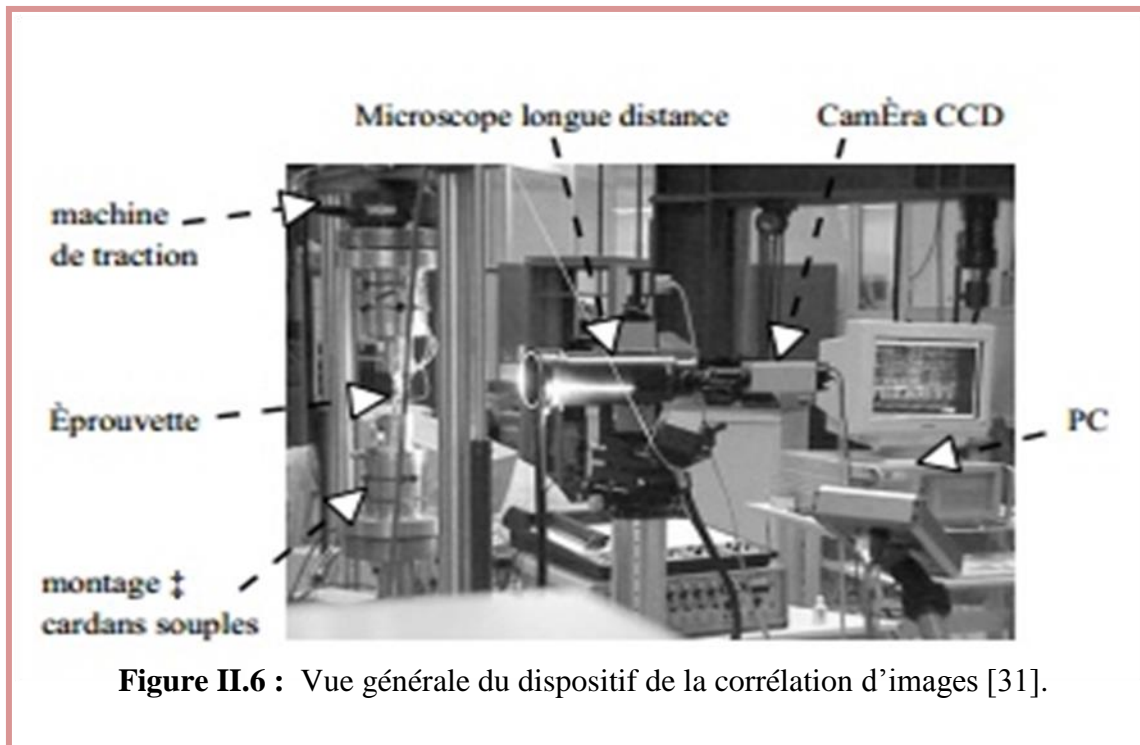


Figure II.6 : Vue générale du dispositif de la corrélation d'images [31].

La corrélation d'images (DIC, 'Digital Image Corrélation') est une méthode pour mesurer les variations globales et locales du champ de déplacement d'une structure.

#### A. Méthodes locales :

Les méthodes de corrélation d'images "locales" sont les plus utilisées, Elles reposent sur l'utilisation de la fonction d'auto corrélation (aussi appelée corrélation croisée).

La fonction de d'auto corrélation est un opérateur qui agit sur deux fonctions  $(f(x,y), g(x,y))$ , chacune correspond à une image. Cet opérateur a la propriété de valoir 1 lorsque les deux fonctions sont identiques et de tendre vers -1 quand les fonctions sont différentes. En 2D, pour mesurer le déplacement relatif de deux images selon les axes  $x$  et  $y$  de l'image, un algorithme de corrélation utilise cet opérateur, en prenant comme fonctions  $f$  et  $g$  des portions respectivement des images de référence et déformée. L'algorithme recherche les valeurs des déplacements  $dx$  et de  $dy$  telles que  $g(x+dx,y+dy)$  maximise l'opérateur de corrélation avec  $f$ . Ces valeurs sont retenues comme les meilleures estimations des déplacements de l'image  $g$  par rapport à l'image  $f$ .

Dans la pratique, l'algorithme applique cette procédure sur une série d'image, qui est des portions de l'image de référence. Il calcule la fonction de corrélation entre une image de référence et une image déformée. L'image de référence est fixée, et l'utilisateur paramètre une zone dans laquelle peut se trouver l'image déformée correspondante.

**B. Méthodes globales :**

Une hypothèse cinématique est prise a priori par l'utilisateur (continuité du déplacement, fissuration, flexion, traction...) pour utiliser des fonctions de forme éléments finis adaptée au problème mécanique suivi par corrélation d'images. À partir de là, le problème est décomposé avec un certain nombre de degrés de liberté qu'il convient de déterminer par minimisation d'une erreur globale de corrélation. L'erreur de corrélation est la différence entre l'image de référence et l'image déformée corrigée du champ de déplacement mesuré. Les images de référence et déformée sont ensuite sous-découpées à l'aide d'un maillage, plus ou moins fin, de type éléments finis. La forme du déplacement à l'intérieur de chaque élément dépend des fonctions de forme au préalable choisi. Puis, une fois trouvée la valeur des degrés de liberté qui minimisent l'erreur globale de corrélation, l'ensemble du champ de déplacement est obtenue sur la surface observée.

**2. Approche classique de la corrélation d'images :**

La corrélation d'images se base sur l'équation du flot optique et permet de mesurer un déplacement a partir de deux images prises pour deux états différents de sollicitation mécanique. Prenant «  $f$  » l'image de référence, «  $g$  » l'image déformée, «  $u$  » le champ de déplacement et «  $x$  » les coordonnées des pixels. il est supposé que la texture en surface de la structure soit passive et ne change pas lors de l'essai. Les deux images étant prises dans les mêmes conditions, toute différence entre  $f$  et  $g$  provient uniquement de l'effet du déplacement  $u$  d'après le principe de conservation du flot optique. L'image de référence est alors découpée en petites zones  $\Omega$ , composées chacune d'un certain nombre de pixels et de niveaux de gris associés. Chaque zone contient un motif supposé unique. Ceci peut être obtenu, par exemple, par l'application au préalable d'un mouchetis aléatoire sur la surface de l'échantillon. L'objectif est donc de retrouver la position de chaque zone  $\Omega$  de l'image de référence sur l'image déformée.

L'approche classique de la corrélation d'images considère un déplacement constant ou bilinéaire à l'intérieur de zones indépendantes les unes des autres. La recherche du motif d'une zone  $\Omega$  de l'image de référence est réalisée à partir d'un coefficient de corrélation  $C_{cor}$  qui atteint son maximum lorsque le motif est identifié sur l'image déformée

$$C_{cor} = 1 \frac{\iint_{\Omega} f(x)g(x^*) dx}{\sqrt{\iint_{\Omega} f(x)f(x) dx \cdot \iint_{\Omega} g(x^*)g(x^*) dx}} \dots\dots\dots (2.1)$$

Ou  $x^*$  sont les coordonnées des pixels dans le nouveau repère associée a la zone déformée. Une fois que les coordonnées  $x^*$  ont été identifiées en cherchant de manière itérative à maximiser le coefficient  $C_{cor}$  pour chaque zone, une valeur de déplacement  $u$  est associée à un point situe au

centre de la zone. La maximisation du coefficient pour chaque zone aboutit à l'estimation du champ de déplacement  $u$  sur l'ensemble de la surface de la structure étudiée.

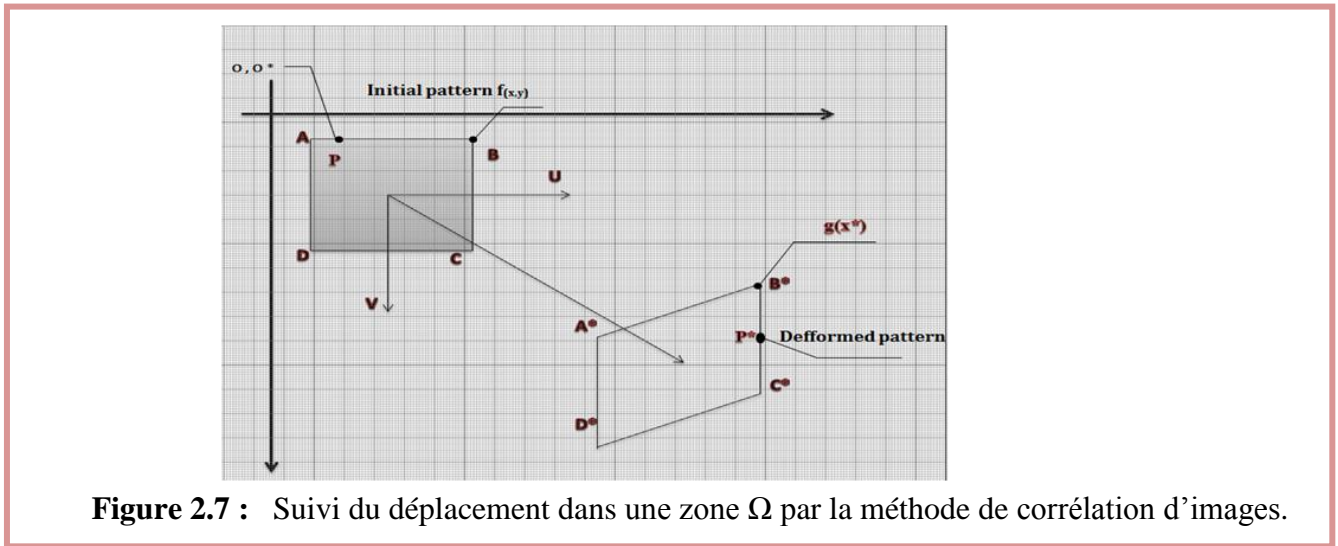


Figure 2.7 : Suivi du déplacement dans une zone  $\Omega$  par la méthode de corrélation d'images.

### 3. Principe de mesure de déplacement et de déformation par corrélation d'images :

On considère des signaux bidimensionnels représentés par des fonctions de la position  $x$  et du vecteur déplacement  $u(x)g(x)$  qui sont des perturbation d'un signal décalé  $f(x-u(x))$  par rapport à un signal de référence  $f(x)$

$$g(x) = f(x-u(x)) + b(x) \dots\dots\dots(2.2)$$

Où  $u$  est le champ de déplacement inconnu et  $b(x)$  un bruit de numérisation, bruit d'obscurité pour des caméras CCD [37]. le problème à résoudre consiste à déterminer  $u$  à partir d'une seule connaissance de  $f$  et  $g$ . ce problème est mal posé tant qu'on ne fait pas d'hypothèse supplémentaire quant à la régularité du champ recherché pour l'information à disposition soit suffisante à sa détermination avec une précision raisonnable [38]. soit la fonctionnelle  $\varepsilon$  d'un champ de déplacement test  $v(x)$ .

$$\varepsilon(v) = \|g - f(\cdot - v)\|_{\Omega}^2, \dots\dots\dots(2.3)$$

ou '·' Correspond à une variable muette. les formulations variationnelles qui en découlent sont en général basées sur la conservation du flot optique. Lorsque l'on choisit la norme quadratique habituelle  $\|f\|^2 = \int_{\Omega} [f(x)]^2 dx$  on aboutit à la méthode de minimisation de la déférence quadratique (MQD) utilisée en mécanique des fluides [39] dans le cas d'un champ localement constant. il s'agit de minimiser la fonctionnelle  $\varepsilon_2$

$$\varepsilon_2[v] = \int_{\Omega} [g(x) - f(x - v(x))]^2 dx \dots\dots\dots(2.4)$$

cette fonctionnelle atteint sa valeur minimale, 0, lorsque  $v = u$ .

L'espace des vecteurs déplacements teste  $E_k$  est introduit et vérifie l'hypothèse de régularité (par exemple en utilisant des filtres passe-bas). Supposons que  $f$  et  $g$  soit suffisamment régulières aux petites échelles et que le déplacement soit petit en amplitudes pour que l'on puisse faire un développement de Taylor au premier ordre de  $\varepsilon_2$ .

$$\varepsilon_2[v] = \int_{\Omega} [g(x) - f(x) + v(x)\nabla f(x)]^2 dx \dots\dots\dots(2.5)$$

il n'est a priori pas nécessaire de rajouter de pénalisation pour assurer la régularité de la solution car le champ de déplacement teste la vérifie déjà. On notera cependant que le développement de Taylor suppose implicitement la régularité de  $f$ . On peut montrer que cette condition, qui peut paraître contraignante, permet néanmoins de traiter des cas de textures qui ne sont pas différentiables [40], la régularité de  $v$  permet de s'affranchir d'une certaine manière de celle a priori nécessaire de par une intégration par partie et un filtrage passe-bas.

Le champ de déplacement test est alors écrit comme une combinaison linéaire dans une base de  $E_k$ ,  $v(x) = \sum_i v_i \psi_i(x)$ , tel que  $\varepsilon_2[v]$  est une forme quadratique en amplitudes de vecteurs  $v_i$  inconnus. La condition d'extrémalité nécessite que pour tout  $i$  l'on ait

$$\left[ \int_{\Omega} (\nabla f \otimes \nabla f)(x) \psi_i(x) \psi_i(x) dx \right] v_k = \int_{\Omega} [f(x) - g(x)] \nabla f(x) \psi_i(x) dx \dots\dots(2.6)$$

Ce système linéaire peut être écrit sous forme matricielle :

$$M_{ik} v_k = A_i \dots\dots\dots(2.7)$$

Le produit tensoriel  $(\nabla f \otimes \nabla f)$  ne peut pas être inversé (il a toujours une valeur propre nulle dans la direction normale au gradient de  $f$ )

Cette formule ne peut pas être utilisée pour déterminer  $v$ , lorsque  $\psi$  tend vers une distribution de Dirac. Ce résultat est attendu vu la discussion sur la condition nécessaire de régularité  $v$ .

Quand l'espace  $E_k$  est restreint aux longueurs d'onde très supérieures à la longueur de corrélation de texture, l'opérateur à gauche de l'égalité devient positif défini et le produit  $\psi_j \psi_k$  peut être considéré comme le filtrage de l'opérateur  $(\nabla f \otimes \nabla f)$ .

Lorsque le déplacement test  $v$  est supposé  $\Omega$  périodique dans les deux directions. Il est intéressant de travailler dans l'espace de Fourier, dans lequel la transformée  $\bar{f}$  d'une fonction  $f$  est définie par

$$\bar{f}(k) = \int_{\Omega} f(x) \exp(-jk \cdot x) dx \dots \dots \dots (2.8)$$

L'espace des vecteurs déplacements périodiques  $E_k$  est introduit de telle manière que  $\bar{v}(k) = 0$  quand  $|k| < k$ . ce choix a été fait par Wagne et Al [40]

Dans une formulation spectrale, une forme approximative de  $M^{-1}$  est accessible,

Ce qui permet de résoudre le system linéaire par une technique de point fixe. D'autres choix ont été proposés dans la littérature pour vérifier ces conditions spécifiques. En particulier, des ondelettes sont adaptées a ce type de problème [41]. On peut également utiliser des champs de déplacement adaptés aux simulations par éléments finis [42][43].

Enfin lorsque l'on suppose que  $v$  est une translation de corps rigide, le problème précédent peut être résolu par des technique d'inter6corrélacion qui consiste à maximiser les positions de  $f$  translaté et  $g$  [44,45]. En effet, la minimisation préside est équivalente à maximiser la quantité  $h(v)$

$$h(v) = (g * f)(v) \equiv \int_{\Omega} g(x) f(x - v) dx, \dots \dots (2.9)$$

ou  $*$  est l'opérateur d'inter-corrélacion. Le déplacement qui maximise le produit d'inter-corrélacion est noté  $w$  et correspond a une évaluation du déplacement inconnu  $u$ . Le calcul d'un produit d'inter-corrélacion est conduit dans l'espace de référence ou dans l'espace de Fourier, par utilisation d'une transformé de Fourier, par utilisation d'une transformée de Fourier rapide

$$g * f = TFR^{-1}(TFR[g] \overline{TFR[f]}). \dots \dots \dots (2.10)$$

Cette dernière technique, très rapide, sera abondamment utilisée dans la suit. L'inconvénient majeur concerne la périodicité supposée du signal. Celle-ci peut être atténuée en utilisant des fenêtrages particuliers.

Pour déterminer le champ de déplacement entre deux instants, on considère alors plusieurs zones d'étude (des fenêtres d'interrogacion carrées de taille petite par rapport a celle de l'image) pour lesquelles on détermine un champ de déplacement constant.

**4. Différentes mesures de déformations :**

**A. Déformation infinitésimale :**

La déformation mécanique est généralement définie en terme de variation relative de longueur  $\Delta l$  d'une ligne (de longueur initiale  $l_0$ ) reliant deux points matériels d'un corps déformable.

$$\epsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \dots \dots \dots (2.11)$$

De manière plus précise, le déplacement d'un point  $p(x; y, z)$  est défini par trois composantes  $(u; v, w)$  d'un vecteur  $u$  dans un repère cartésien (chois dans un état non déformé)

$$p(x; y, z) \rightarrow P'(x + u, y + v, z + w) \dots \dots \dots (2.12)$$

Un deuxième point  $Q(x + dx; y + dy, z + dz)$ , au voisinage de P se déplace en  $Q'$

$$Q(x + dx, y + dy, z + dz) \rightarrow Q'(x + dx + u + du, y + dy + v + dv, z + dz + w + dw). \dots \dots \dots (2.13)$$

Les grandeurs  $du, dv, dw$  correspondent aux déplacements relatifs. Lorsque  $dx, dy, dz$  sont suffisamment petits. Infinitésimaux on peut écrire

$$\begin{aligned} du &= \frac{\partial u}{\partial x} dx + \frac{\partial u}{\partial y} dy + \frac{\partial u}{\partial z} dz, \\ dv &= \frac{\partial v}{\partial x} dx + \frac{\partial v}{\partial y} dy + \frac{\partial v}{\partial z} dz, \dots \dots \dots (2.14) \\ dw &= \frac{\partial w}{\partial x} dx + \frac{\partial w}{\partial y} dy + \frac{\partial w}{\partial z} dz, \end{aligned}$$

Ces relations peuvent être écrites sous forme vectorielle avec l'opérateur gradient  $\nabla$  :

$$du = \nabla dx \dots \dots \dots (2.15)$$

On obtient 9 grandeurs que l'on regroupe de la manière suivante :

$$\begin{aligned} \epsilon_{xx} &= \frac{\partial u}{\partial x}, \epsilon_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y}, \epsilon_{zz} = \frac{\partial w}{\partial z}. \\ 2\epsilon_{xy} &= \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}, 2\epsilon_{yz} = \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial y}, 2\epsilon_{zx} = \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial z}, \dots (2.16) \\ 2\epsilon_{wx} &= \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z}, 2\epsilon_{wy} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}, 2\epsilon_{wz} = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}. \end{aligned}$$

Ceci provient de la décomposition en partie symétrique et antisymétrique du gradient

$$\nabla. = \nabla^s. + \nabla^a. \dots \dots \dots (2.17)$$

De telle manière que le tenseur de déformation infinitésimale  $\varepsilon$  s'écrit

$$\varepsilon = \nabla^s u = \frac{1}{2}(\nabla u + \nabla^t u) \dots\dots\dots(2.18)$$

Où  $^t$  est l'opérateur de transposition, et le tenseur (antisymétrique du seconde ordre) de rotation

$$w = \nabla^a u = \frac{1}{2}(\nabla u - \nabla^t u) \dots\dots\dots(2.19)$$

Qui ne conduit pas a des changements de forme du solide. Le tenseur de rotation est lié au vecteur rotation par

$$w dx = \Omega \wedge \partial x \dots\dots\dots(2.20)$$

Où  $\wedge$  désigne le produit vectoriel.

**B. Cinématique en grande déformations :**

En mécanique des solides, on choisit le plus souvent comme configuration de référence la configuration initiale du solide (avant déformation) ce qui permet de repérer la configuration inde référence  $\Omega_0$  et la configuration actuelle  $\Omega_t$  dans le même système d'axes. il est néanmoins préférable pour éviter tout confusion, de traité séparément ces deux systèmes et de distingué les coordonnées lagrangiennes  $x$ , pour seront choisis  $\Omega_0$  eulérienne, pour  $\Omega$ . Ces deux systèmes seront choisis cartésiens orthonormés et nous utiliserons pour chacun la convention de sommation (indice répété). il est habituel d'introduire le vecteur déplacement  $u(x, t)$ , c'est-à-dire d'ecrire  $x'$  sous la forme équivalente

$$x' = x + u(x, t) \dots\dots\dots (2.21)$$

Mais, contrairement a ce qui se passe en petites déformation, le déplacement  $u$  ne pourra pas être supposé petit et on ne pourra pas identifier la configuration de référence et la configuration actuelle. chaque grandeur pourra être définie soit dans  $\Omega_0$  (description lagrangienne), soit dans  $\Omega_t$  (description eulérienne). par exemple ,le tenseur des déformation se séparera en plusieurs tenseurs différents suivant la description utilisée. la fonction  $x'(x, t)$  définit le mouvement global du solide. Localement, c'est-à-dire pour décrire ce qui se passe au voisinage  $dx$  d'un pont  $x$  donné, on introduit le tenseur gradient F

$$dx' = F dx \dots\dots\dots(2.22)$$

Soit  $F = \frac{dx'}{dx} = 1 + \nabla u \dots\dots\dots(2.23)$

Ce tenseur gradient à l'application linéaire tangente permet de passer de la configuration  $\Omega_0$  a la configuration  $\Omega_t$ . la relation (2.22) donne en effet la loi de transformation du vecteur matériel  $dx$ .

Le tenseur gradient décrit le mouvement local du solide. Pour définir sa formation, c'est-à-dire ses changements de forme, il faut, comme en petites déformation, éliminer sa rotation .pour caractériser les changements déformé, il faut déterminer les variations de longueur et les variations d'angles, soit en fait les variations des produits scalaires. En partant des deux vecteurs matériels  $dx$  et  $dx'$ , nous pouvons écrire

$$dx \cdot dx = dx F' F dx \dots\dots\dots(2.24)$$

Ou  $C = F' F$  est le tenseur de Cauchy-Green droit .De la même manière on obtient

$$dx dx = dx' B^{-1} dx' \dots\dots\dots(2.25)$$

Ou  $B = F' F$  est le tenseur de Cauchy-Green gauche.

Les tenseurs lagrangiens sont construits a l'aide de  $C$ . il est possible de définir plusieurs operateur, chacun d'entre eux correspond a une mesure de déformation.

L'utilisation de l'une ou l'autre des mesures est une question de choix .on impose a tout opérateur de déformation :

- de se réduire a 0 lorsque la déformation est nulle, c'est-à-dire lorsque le mouvement est de corps rigide. Rappelons que  $F$  est alors une rotation (u opérateur orthogonal,  $C = B = 1$ ) ;
- de conduire à des mesures positives en extension et négatives en contraction.

Dans les mesures lagrangiennes, les tenseurs de déformation  $e_m$  sont définis par [46] :

$$e_m = \begin{cases} \frac{1}{2m} (C^m - 1) \text{ lorsequ } m \neq 0 \\ \frac{1}{2} \ln(C) \text{ lorsequ } m \rightarrow 0^+ \end{cases} \dots\dots\dots (2.26)$$

Ou 1 le tenseur unitaire d'ordre 2 lorsque  $m=1$ , on obtient le tenseur de Green-Lagrange,  $m = \frac{1}{2}$  correspond au tenseur de Cauchy-Biot (ou nomina) et conduit a  $\frac{\Delta l}{l_0}$  pour une élongation uniaxial, ou  $l_0$  est une longueur de référence et  $\Delta l$  la variation de longueur. Le cas  $m \rightarrow 0^+$  correspond a une mesure de déformation logarithmique (ou de Hencky).Ce dernier correspond a une mesure de déformation additive.

En HPP (petits déplacements, petites rotations, petites déformation), toutes les mesures de déformation convergent vers le tenseur des déformations infinitésimales  $\varepsilon$  défini par :

$$\varepsilon = \frac{1}{2} (\nabla u + \nabla' u) \dots\dots\dots (2.27)$$

A titre d'illustration considérons un mouvement de rotation de solide rigide. Le champ de déplacement s'écrit :

$$u = (R - 1)x \quad \dots\dots\dots (2.28)$$

Ou  $R$  est un tenseur orthogonal du second ordre .le tenseur de Cauchy-Green droit est égal a l'identité ( $C = R^t R = 1$ ) si bien que toutes les mesures  $e_m$  sont nulles.par contre le tenseur de déformation infinitésimal s'écrit :

$$\varepsilon = \frac{1}{2}(R^t + R) - 1 \dots\dots\dots (2.29)$$

Il se s'annule que pour des rotations infinitésimales, En effet si l'on suppose une rotation d'angle  $\theta$  dans le plan  $(O, i, j )$  d'axe  $(O, K)$ , deux composantes de déformation ne s'annulent pas :

$$\varepsilon_{zz} = \varepsilon_{yy} = \cos\theta - 1 \quad \dots\dots\dots (2.30)$$

Sauf lorsque l'angle  $\theta$  est tres petit

Si l'on veut déterminer les déformations principales, on procède comme suit. On dit qu'un vecteur non nul  $t$  est vecteur propre d'un tenseur  $T$  si le vecteur  $Tt$  est colinéaire à  $t$ . Tout vecteur colinéaire à un vecteur propre est également vecteur propre. La direction d'un vecteur propre est par définition une direction principale du tenseur. Le vecteur  $t$  doit vérifier :

$$(T - t1)t = 0 \quad \dots\dots\dots (2.31)$$

Le vecteur  $t$  etant non nul, le système admet des solutions non nulles si

$$\det(T - t1) = 0 \dots\dots\dots (2.32)$$

Cette équation possède généralement trois racines distinctes appelées valeurs propres. A chaque valeur propre(valeur principale) correspond une direction principale .Dans le cas de tenseurs symétriques, nous avons les deux propriétés fondamentales :

- les valeurs propres sont réelles ;
- les directions principales sont orthogonales.

Dans la base principale, les éléments d'un tenseur d'ordre 2 s'écrivent suivant une matrice diagonale.

## **VI. Conclusion :**

Les composites à matrice polymère renforcés de tissus ont trouvé une grande variété d'applications dans différents domaines. Le comportement mécanique et les mécanismes d'endommagement résultants des scénarios de rupture sous chargement statique et dynamique ont été présentés et discutés en détail. Les techniques de caractérisation et l'évaluation de l'endommagement dans les composites ont également été examinés. Toutefois, la majorité des études sont liées à l'endommagement causé par une charge de traction dans des conditions quasi-statiques, alors que dans des conditions dynamiques, les études sont la plupart du temps utilise des tests de chute de poids d'impact. Ainsi, les études expérimentales sur le comportement des stratifiés tissés sous grande déformation en flexion dans des conditions quasi-statiques sont encore très limitées. Par conséquent, ce travail est axé sur la compréhension des différents mécanismes d'endommagement des composites tissés sous l'impact à faible vitesse. Afin de comprendre le processus complexe de déformation et d'endommagement des composites tissés liés à leur architecture, il est important de caractériser leur comportement grâce à des tests expérimentaux et techniques d'évaluation des champs d'endommagement. Le chapitre suivant met en évidence la méthode corrélation d'images utilisée pour déterminer les champs de déformation et quelques mécanismes d'endommagement des composites stratifiés (verre/époxy).

## I. Introduction :

Dans ce chapitre, des essais de flexion quasi-statiques ont été effectués sur deux variantes d'éprouvettes, cinq (5) profilés à section rectangulaire, cinq (5) profilés à section rectangulaires avec une entaille en centre. Tous ces profilés sont issus des formes standards.

Une partie de ce chapitre résume les essais en flexion quasi-statiques réalisés sur des stratifiés à matrice époxy renforcés de tissus de fibres de verre. Les fibres de verre de type E ont été sélectionnées pour cette étude étant donné qu'elle est très répandue dans les articles de sports. Les résultats seront ainsi proposés sur les avantages et les limites de l'approche expérimentale la plus utilisée actuellement. Le travail présenté ici, est consacré à l'étude de ce comportement et l'endommagement des composites (verre/époxy) associés à la technique plus appropriée qui consiste à considérer une image réelle d'une expérience réelle, la technique de corrélation d'images numérique permet de déterminer les champs cinématiques (déplacement et déformation).

Parmi les techniques de mesure de déplacements et de déformations actuelles, celles basées sur la corrélation d'images numériques font parties des méthodes les plus intéressantes et faciles à mettre en œuvre. Contrairement aux jauges des déformations qui nécessitent 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 de 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 être toujours 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 cinq 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). La 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 des défauts.

## II. Préparation des stratifiés (verre/epoxy) :

Les stratifiés à 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 dure offrant un excellent comportement de résistance à l'impact et elle est applicable à la température ambiante, ce qui la rende favorable pour des applications dans les produits automobile et de sport. Les stratifiés on été produits à partir des pré-imprégnés ( $0^\circ/90^\circ$ ) sous la forme de vingt quatre (24) couches désignés  $[0^\circ/90^\circ]_{12S}$ . Ici ( $0^\circ/90^\circ$ ) est une seule couche dans laquelle  $0^\circ$  et  $90^\circ$  représentent torons (fibres) dans la direction chaîne et trame, respectivement.

La technique de moulage par compression a été appliquée pour la fabrication des stratifiés. Les plaques stratifiées obtenues 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 de plaque moulés. Chaque stratifié aété moulé à partir de 24 plis pour obtenir des stratifié de 3mm d'épais. Seulement 5 spécimens pour chaque variante ont été fabriqués. Les éprouvettes ensuite ont aussi laisséune semaine dans un milieu à température ambiante avant d'être testées.

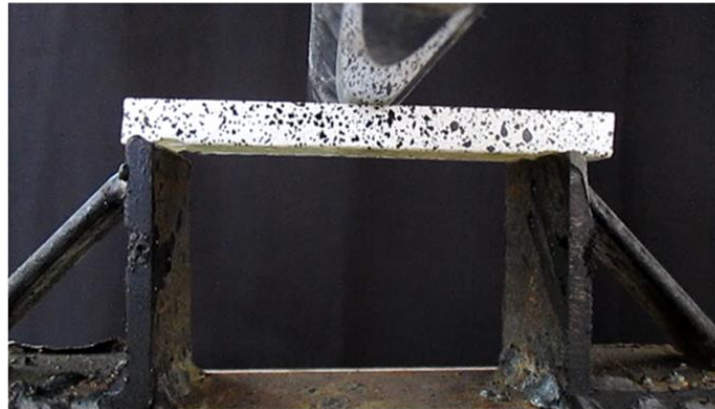
## III. Test de flexion quasi-statique :

L'essai de flexion a été choix dans le but d'utiliser une géométrie d'éprouvette relativement simple et très familière en milieu industriel. Cet essai est la technique la plus répandue dans ce domaine et se sert de support expérimental fiable.

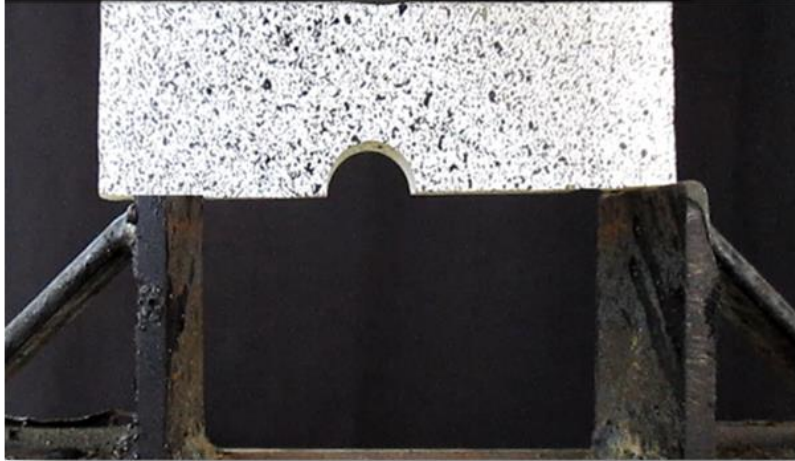
La réponse à l'impact d'un matériau composite est généralement non linéaire, et sa caractérisation complète exige donc de générer les sollicités jusqu'à la rupture totale et d'obtenir ainsi les courbes contrainte-déformation à la rupture. Parmi ces procédures de test, le test de flexion qui est utilisé dans cette étude, ne nécessite pas de dispositif spécial, la préparation des éprouvettes relativement

simple. Les essais de flexion ont été réalisés selon la norme ASTM [45] pour étudier la réponse des stratifiés  $[0^\circ, 90^\circ]_{12S}$ . Bien que la norme décrive la procédure d'utilisation des jauges de contrainte en surface de l'éprouvette, elle fournit uniquement les données de contrainte localisées. Par conséquent, un système de corrélation d'images numériques (DIC) a été utilisé pour obtenir les données de champ complet dans le plan de déplacement.

Les essais de flexion quasi-statiques ont été réalisés à vitesse constante. L'éprouvette est placée dans le sens horizontal. Un exemple d'éprouvette, avec un champ de mouchetis, est photographié sur la (figure III.1) et un autre exemple est présenté sur la (figure III.2). Nous pouvons remarquer que le mouchetis est claire et que les taches sont sombres. La forme géométrique de l'éprouvette sur les appuis permet d'avoir une surface de contact importante, ce qui nous permet d'appliquer de plus grands chargements et d'éviter des problèmes de glissements dans les appuis. De plus, cette forme géométrique d'éprouvette nous permet d'avoir un champ de déformation à peu près uniforme suivant la section. Le but de ces essais est de quantifier les déplacements des deux variantes considérées (éprouvettes avec et sans entaille) sous chargement d'impact.



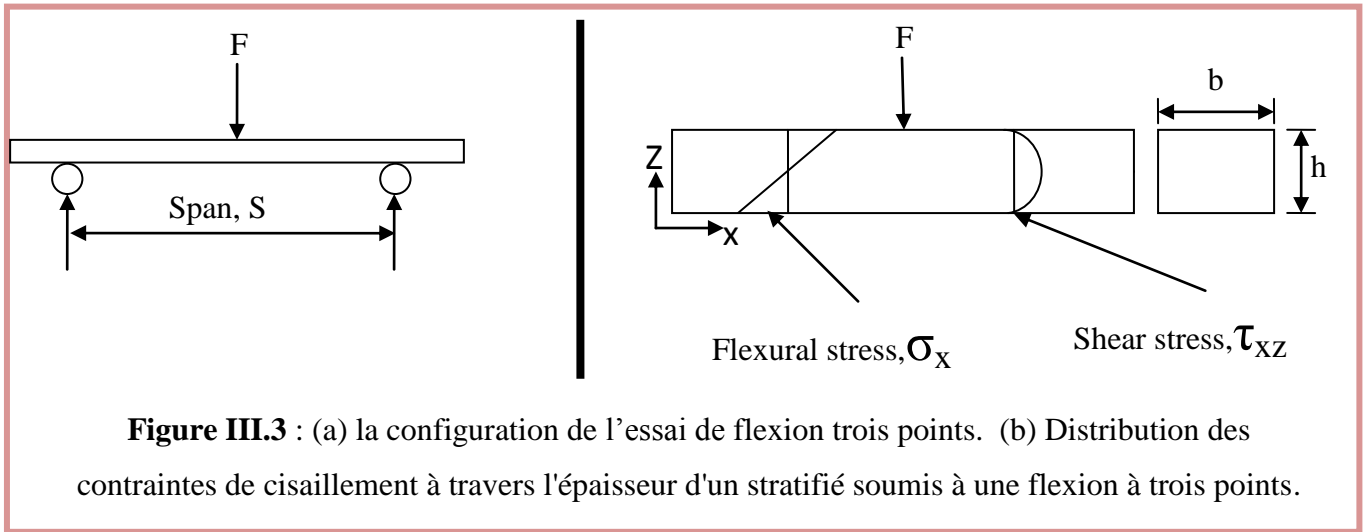
**Figure III.1 :** Eprouvette sans entaille montée sur les deux supports de l'essai de flexion.



**Figure III.2 :** Epreuve avec entaille montée sur les deux supports de l'essai de flexion.

Par rapport aux essais de flexion, un état de contrainte complexe est obtenue par flexion des composites, de sorte que les contraintes de traction et de compression puissent être présentées simultanément dans une même éprouvette d'essai. Toutefois, en raison de l'état de contrainte complexe dans l'échantillon, il n'est généralement pas possible de relier directement les propriétés en flexion obtenus aux propriétés de traction simple et la compression [46]. L'analyse des résultats des essais de flexion pour les matériaux anisotropes n'est pas aussi simple, les propriétés de rigidité de chaque pli d'un stratifié peuvent être différentes en raison de différentes orientations de fibres, de la variation de contraintes sur l'épaisseur [46]. Pour calculer les contraintes maximales de flexion qui se produisent dans les couches supérieure et inférieure des stratifiés renforcés de tissus, la théorie des poutres est un choix raisonnable, telle qu'elle est utilisée dans la norme d'essai de flexion des composites [47,48]. Aussi les modules longitudinaux sont presque semblables dans les stratifiés tissés, ce qui rend le comportement comme des composites UD. La configuration de test de flexion 3 points pour un matériau homogène est représentée schématiquement à la (figure III.3a). Dans cet essai, l'éprouvette est rectangulaire, appuyée sur les côtés, soumise à une charge transversale au centre de la plaque. La variation des contraintes normales et cisaillement induites à travers l'épaisseur de l'éprouvette en raison de la force de flexion appliquée sont représentés sur la (figure III.3). La théorie des poutres suggère que le moment de flexion appliqué est équilibré par une répartition linéaire de la contrainte normale ( $\sigma_x$ ). Ici, la couche supérieure de la poutre est sollicitée en compression et la couche inférieure de la poutre est sollicitée en traction. L'axe neutre est situé au plan médian où les contraintes de flexion sont nulles. La répartition des contraintes de cisaillement  $\tau_{xz}$  à travers l'épaisseur aux bords libres est parabolique (figure III.3b). En outre, la charge concentrée est appliquée au point de contrainte maximale de compression dans le stratifié,

induisant souvent une concentration de contraintes locales. Ainsi, le stratifié composite peut fissurer en compression au niveau du point de chargement.



Pendant le test, les données de charge ont été enregistrées, à partir desquelles plusieurs variables ont été déterminées pour caractériser les stratifiés (verre/époxy). D'après la théorie des poutres, la résistance à la flexion, en compression et en traction et le moment de flexion peuvent être calculée en utilisant :

$$\sigma_x = \frac{M_m y}{I} \quad (\text{Equation 1})$$

Où  $M_m$  est le moment de flexion maximal au centre de l'éprouvette,  $y$  est la distance entre l'axe neutre et,  $I$  est le moment d'inertie d'un stratifié de la section rectangulaire,  $b$  étant la largeur du stratifié. En remplaçant le moment de flexion et le moment d'inertie par leurs valeurs, l'équation précédente peut être écrite:

$$\sigma_x = \frac{3F_m S}{2bh^2} \quad (\text{Equation 2})$$

Où  $F_m$  est la charge de flexion maximale,  $S$  est la portée entre les supports et  $h$  est l'épaisseur du stratifié. De même, la déformation de flexion au point de charge est donnée par

$$\varepsilon_f = \frac{6 \delta h}{S^2} \quad (\text{Equation 3})$$

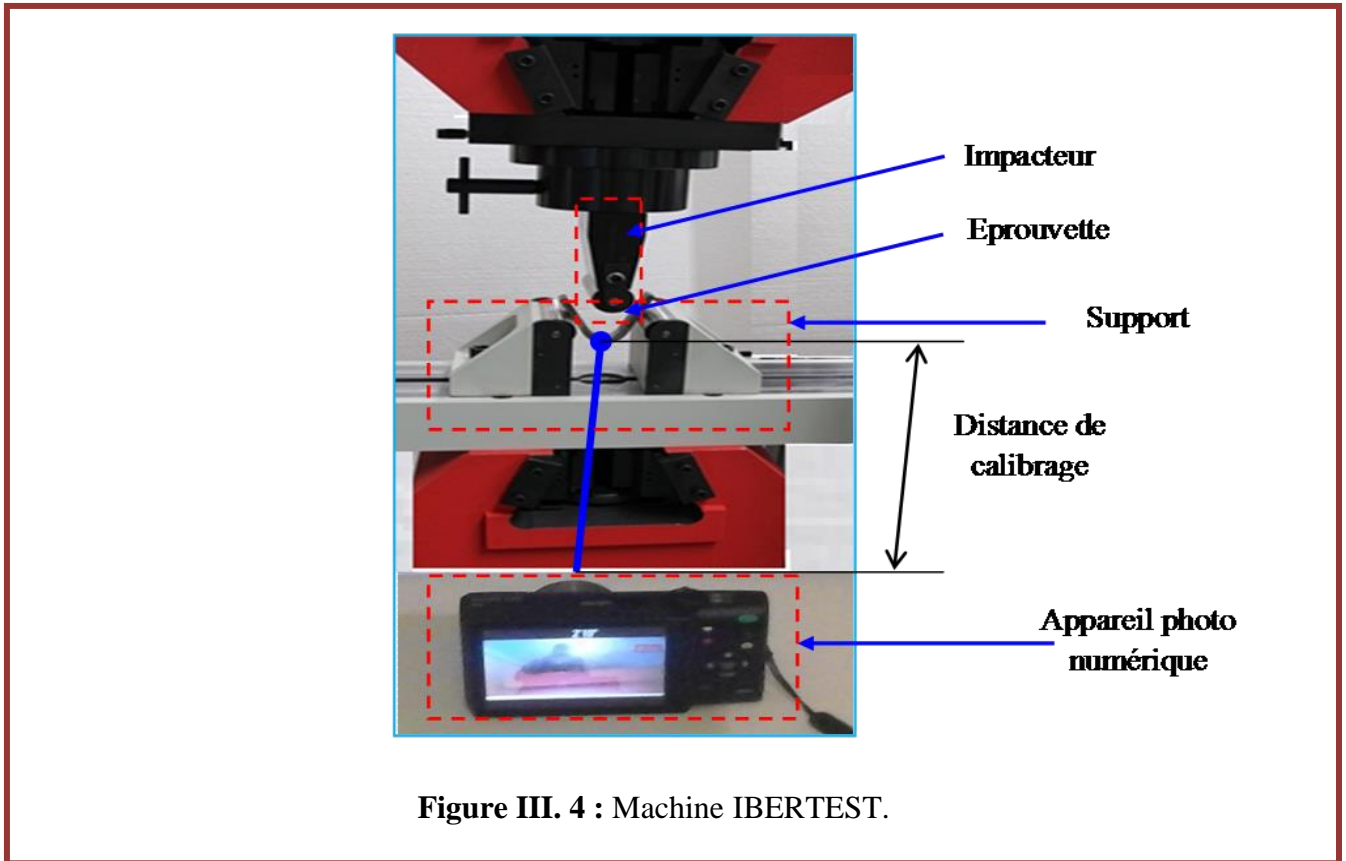
Enfin, le module de flexion du stratifié peut être calculé en utilisant l'équation suivante:

$$E_f = \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\varepsilon_{f2} - \varepsilon_{f1}} \quad (\text{Equation 4})$$

#### IV. Système mécanique de chargement :

Un dispositif de poinçonnement quasi-statique a été développé à partir de la machine IBERTEST utilisée pour la flexion. Le schéma du montage conçu pour les essais de poinçonnement quasi-statiques, adaptable sur la machine IBERTEST est illustré sur la figure ci-après afin de se placer dans des conditions de contact projectile-éprouvette identiques à celles imposées dans les essais dynamiques, la géométrie de l'extrémité du poinçon est ronde. Il est placé sur la partie mobile du dispositif. Les essais du poinçonnement quasi-statiques sont réalisés à une vitesse  $V = 5\text{mm/min}$ . La machine de traction est commandée par un ordinateur avec interface de dialogue homme/machine. Cette machine peut être décomposée en deux sous ensembles: une partie hydromécanique et une partie commandes et mesures. La partie hydromécanique est composée d'un premier bloc purement mécanique, équipé de deux vérins hydrauliques indépendants. Le vérin supérieur permet de réaliser la traction et la compression alors que le second fixe l'éprouvette. Le premier vérin est capable de délivrer une force. Ainsi, le déplacement est directement lié à la déformation de l'éprouvette. De plus, Les données sont enregistrées au cours de déplacement de la traverse de la machine : la force et le déplacement appliqués à l'éprouvette. La charge d'impact appliquée est donnée par le capteur de force, cette grandeur est la plus sûre et la même dans les mesures expérimentales données par la machine et la corrélation d'images. En revanche, la valeur du déplacement directement issu du déplacement traverse n'est pas celle imposée à la longueur utile de l'éprouvette par les différents glissements aux mors de la machine. Enfin, il est possible de visualiser, en temps réel, l'évolution de la force et des déplacements en fonction du temps maximal, une force de 200kN et un déplacement allant jusqu'à 300 mm. Les caractéristiques de la machine sont les suivantes :

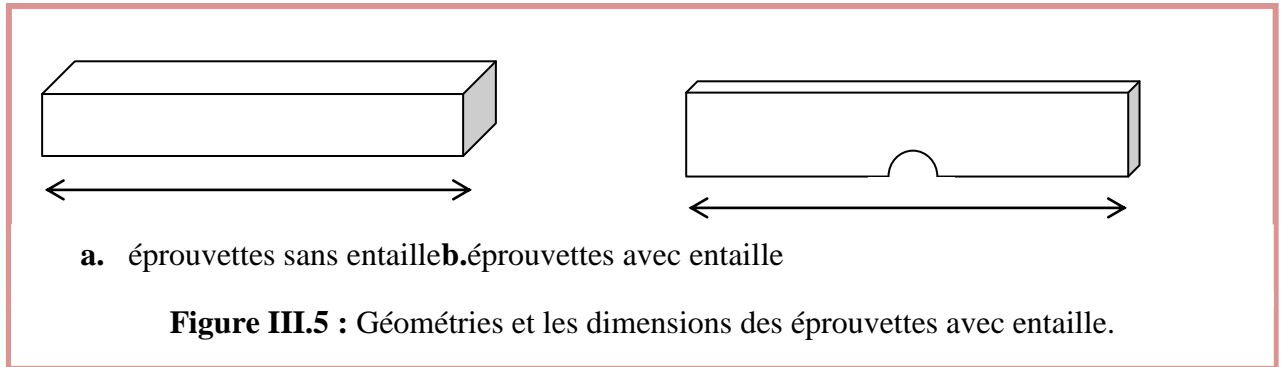
- 2 axes de traction indépendants avec 2 travées mobiles pour chaque axe.
- le débattement maximum pour chaque arbre est d'environ 55 mm.
- la vitesse maximale est 500mm/min.
- la charge maximale sur chaque arbre est de 500 daN.
- un incrément du moteur pas à pas correspond à un déplacement de la travée 62,5 mm.



### 1. Géométrie des éprouvettes :

L'étude du matériau dans une géométrie mince pose des difficultés de préparation de la surface d'observation et des problèmes de fixation (glissements horizontale). Le choix donc a été fait de travailler sur des plaques épaisses a des petites entailles sur les deux suppôts. Les éprouvettes ont une géométrie rectangulaire et elles sont usinées par une coupeuse précise, ce qui donne aux éprouvettes un bon état de surface. La sollicitation d'impact se fait par l'application d'un chargement sur la section transverse, la dimension de la zone utile de l'éprouvette est définie comme suit :

- longueur de la zone utile :  $L_0=64\text{mm}$ ,
- longueur totale de l'éprouvette :  $L=80\text{mm}$ ,
- l'épaisseur :  $e = 3 \text{ mm}$ .
- Largeur de l'éprouvette :  $L_1=15\text{mm}$



## 2. Le système d'acquisition de DIC:

Le dispositif est constitué d'une caméra (appareil photo numérique) pointant sur la zone à observer, permettant de visualiser des taches disposées sur la surface de l'éprouvette. Un appareil photo numérique comportant 16 Mpixels est généralement suffisant pour une utilisation standard. Nous pouvons remarquer la simplicité du montage à mettre en œuvre. Dans l'exemple suivant, l'appareil photo observe un essai d'impact d'une éprouvette suivant deux axes horizontaux perpendiculaires. Un code Matlab qui permet de traiter les images et de calculer les déformations. Les calculs proprement dits se font dans une fenêtre de calcul permettant d'évaluer la position des points de moucheté, puis les déformations, ainsi que les trajectoires.

Les résultats sont structurés sous un format texte comme suit :

N numéro de l'image,

$e_x$  déformation horizontale

$e_{xy}$  déformation cisaillement,

$e_y$  déformation verticale,

$e_1$  déformation principale 1,

$e_2$  déformation principale

Le schéma de principe du montage du suivi de marqueurs est présenté sur la (figure III.6)

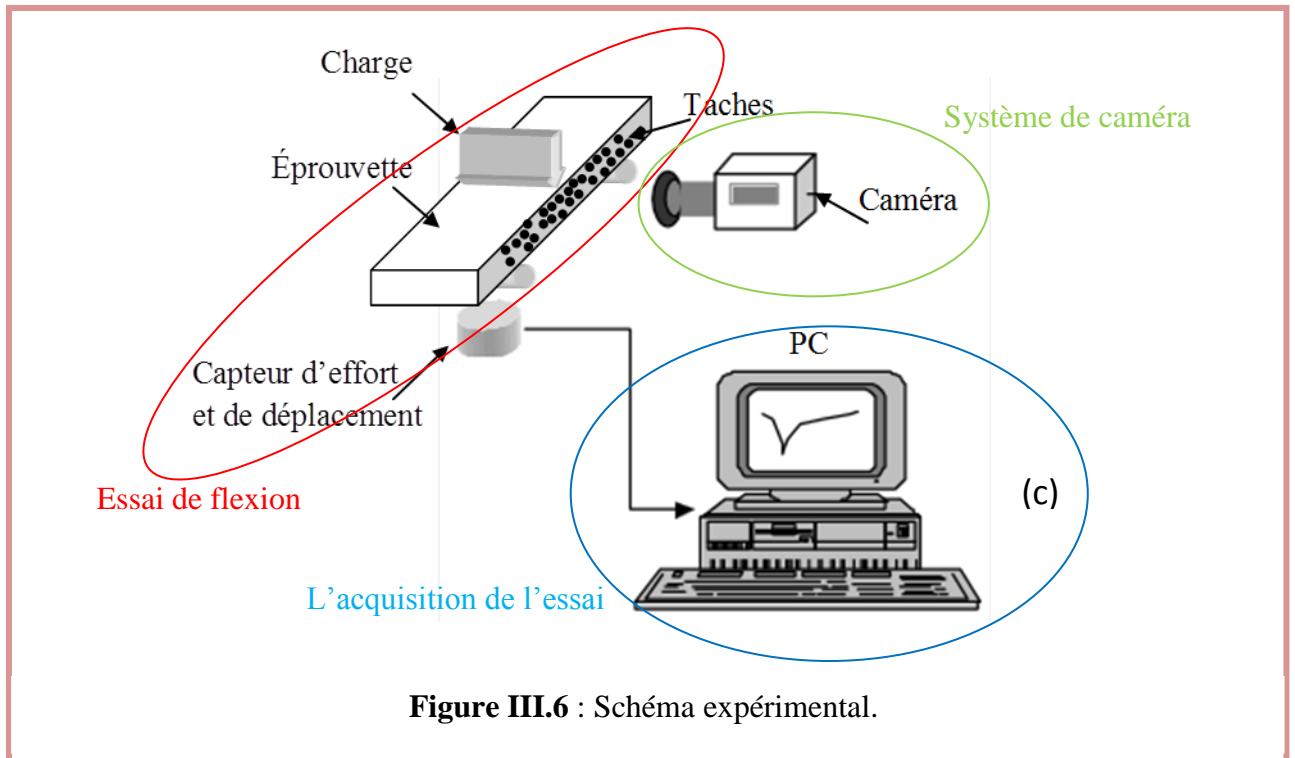


Figure III.6 : Schéma expérimental.

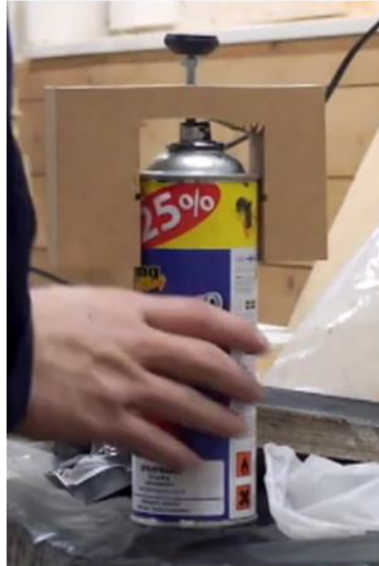


Figure III.7 : Photographie d'un système d'acquisition d'imagerie numérique (traction).

### 3. Création du mouchetis :

Les mesures des champs de déformations par la corrélation d'images demandent un certain nombre de précautions. Une préparation de la surface avant de déposer le mouchetis. Pour que les mesures soit réalisable, il faut que les images comparées présentent une répartition aléatoire de points. La (figure III.9) est un exemple du mouchetis déposé sur la surface des éprouvettes. Le motif est fin réparti, et offre un bon contact. Les dépôts du mouchetis répondent parfaitement à certains critères, il faut projeter une peinture blanche en premier, puis pulvériser un léger voile de peinture noire sur la surface étudiée en utilisant le dispositif de la (figure III.8), On obtient ainsi un mouchetis

composé de points de taille petite répartis de manière aléatoire. Le contracte et la texture ainsi créés influent sur la qualité des résultats numérique.



**Figure III.8:** Dispositif utilisé pour la répartition du mouchetis.



Éprouvettes sans entaille.



Éprouvettes avec entaille.

**Figure III.9:** Eprouvettes de flexion avec mouchetis ;(a) le mouchetis est déposé sur l'épaisseur des éprouvettes sans entaille, (b) le mouchetis est déposé sur la largeur des éprouvettes avec entaille.

#### **4. Le calibrage de la caméra :**

Le calibrage est une étape initiale essentielle de la procédure, qui permet de régler la caméra selon les informations de position de pixels et métriques. Une caméra est définie par ses paramètres intrinsèques et sa distance focale. A partir de ces données de calibrage, les coordonnées d'un point 2D peuvent être calculées dès que l'on connaît le sub-pixel.

#### **5. Essais de flexion :**

##### **A. Approche pratique :**

Nous avons commencé par effectuer des essais de flexion simple pour essayer de voir comment se comporte ce composite stratifié (verre/époxy), lors d'une sollicitation mécanique. Les essais de flexion ont été réalisés à vitesse constante. L'éprouvette est placée dans le sens horizontal. Un exemple d'éprouvette, avec un champ de mouchetis, est photographié sur la (figure III.1) et un autre exemple est présenté sur la (figure III.2) Nous pouvons remarquer que le mouchetis est claire et que les taches sont sombres. La forme géométrique de l'éprouvette sur les appuis permet d'avoir une surface de contact importante, ce qui nous permet d'appliquer de plus grands chargements et d'éviter des problèmes de glissements dans les appuis. De plus, cette forme géométrique d'éprouvette nous permet d'avoir un champ de déformation à peu près uniforme suivant la section. Le but de ces essais est de quantifier les déplacements des différents applications considérées (éprouvettes avec et sans entaille) sous chargement d'impact.

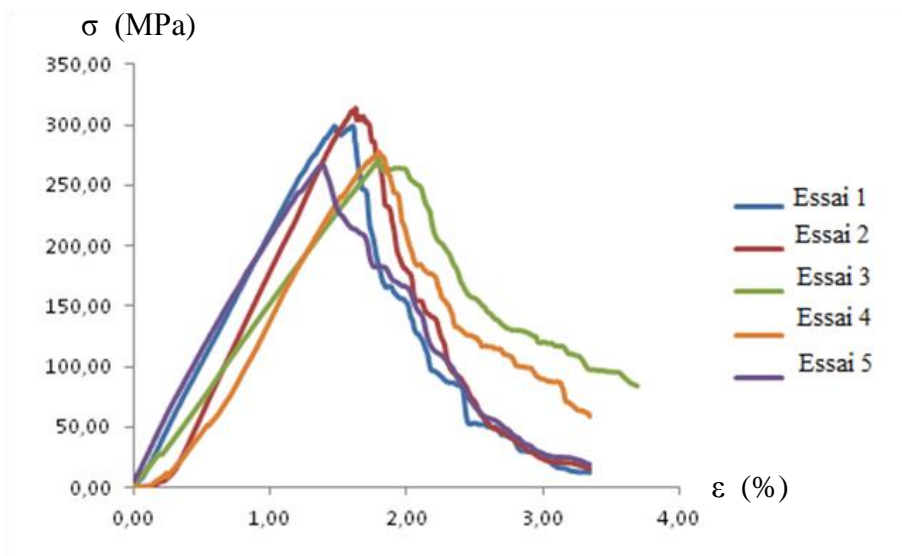
#### **V. Résultats et discussion des tests d'impact :**

Cette section présente les résultats expérimentaux des deux exemples (stratifiés avec sans entaille) soumis à chargement dynamique en flexion trois points à faible vitesse. L'analyse du comportement et de la progression de l'endommagement y compris l'identification de chaque mode d'endommagement sont donnés dans cette section.

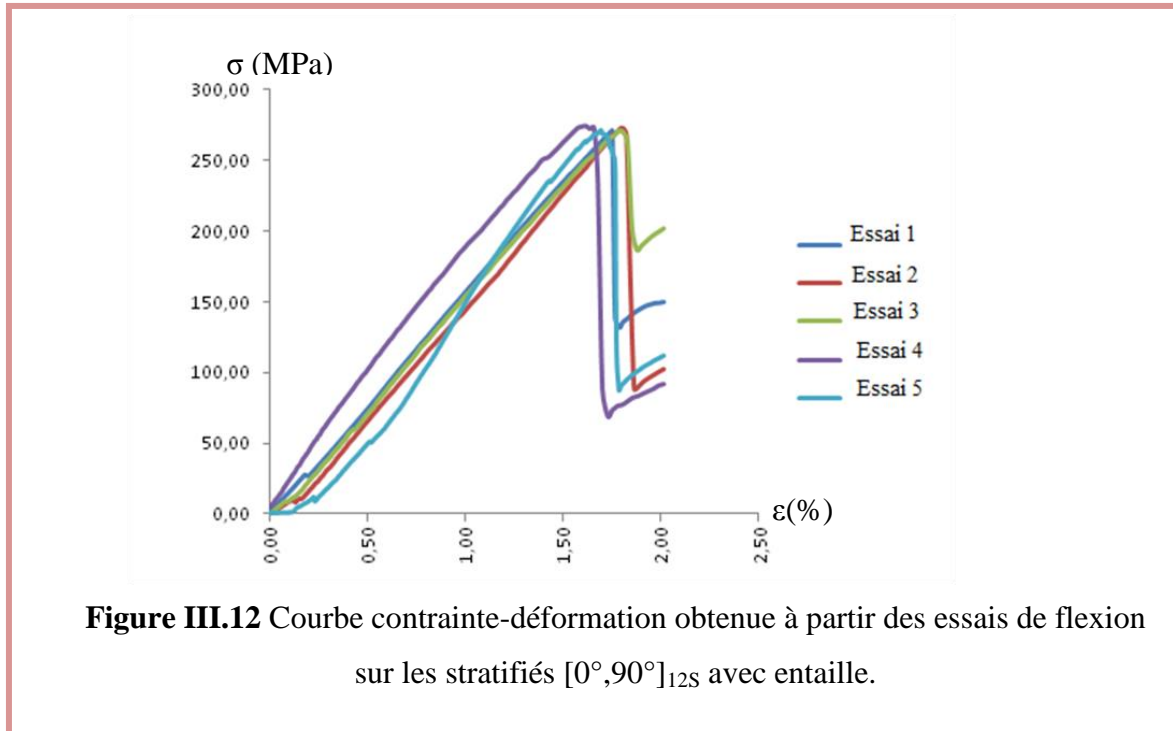
##### **1. Comportement des éprouvettes stratifiés avec et sans entaille :**

Les courbes contrainte-déformation pour chaque cas des éprouvettes  $[0^\circ, 90^\circ]_{12S}$  sans et avec entaille sont représentés dans les (figures III.11) et (III.12) Ces courbes représentent une légère dispersion. On peut remarquer que la présence d'entaille dans les éprouvettes diminue la force critique à la rupture et augmente son déplacement critique. On constate aussi que le sommet de la courbe contraintes-déplacement est arrondi contrairement au cas des essais sans entaille où la rupture était caractérisée par une chute brutale de la force exercée par le poinçon. Dans les deux configurations,

les tests de flexion sur les stratifiés ont présentés une réponse quasi-fragile. La raison de ce comportement est l'utilisation du composite de même matériaux, la charge appliquée est supportée par des fibres, qui sont plus forts mais fragile. Par conséquent, les courbes contrainte-déformation sont presque linéaire jusqu'à la rupture finale. Pour chaque configuration, les tests de flexion ont donné à peu près les mêmes modules d'élasticité et résistance à la traction ultime, comme illustré dans le Tableau III.1. Cette similitude est due à la symétrie des fibres dans les deux directions chaîne et trame dans les deux configurations des éprouvettes et la bonne maîtrise de l'élaboration des stratifiés. La dégradation de la rigidité due aux fissures internes et délaminage est produite dans les éprouvettes environ 90% de la charge à la rupture, tandis que les éprouvettes avec entaille la dégradation s'est produite environ 85%de la charge à la rupture. Bien que les éprouvettes ont subi des fissurations de la matrice et des dommages interlaminaire avant que la structure a perdu sa capacité de charge, le développement de ces mécanismes inter-laminaires et intra-laminaire n'a pas été reflétée dans les courbes contrainte-déformation, les principaux mécanismes sont visible une fois le stratifié est rompu complètement. Les modules de flexion élastiques  $E_{11}$  et  $E_{22}$  ont été calculées à partir des essais mécaniques des deux configurations. Les modules élastiques ainsi que la résistance à la flexion obtenue à partir d'essais de flexion sont énumérés dans le tableau (III.1) la déformation est un peu plus élevée pour les éprouvettes avec entaille. Les tests des éprouvettes sans entaille, des modules de flexion variés de 15 GPa à 21,6 GPa, et la résistance maximale variée de 371 MPa à 380 MPa. Des éprouvettes avec entaille, des modules de flexion variés de 12GPa à 15GPa, et la résistance maxiame variée de 318 MPa à 330 MPa.



**Figure III.11 :** Courbe contrainte-déformation obtenue à partir des essais de flexion sur les stratifiés  $[0^\circ, 90^\circ]_{12s}$  sans entaille.



**Tableau III.1:** Les données des essais de flexion des éprouvettes  $[0^\circ,90^\circ]_{12S}$  sans et avec entailles.

Configurations	Eprouvette sans entaille	Eprouvette avec entaille
Epaisseur (mm)	3	3
Orientation des fibres	$[0^\circ,90^\circ]_{12S}$	$[0^\circ,90^\circ]_{12S}$
E (GPa)	$17,3 \pm 1,5$	$12,6 \pm 1,3$
$\sigma_f$ (MPa)	$373,0 \pm 22$	$322,2 \pm 0,22$
Allongement (mm)	$3,64 \pm 0,3$	$5,1 \pm 0,26$
Déformation (%)	$1,85 \pm 0,07$	$1,96 \pm 0,08$

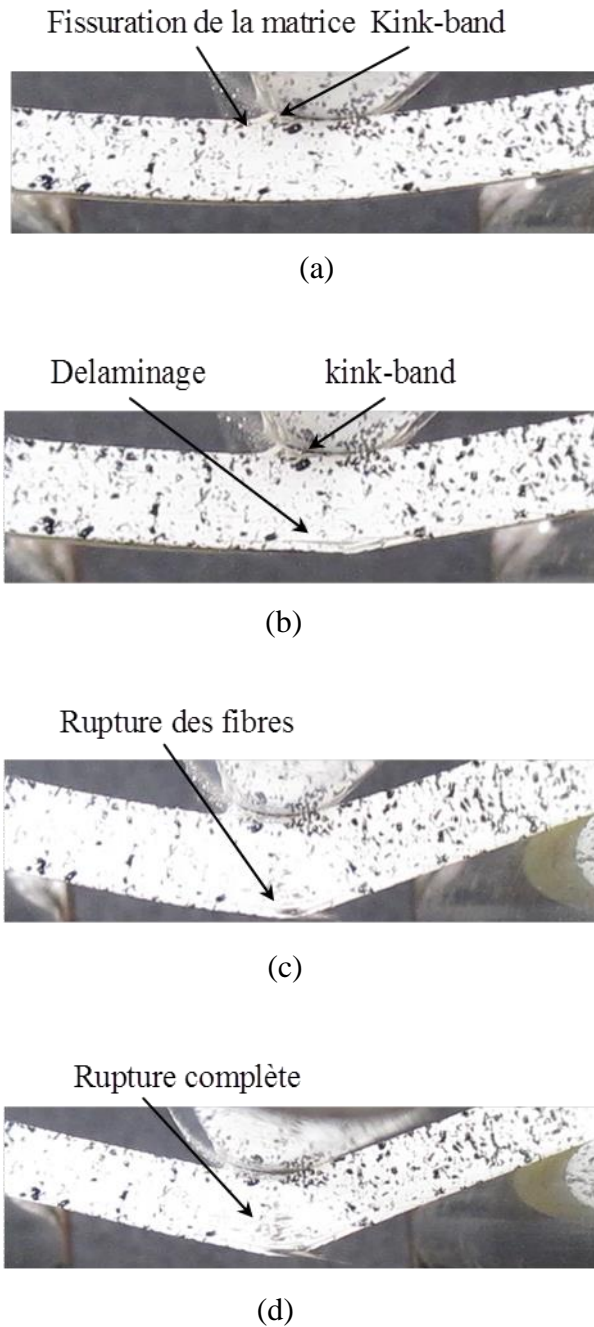
La résistance à la flexion moyenne est égale à 373 MPa et 322 MPa pour les éprouvettes sans entaille et avec entaille, respectivement, les valeurs de résistance en flexion des éprouvettes sans entaille sont plus élevées que l'autre configuration, les valeurs mesurés et calculées des essais sont énumérés dans le tableau (III.1). Plusieurs chercheurs ont démontré que, en général, la résistance en flexion est supérieure à la résistance en traction du matériau à partir duquel il est fabriqué [49]. Ce problème est expliqué à la suite de la distribution de contraintes non uniforme à travers l'épaisseur de l'éprouvette de flexion. Dans le test de flexion, la contrainte maximale est produite uniquement dans les fibres ultrapériphériques et, par conséquent, la probabilité de création de microfissures et la rupture dans cette région est plus élevée, est inférieure à ce qu'il serait pour la section transversale

des éprouvettes sollicitées à la traction. Cela peut aussi être expliqué en termes de variations statistiques de la résistance des fibres qui dominent l'initiation de la rupture. Dans les tests de tension, toutes les fibres alignées parallèlement à la direction du chargement uniforme, et donc la rupture des fibres apparaît en dernier. Ce comportement donne des valeurs faibles des modules de Young, cela peut être dû à déviation de l'impacteur au cours du chargement.

L'effet du défaut sur le comportement en flexion des stratifiés (verre/époxy) peut être observé à partir de la comparaison des données du tableau (III.1). Lorsque la résistance d'un composite est réduite, il y a présence de défauts. Les effets de défauts dans les composites sont généralement expliqués sur la base de la théorie statistique de Weibull en termes de la probabilité de trouver de plus grands défauts à l'échelle méso [50] et à l'échelle macro, la baisse de résistance peut être expliquée par la présence de concentration de contraintes

## **2. Mécanismes d'endommagement des composites (verre/epoxy) :**

Les principaux modes d'endommagement observés à l'endroit fissuré du stratifié sans entaille étaient un délaminage inter-plis, la fissuration de la matrice et la rupture des brins de fibres de verre qui est responsable de la rupture finale, comme le montre la (figure III.13d). Ces images montrent clairement que le premier endommagement associé à la fissuration de la matrice et le phénomène de kink-band qui se développe sur le point de contact du poinçon avec l'éprouvette, comme illustré sur la (figure III.13a). La zone endommagée se développe au centre de l'éprouvette. L'éprouvette a été coupée et examinée, le phénomène de kink-band est visible dans l'image, comme la montre la (figure III.13b) et (figure III.13a).



**Figure III.13** : Évaluation d'endommagement dans les éprouvettes sans entaille sous chargement quasi statique en flexion 3 points ; (a) et (b) deux modes d'endommagement, la fissuration de la matrice et le phénomène de kink-band sont observé, (b) apparition du délaminage dans la zone sollicitée en traction, (c) et (d) la rupture des fibres est observée sur les éprouvettes.

Lorsque la fissuration de la matrice apparaît, de multiples kink-bands ont été formés au point de contact au centre de l'éprouvette, résultant à une déviation de la charge initiale, comme représenté sur la (figure III.13) (a) et (b). Les brins de verre des 6 plis du bas sont soumis à une charge de traction étaient complètement fissurés. La région à faible contrainte au voisinage de l'impacteur du centre, l'endommagement majeur observé est la fissuration de la matrice, découlements longitudinaux des plis. Un tel mécanisme cause une faible dégradation du composite, ce mode d'endommagement est progressif qui mène à la rupture brutale de l'éprouvette. La rupture des fibres est observée dans la groupe (voir (c) et (d)), la charge est transférée à travers le kink-band, limitant ainsi l'évaluation de la charge d'impact. L'évolution de kink-band dans la zone de contact de forte déformation, l'évolution du mode d'endommagement kink-band entraînant la rotation des fibres dans la bande qui provoque la fissuration de la matrice et le délaminage locale. La poursuite du développement de rupture de la matrice à l'interface des couches provoque finalement le délaminage des couches, comme le montre la (figure III.13) (a) et (b). La baisse de la charge finale est attribuée à la rupture des fibres sur côté inférieur du centre de l'éprouvette, comme il montre la (figure III.13) (d). La rupture s'est produit dans la zone sollicitée en traction et indique une quantité importante de dissipation d'énergie pour ce mode d'endommagement.

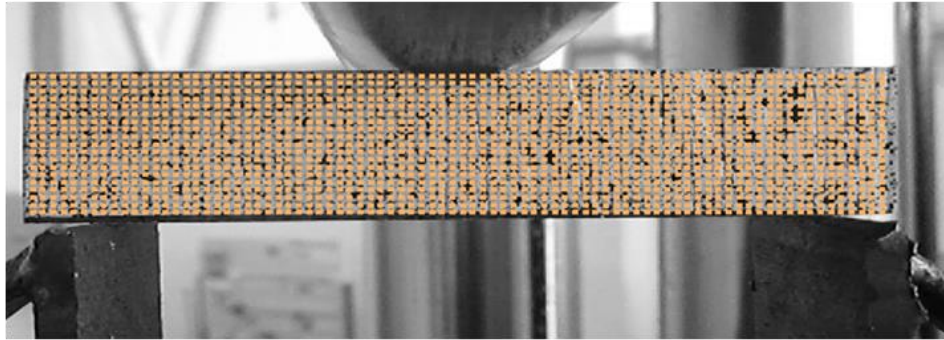
La zone de l'initiation d'endommagement développée dans la région inférieure des fibres sollicitée en traction peut être mieux étudiée en utilisant la technique de corrélation d'images, l'évaluation des champs de déformations de l'éprouvette avec entaille est représentés sur la (figure III.13). Les contours de déformation de la surface sur le côté inférieur de l'éprouvette de flexion illustre les domaines de localisation de la déformation où la matrice a commencé à se fissurer et la zone également de la rupture des fibres.

(Figure III.13) montre les fissures longitudinales qui se propagent sur la longueur de l'éprouvette en raison de la présence des contraintes élevées dans le plan de cisaillement. Délaminage interlaminaire peut être également être clairement vu dans la corrélation d'images microscopique de la (figure III.13) au même l'emplacement du stratifié.

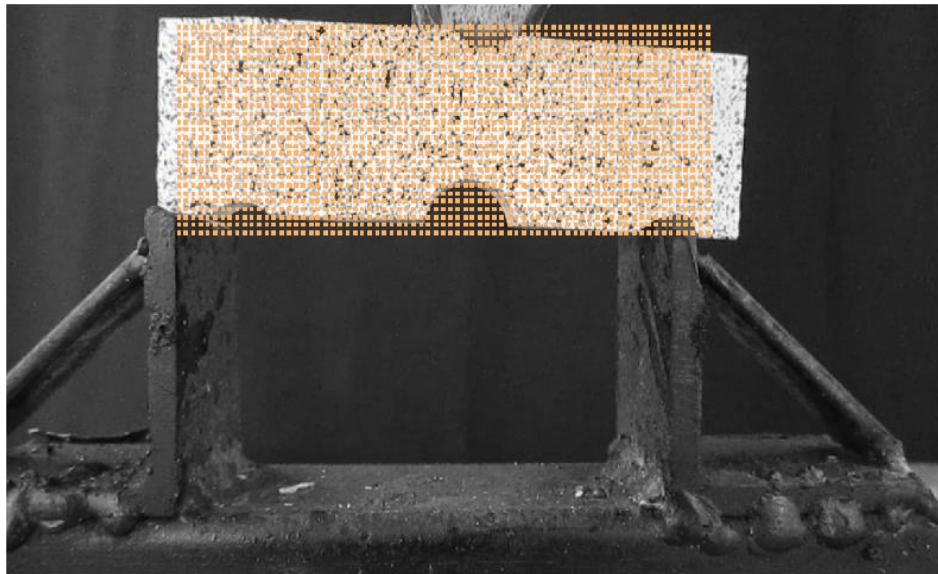
## **VI. Résultats et discussion obtenus DIC (mesure 2D) :**

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).

Afin d'obtenir le déplacement réel de l'éprouvette, 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 de l'éloignement de deux positions choisis arbitrairement. Elle a permis de mettre en évidence un facteur important entre le déplacement traverse de la machine et le déplacement réel. Notons que le déplacement traverse est plus grand que le déplacement réel.



**Figure III.14a :** Zone utilisée pour suivre l'évolution du champ de déplacement de l'éprouvette sans entaille au cours de la corrélation d'images.



**Figure III.14b :** Zone utilisée pour suivre l'évolution du champ de déplacement de l'éprouvette avec entaille au cours de la corrélation d'images.

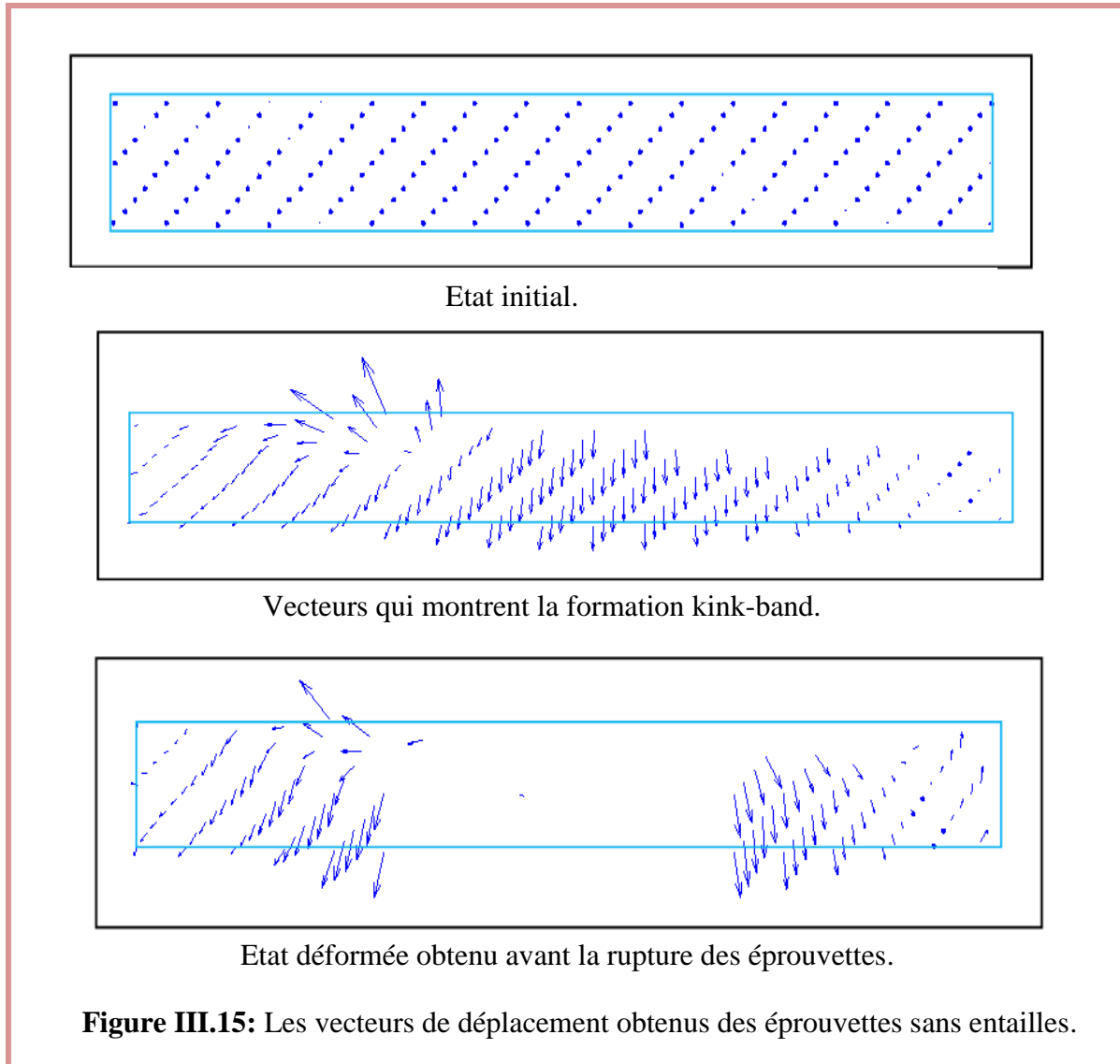
La forme du champ de déformation est une information primordiale pour déterminer l'évaluation des zones critiques d'endommagement. Afin de définir cette forme, une mesure par corrélation d'images a été effectuée sur l'épaisseur du stratifié sans et avec entaille au cours d'un essai

d'impact sur stratifié rainurée. Comme le montrent les (figure III.14), l'observation précise du champ de déplacement permet de valider la procédure suivie et les hypothèses imposées. En effet, on observe nettement l'existence d'un gradient du champ de déplacement à l'entaille des éprouvettes.

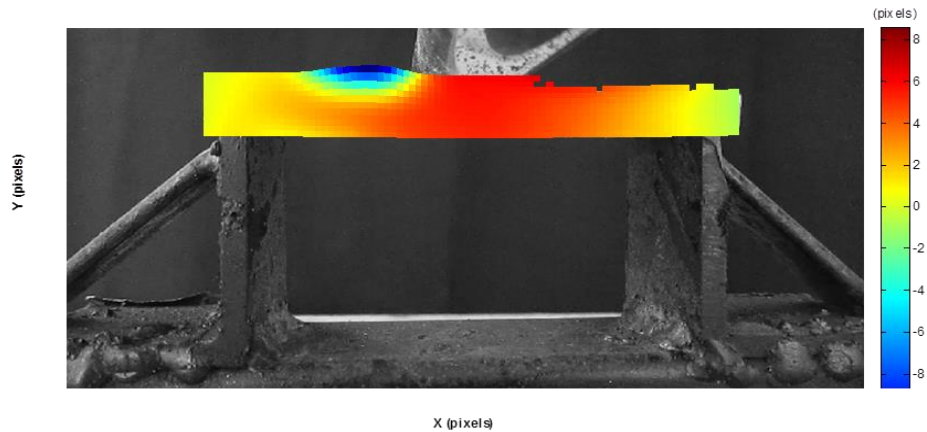
Les résultats suivants sont présentés :

- *Précision du calcul* : l'augmentation du nombre de gris (diminuer le nombre de pixels) permet d'évaluer la précision du calcul de la corrélation. Si la précision est inférieure à 0.1 pixels, le calcul est considéré comme étant suffisamment précis.
- Champs de déplacements dans la direction de sollicitation est exprimé en pixels, puisque les mesures sont directement exprimées directement sur les images. Dans ce cas, 1 pixel correspond à 0.8 mm.
- On n'a pas atteint la précision donnée dans la littérature de 0.01 pixels, mais globalement, les calculs ont été réalisés avec une bonne précision.
- Le champ de déplacement dans la direction de sollicitation (verticale) est présenté sur la figure ... dans cette direction, le déplacement varié de -0.78pixels, soit -0.21 mm, à 5.8 pixels, soit 1.57 mm.

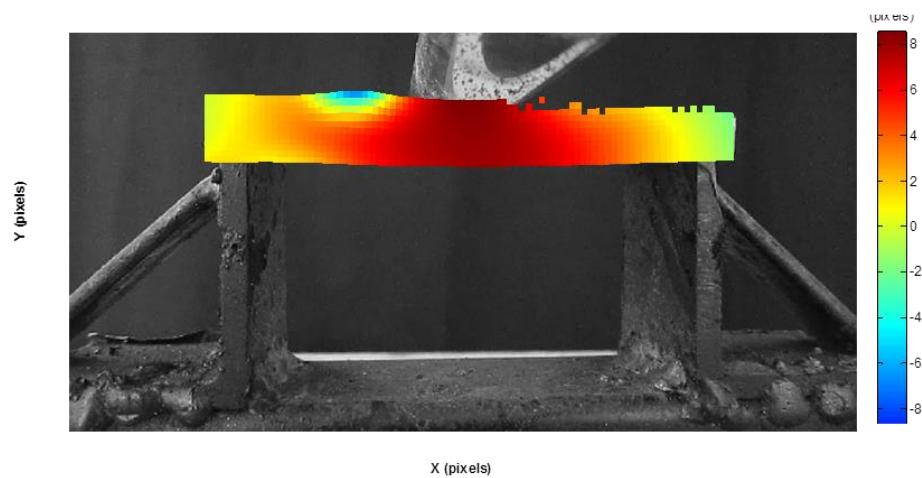
La (figure III.15) représente les vecteurs de déplacement en surface de l'éprouvette. Chaque vecteur déplacement correspond au résultat de corrélation d'une zone d'intérêt :



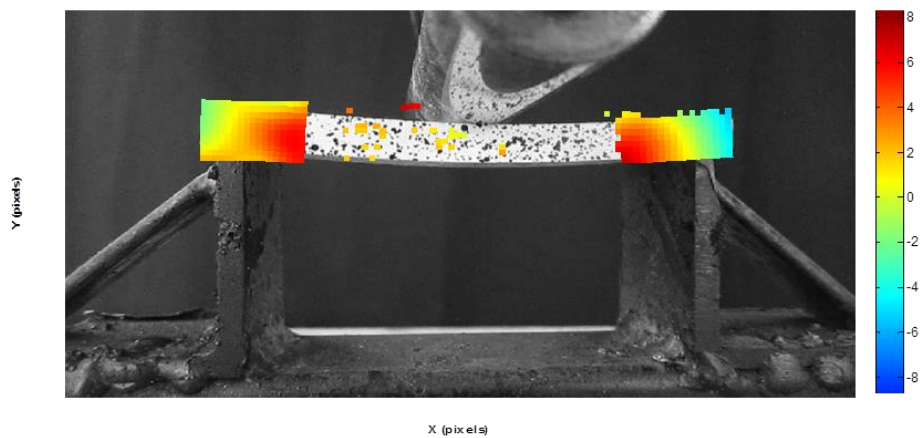
La (figure III.16) illustre l'évaluation du champ de déformation équivalente pour les différentes étapes de chargement. La première carte montre la formation du phénomène de kink-band au voisinage de l'impacteur. La carte finale montre la déformation avant l'apparition de la rupture finale de l'éprouvette sans entaille.



le déformée qui montre l'apparition de kink-band.



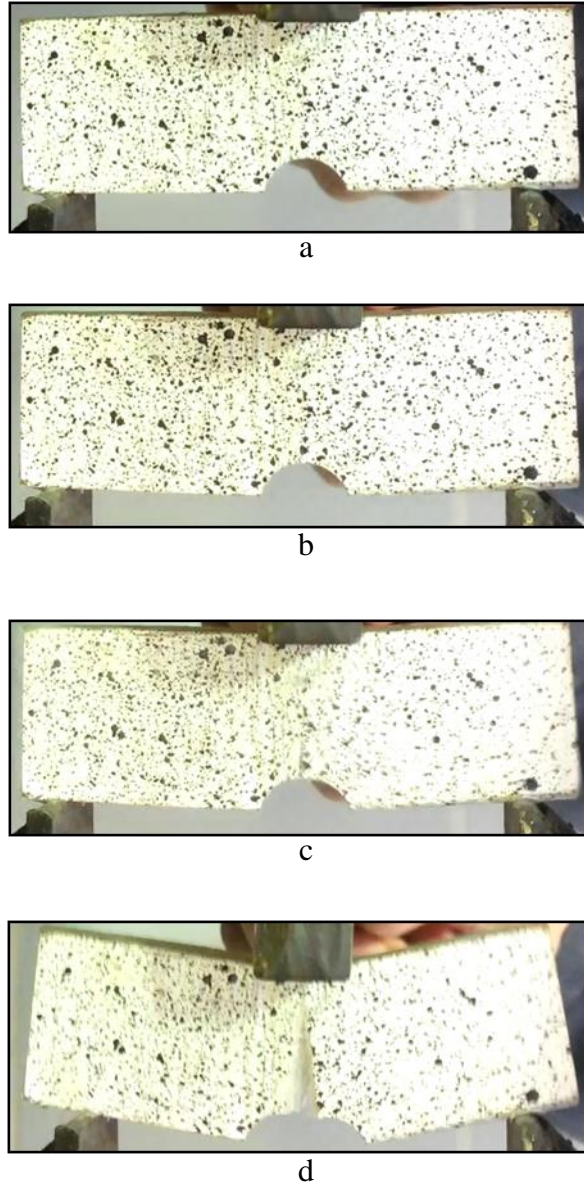
Champs de déformation au cours de progression de l'endommagement.



Champs de déformation avant la rupture de l'éprouvette.

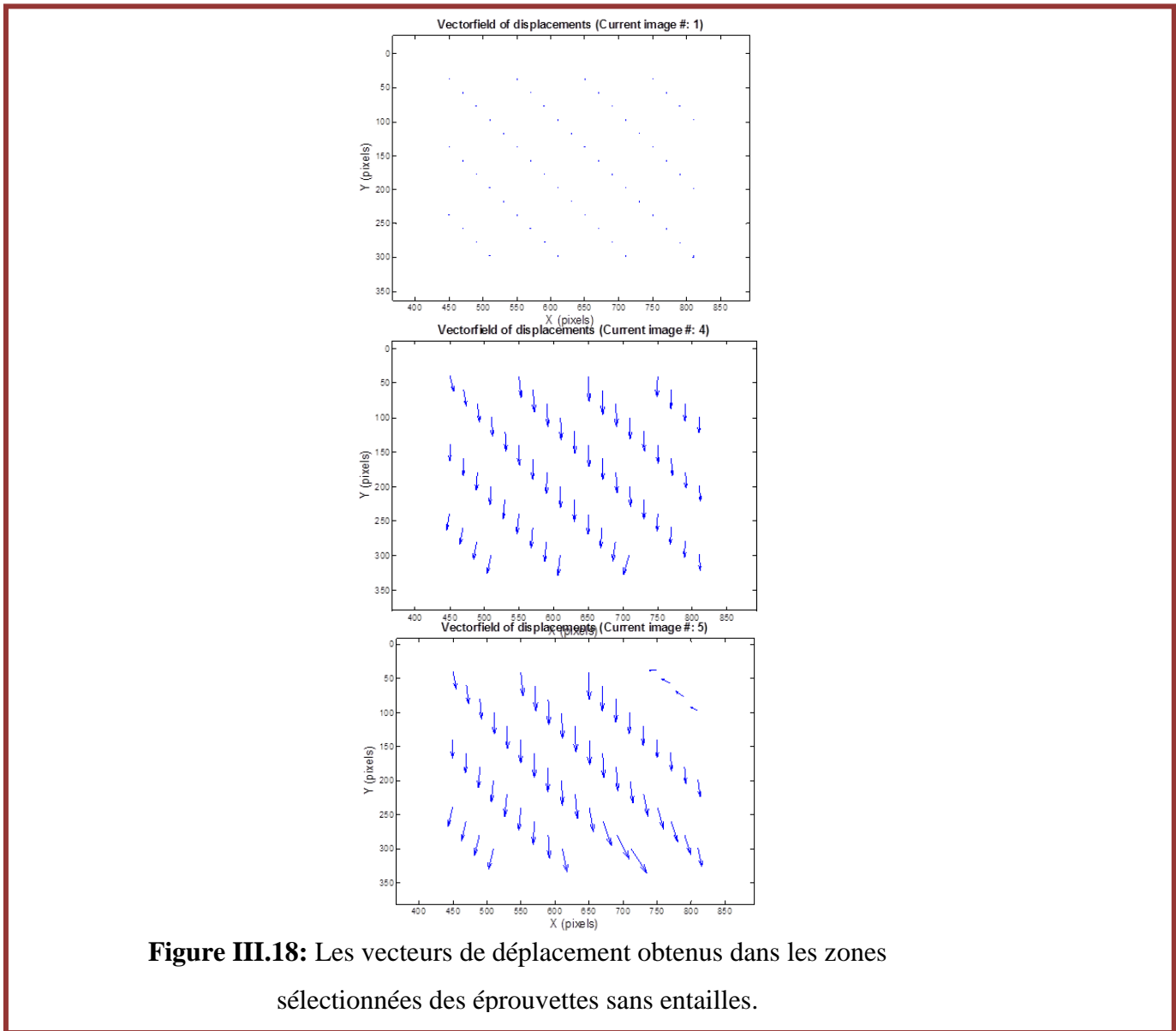
**Figure III.16 :** Carte de déformation équivalente  $\varepsilon_{eqv}$  en surface d'une éprouvette sans entaille obtenue par DIC.

Les principaux modes d'endommagement observés dans les éprouvettes avec entaille étaient la fissuration de la matrice et la rupture des fibres, comme le montre la (figure III.17). Ces images montrent l'évaluation d'endommagement dans les éprouvettes, La fissure apparaît à l'image (b), Après son initiation, la fissure se propage immédiatement dans l'épaisseur et ceci jusqu'à rupture des stratifiés. Il s'avère que les fissures apparaissent au même endroit sur chaque éprouvette.



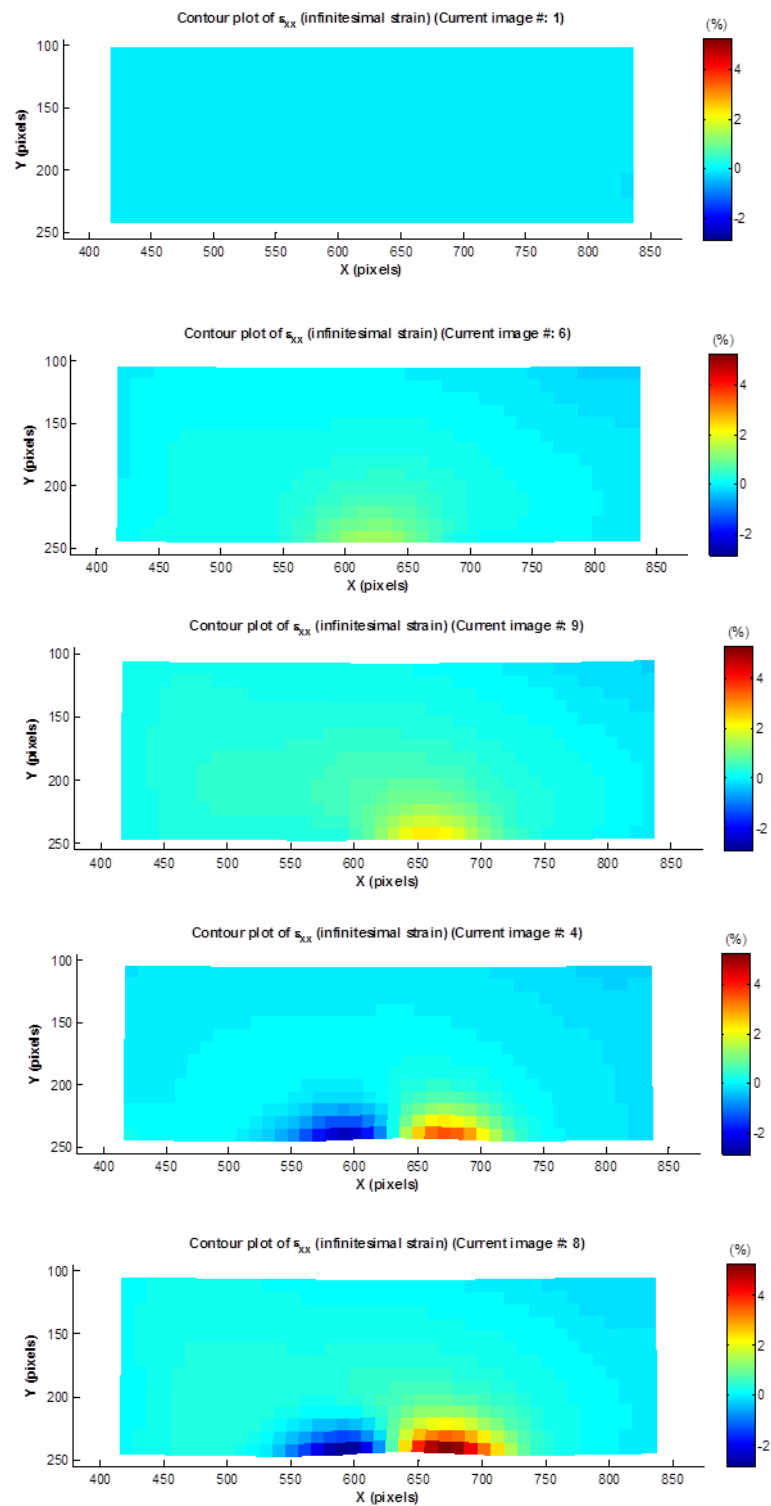
**Figure III.17 :** L'évaluation d'endommagement dans les éprouvettes avec entaille sous chargement quasi-statique en flexion 3 points ; (a) fissuration de la matrice (craquage du stratifié), (b) apparition de fissures au bord du trou, (c) et (d) la rupture des fibres est observée sur les éprouvettes.

La (figure III.18) représente les vecteurs de déplacement en surface de l'éprouvette. Chaque vecteur déplacement correspond au résultat de corrélation d'une zone d'intérêt :

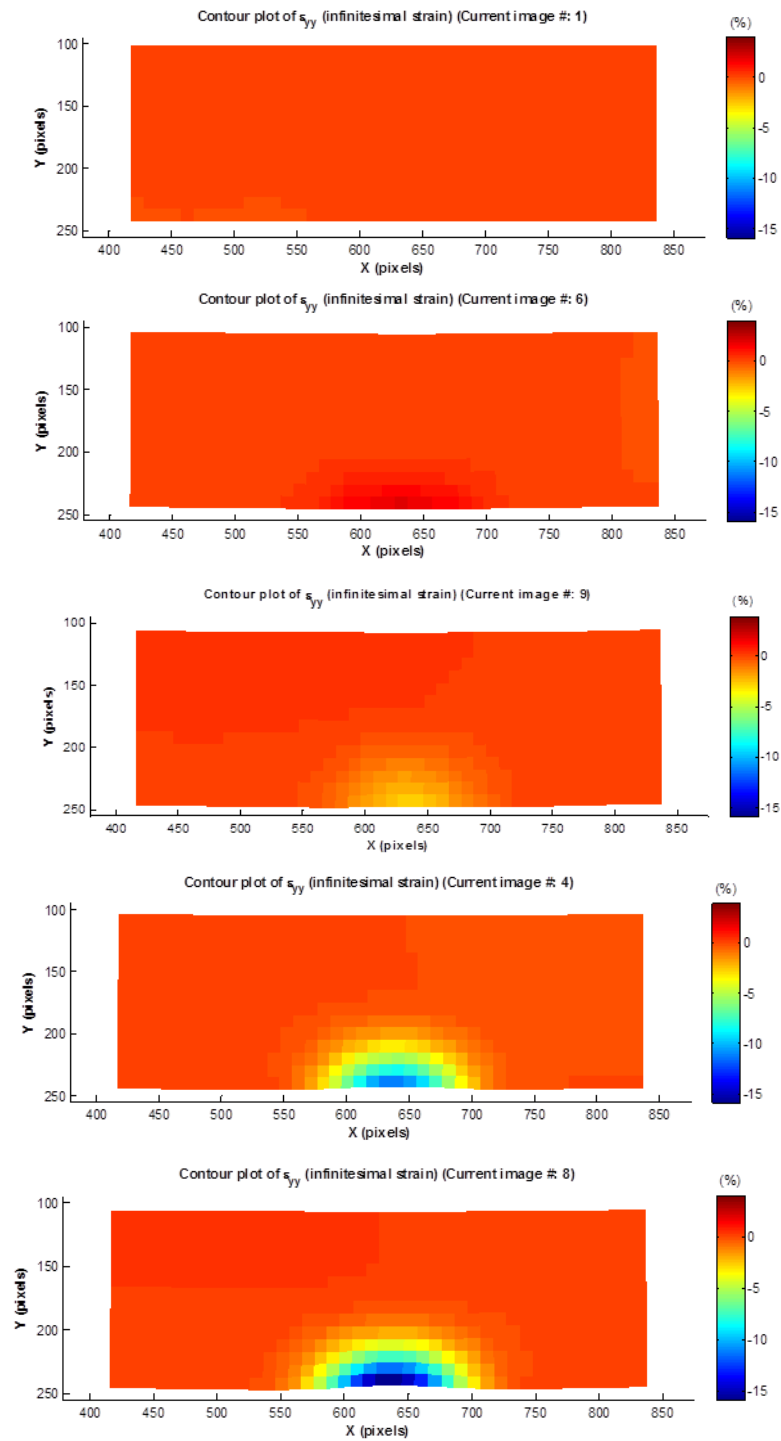


**Figure III.18:** Les vecteurs de déplacement obtenus dans les zones sélectionnées des éprouvettes sans entailles.

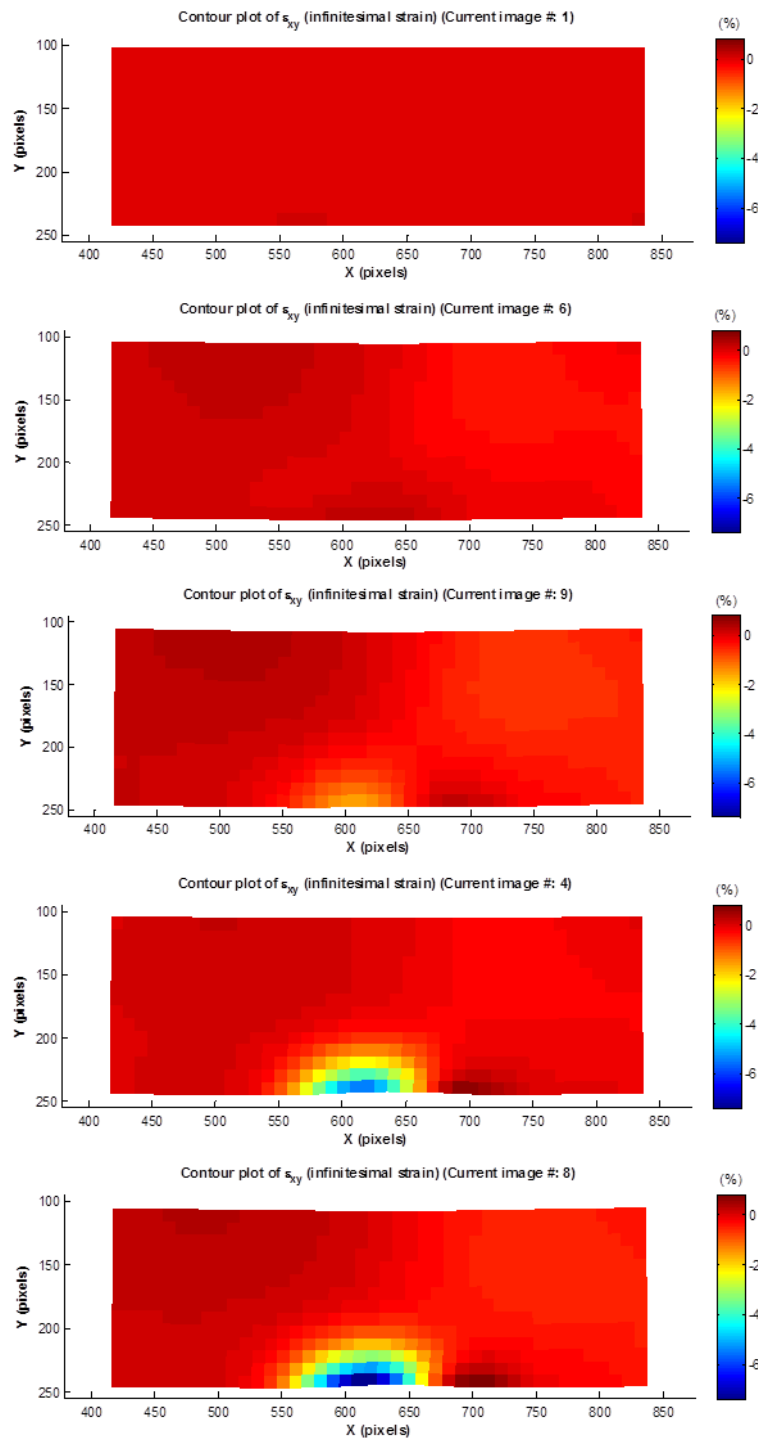
La (figure III.19) illustre l'évaluation du champ de déformation autour du trou pour les différentes étapes de chargement. La zone la plus déformée autour du trou est représenté en rouge. Ces cartographies de déformation sont obtenues par le code MALTAB à partir des 10 images prises au cours de chargement. La scène finale montre une forte zone de contraintes autour du trou, qui peut représenter les contraintes résiduelles qui restent la zone déformée de la charge supérieur.



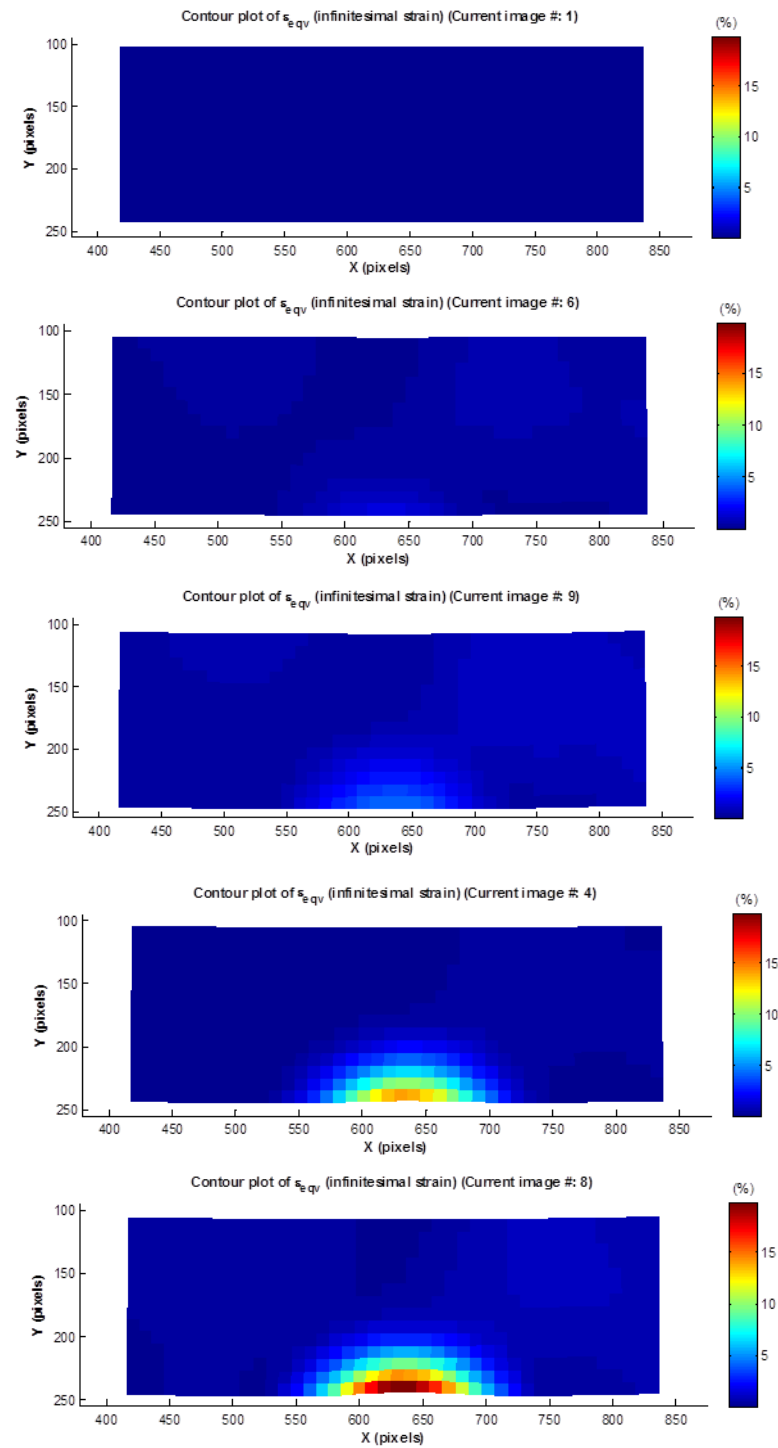
**Figure III.19 :** Carte des déformations longitudinales  $\epsilon_{xx}$  sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement.



**Figure III.20 :** Carte des déformations transverses  $\epsilon_{yy}$  sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement.



**Figure III.21 :** Carte des déformations de cisaillement  $\epsilon_{xy}$  sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement.



**Figure III.22 :** Carte de déformation équivalente  $\epsilon_{eqv}$  sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours de chargement.

L'image montre un champ de déformations provenant de l'extrémité de l'entaille. Ces concentrations de contraintes sont indiquées par des valeurs localement élevées de la déformation longitudinale, indiquant un fort gradient de déplacement entre deux éléments adjacents de la grille. On peut constater qu'en plus d'une cartographie complète de la microfissuration apparente (figures 17 à 20), la corrélation d'images est en mesure de fournir les caractéristiques géographiques de zones critiques qui causeront l'endommagement et les variations locales de leur largeur. Une quantification de l'endommagement est donc possible avec un appareillage expérimental relativement simple.

Cependant, cette technique a une applicabilité réduite sur le terrain pour caractériser l'endommagement de matériaux de construction déjà en place. Les mesures d'émissions acoustiques sont plus appropriées pour cet usage, mais leur interprétation nécessite une étude préalable. Les essais expérimentaux et la corrélation permettent d'établir les possibilités offertes la localisation et la prédiction des zones endommageables.

L'essai de flexion sur les éprouvettes stratifiés entaillés a permis la création des fissures transversales à travers les plis du stratifié. Lorsque la fissure atteint l'interface, le délaminage apparaît aux bords libres, puis se propage à l'intérieure. Cet essai a initialement été développé afin d'étudier l'influence du défaut sur l'endommagement des stratifiés. Le but de cet exemple est de voir la précision du code dans la détection des zones critiques d'endommagement.

## **VII. Conclusion :**

Les deux variantes des stratifiés  $[0^\circ, 90^\circ]_{12S}$  de l'étude (sans et avec entaille) ont été testés en flexion quasi-statique. Les essais de flexion ont permis de déduire les caractéristiques et les propriétés mécaniques des deux variantes. Ces essais montrent aussi que les modules de Young déterminés dans la direction longitudinale sont similaires à ceux déterminés dans la direction transversale. Ces essais ont permis de déduire les différents mécanismes l'endommagement sous chargement d'impact à faible vitesse. Ces tests serviront de définir le niveau d'effort ou de déplacement que peuvent subir les stratifiés verre/époxy. Le comportement des stratifiés est non-linéaire en raison de la fissuration de la matrice et le flambage des fibres aux voisinages de l'impacteur au centre des éprouvettes testées. Dans ces essais, la technique de corrélation d'images avéré être très utile pour acquérir des données en plein champ des zones critiques d'endommagement. Des essais de flexion sur éprouvettes avec entaille ont été effectués pour comparer les données avec ceux obtenus des éprouvettes sans entaille. Une différence importante a été observée dans les propriétés de flexion en raison des effets du défaut, les éprouvettes ont montrés un comportement sensible à la présence de défaut sous chargement d'impact.

Les zones critiques d'endommagement dans les stratifiés sans et avec entaille ont été étudiées en utilisant la technique de corrélation d'images (DIC). Les résultats obtenus en termes de champs de déformations semblent être cohérents et logiques. La méthode de corrélation d'images est très bien adaptée pour la mesure des champs de déformation à grande déformation sur ce stratifié impacté malgré la présence sur la structure étudiée de zones fortement déformées et délicates d'analyse. L'analyse macroscopique de l'endommagement à divers endroits dans les stratifiés fissurés a affirmé que les régions à faible concentration de contraintes montrent des fissurations longitudinales, alors que les régions de forte concentration de contraintes montrent un délaminage et la rupture des fibres. La fissuration de la matrice a induit de multi-décollements dans zones de compression et la rupture des fibres dans les zones de traction. Parmi tous modes d'endommagement observés, le délaminage et la rupture des tissus de fibres de verre sont essentiels dans la dégradation rapide des stratifiés  $[0^\circ, 90^\circ]_{12s}$ .

## **Conclusions et perspectives**

La corrélation d'images numériques a été étudiée afin de mesurer les champs de déformations en surface des stratifiés sous le chargement d'impacts. Cette technique possède l'avantage d'être sans contact et d'offrir une meilleure résolution spatiale 2D. La technique consiste à acquérir au moins deux images sur la même surface par une caméra, à au moins deux états de sollicitation différents (état initial et état final), en se basant sur la ressemblance de leur voisinage déduit d'un champ de déplacement de points dans les images. Ensuite, par dérivation discrète, on obtient un champ de déformation de la surface. Ces derniers traitements d'images sont effectués numériquement suivant un algorithme de calcul programmé sous Matlab. Le matériel nécessaire pour la mise en œuvre de la technique de corrélation consiste en un appareil d'acquisition (caméras, appareil photos numérique, etc....) et un code de calcul ou un logiciel de traitement d'image. Cette technologie développée aux Etats Unis d'Amérique dès les années quatre vingt est bien maîtrisée dans certains laboratoires universitaires comme le LMT de l'ENS Cachan. Cette technique est utilisée dans des applications telles que la caractérisation, l'impact et la rupture des matériaux. Elle est fiable à condition de respecter les procédures expérimentales évoquées précédemment.

Dans un premier temps, la procédure expérimentale ainsi que la méthode d'exploitation de l'essai ont été présentées. D'une part, cette présentation a permis de mettre en avant les avantages de l'essai d'impact sur plaques stratifiées rainurées pour caractériser le comportement et la propagation des champs de déformation avant et après l'endommagement. Ainsi, ces essais sont simples à mettre en place et ne nécessitent pas de grands moyens. De plus, ils sont reproductibles et présentent une propagation stable des champs de déformations sur la surfaces des stratifiés. Enfin, cet essai propose une mixité de sollicitations (traction et compression) et mode d'endommagement qui évolue au cours de l'essai, contrairement aux essais classiques tels que la traction et la compression simple. D'autre part, l'exploitation de ces essais se base sur la technique numérique de corrélation d'images (DIC). Un programme a été développé pour pouvoir utiliser cette technique avec le code de calcul MATLAB. On a pu alors démontrer que cette technique pouvait s'appliquer à l'essai d'impact sur des composites stratifiés (époxy/verre) dégradées afin de retrouver l'évaluation des champs de déformation dans les zones d'anisotropies à partir des déplacements expérimentaux.

La démarche a été d'essayer d'appliquer la technique de corrélation d'images numériques pendant l'essai d'impact. Cependant, la mise en œuvre pour la détermination des champs de déformation nécessite une parfaite connaissance de la méthode (principe, algorithmes, performances) afin de dire à quel moment cette technique peut être déployée. Pour répondre à cette

question, il a fallu passer par une étude plus poussée sur la méthode de corrélation d'images afin d'identifier d'une part les principaux paramètres tels que l'adaptation du code de calcul, la maîtrise de la technique de mouchetis et d'autre part d'étudier leur influence sur la précision de mesure. Sur la base des résultats obtenus à partir de la technique de corrélation d'images numériques, les conclusions suivantes peuvent être formulées:

- Les résultats obtenus de la corrélation d'images pour les composites (verre/époxy) en flexion dynamique sont proches de ceux des observations expérimentales. La précision de la corrélation d'images a été déterminée en comparant les résultats expérimentaux pour les histoires de la charge avec les prédictions numériques respectifs pour plusieurs étapes d'impact.
  
- Des informations détaillées sur l'évaluation des champs de déformations et la formations des zones critiques d'endommagement sont obtenues en utilisant la technique de corrélation d'images, afin d'améliorer la compréhension de l'évolution de ces processus. Par exemple, certains comportements tels que la fissuration de la matrice et les décollements des plis sollicités en compression ainsi que la rupture des fibres dans les plis sollicités en traction. Ces informations permettent également d'identifier l'ordre d'apparition de chaque mécanisme d'endommagement, ce qui est impossible expérimentalement, ont été capturés par la technique de corrélation d'images. Le type, l'emplacement et l'étendue de l'endommagement par rapport à l'impact et le temps ont été également identifiés par cette technique de corrélation.
  
- La formation d'un dommage dans les échantillons à l'endroit de l'impact est de l'avant vers l'arrière similaire à celle observée avec la corrélation d'images. En outre, une bonne corrélation a été obtenue entre les longueurs de fissure numériquement prédites et expérimentalement délaminé.

## **Perspectives**

Dans l'état actuel de son développement, la technique de corrélation d'images n'a pas été utilisée pour des problèmes complexes déjà traités dans des études expérimentales. Mais son développement futur nous semble prometteur au vue des résultats obtenus. Toutefois certains points sont encore à améliorer et de nombreuses perspectives apparaissent :

- L'effet de l'épaisseur du stratifié devrait être examinée plus en détail sous des charges d'impact à faible vitesse en utilisant une plus grande gamme d'épaisseur et de dimensions. Ce serait utile pour comprendre l'effet de l'épaisseur sur le comportement de stratifiés (verre/époxy).
- Les propriétés dans le plan du stratifiés (verre/époxy) ont été obtenues dans cette étude. Un programme expérimental devrait être élaboré pour déterminer les propriétés du stratifiés (verre/époxy) hors-plan sous chargement d'impact.
- Une approche de modélisation multi-échelle devrait être adoptée pour simuler les mécanismes d'endommagement dans les stratifiés (verre/époxy) sous des charges de flexion quasi-statiques et dynamiques. Bien que, le développement de modèles à grande échelle est conditionné par le niveau de puissance de calcul actuellement disponible, la modélisation localisée à l'échelle de fils et de la matrice sera possible à la position du pénétrateur en flexion quasi statique, et d'impact et de rupture des emplacements dans les simulations de flexion dynamiques.
- Ce mémoire est porté sur l'étude du comportement des composites sous l'impact à faible vitesse. Le comportement du composite sous impacts multiples telles que vécues par les produits de sport dans des conditions de service devrait être étudiée. Le comportement du composite devrait être étudiée par le développement de schémas de résistance qui associent la fatigue et l'endommagement par rapport au nombre d'impacts.

Chapitre I : Étude bibliographique sur les matériaux composites

<b>Figure I.1:</b> Composition d'un matériau composite. ....	4
<b>Figure I.2:</b> Représentation schématique d'un hybride métal-stratifié. ....	5
<b>Figure I.3:</b> Différents types de renforts dans les composites. ....	6
<b>Figure I.4 :</b> Différentes architectures du renfort. ....	7
<b>Figure I.5 :</b> Fibres de verre. ....	8
<b>Figure I.6 :</b> Fibres de carbone. ....	8
<b>Figure I.7 :</b> Fibres d'aramide. ....	9
<b>Figure I.8 :</b> Fibres céramique. ....	9
<b>Figure I.9 :</b> Différents types de matrices organiques et minérales. ....	10
<b>Figure I.10 :</b> Moulage en contact. ....	12
<b>Figure I.11:</b> Moulage poinçon matrice. ....	13
<b>Figure I.12:</b> Moulage sous vide. ....	13
<b>Figure I.13:</b> Moulage par injection de résine. ....	14
<b>Figure I.14:</b> Constituants d'un stratifié. ....	14
<b>Figure I.15 :</b> Orientations normalisées des fibres. ....	15
<b>Figure I.16:</b> Désignation d'un stratifié. ....	15
<b>Figure I.17 :</b> Schéma définissant le plan moyen. ....	16
<b>Figure I.18 :</b> Exemple d'un stratifié symétrique. ....	16
<b>Figure I.19 :</b> Exemple d'un stratifié séquence. ....	17
<b>Figure I.20.</b> Matériau composite unidirectionnel. ....	20
<b>Figure I.21 :</b> Cellule élémentaire d'un composite unidirectionnel. ....	20
<b>Figure I.22 :</b> Composite soumis à une traction longitudinale. ....	23
<b>Figure I.23 :</b> Composite soumis à une traction transversale. ....	24
<b>Figure I.24 :</b> Composite soumis à un cisaillement longitudinale. ....	26
<b>Figure I.25 :</b> Matériau composite bidirectionnel. ....	27

Chapitre II: Endommagement des matériaux composites et la méthode de DIC

<b>Figure II.1 :</b> Classification des impacts: (a) l'impact à grande vitesse, (b) l'impact à vitesse intermédiaire, (c) l'impact à faible vitesse, le temps de l'impact est long avec une réponse quasi-statique [14]. ....	33
<b>Figure II.2 :</b> (a) Test d'impact de Charpy; (b) Test d'impact de Izod [15]. ....	36
<b>Figure II.3 :</b> Les fissures transversales de la matrice sous chargement de traction [18]. ....	39

<b>Figure II.4</b> : Décollements fibre-matrice sous chargement de traction [18].....	39
<b>Figure II.5</b> : Mécanismes d'endommagement tel que le délaminage, la fissuration transversale et le kink-band dans les stratifiés sous compression.....	41
<b>Figure II.6</b> : Vue générale du dispositif de la corrélation d'images [31].....	44
<b>Figure II.7</b> : Suivi du déplacement dans une zone par la méthode de corrélation d'images .....	46

Chapitre III: Partie expérimentale

<b>Figure III.1</b> : Epreuve sans entaille montée sur les deux supports de flexion.....	56
<b>Figure III.2</b> : Epreuve avec entaille montée sur les deux supports de flexion .....	57
<b>Figure III.3</b> : (a) la configuration de flexion trois points. (b) Distribution des contraintes de cisaillement à travers l'épaisseur d'un stratifié soumis à une flexion à trois points .....	58
<b>Figure III. 4</b> : Machine IBERTEST .....	60
<b>Figure III.5</b> : Géométries et les dimensions des éprouvettes avec entaille.....	61
<b>Figure III.6</b> : Schéma expérimental .....	62
<b>Figure III.7</b> : Photographie d'un système d'acquisition d'imagerie numérique.....	62
<b>Figure III.8</b> : Dispositif utilisé pour la répartition du mouchetis.....	63
<b>Figure III.9</b> : Éprouvettes de flexion avec mouchetis ;(a) le mouchetis est déposé sur l'épaisseur des éprouvettes sans entaille, (b) le mouchetis est déposé sur la largeur des éprouvettes avec entaille. .	63
<b>Figure III.10</b> : Courbe contrainte-déformation obtenue à partir des essais de flexion sur les stratifiés $[0^\circ, 90^\circ]_{12S}$ sans entaille .....	65
<b>Figure III.11</b> : Courbe contrainte-déformation obtenue à partir des essais de flexion sur les stratifiés $[0^\circ, 90^\circ]_{12S}$ avec entaille. ....	66
<b>Figure III.12</b> : Évaluation d'endommagement dans les éprouvettes sans entaille sous chargement quasi statique en flexion 3 points ; (a) et (b) deux modes d'endommagement, la fissuration de la matrice et le phénomène de kink-band sont observé, (b) apparition du délaminage dans la zone sollicitées en traction, (c) et (d) la rupture des fibres est observée sur les éprouvettes.....	68
<b>Figure III.14b</b> : Zone utilisée pour suivre l'évolution du champ de déplacement de l'éprouvette avec entaille au cours de la corrélation d'images.....	70
<b>Figure III.14a</b> : Zone utilisée pour suivre l'évolution du champ de déplacement de l'éprouvette sans entaille au cours de la corrélation d'images. ....	70
<b>Figure III.15</b> : Les vecteurs de déplacement obtenus des éprouvettes sans entailles .....	72
<b>Figure III.16</b> : Carte de déformation équivalente $\epsilon_{eqv}$ sur la surface d'une éprouvette sans entaille obtenue par DIC. ....	73
<b>Figure III.17</b> : L'évaluation d'endommagement dans les éprouvettes avec entaille sous chargement quasi-statique en flexion 3 points ; (a) fissuration de la matrice (craquage du stratifié), (b)	

apparition de fissures au bord du trou, (c) et (d) la rupture des fibres est observée sur les éprouvettes. ....	74
<b>Figure III.18:</b> Les vecteurs de déplacement obtenus dans les zones sélectionnées des éprouvettes sans entailles.....	75
<b>Figure III.19.</b> Carte de déformation longitudinale $\epsilon_{xx}$ sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement. ....	76
<b>Figure III.20 :</b> Carte des déformations transverses $\epsilon_{yy}$ sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement. ....	77
<b>Figure III.21</b> Carte de déformation de cisaillement $\epsilon_{xy}$ sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement. ....	78
<b>Figure III.22 :</b> Carte de déformation équivalente $\epsilon_{eqv}$ sur la surface de l'éprouvette avec ou sans entaille au cours du chargement. ....	79

---

Chapitre I : Étude bibliographique sur les matériaux composites

**Tableau I.1.** Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse.....22

**Tableau I.2.** Expression des modules d'Ingénieurs en fonction des coefficients de souplesse .....28

Chapitre III: Partie expérimentale

**Tableau III.1:** Les données des essais de flexion des éprouvettes  $[0^\circ, 90^\circ]_{2S}$  sans et avec entaille . 66

---

## 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 corréler les images enregistrées pendant l'essai d'impact à faible impact. Une fois les images sont corréliées, ils peuvent être transmis sur un algorithme de DIC pour obtenir les variables cinématiques souhaitées (déplacements, déformations).

## 2. Soubrountines 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.

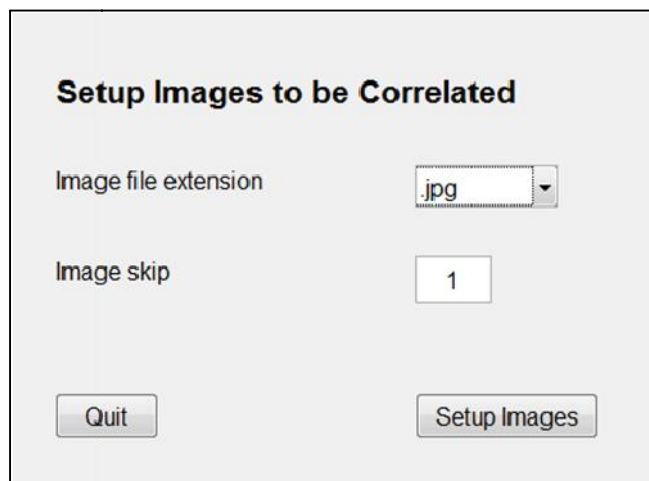
---

**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.



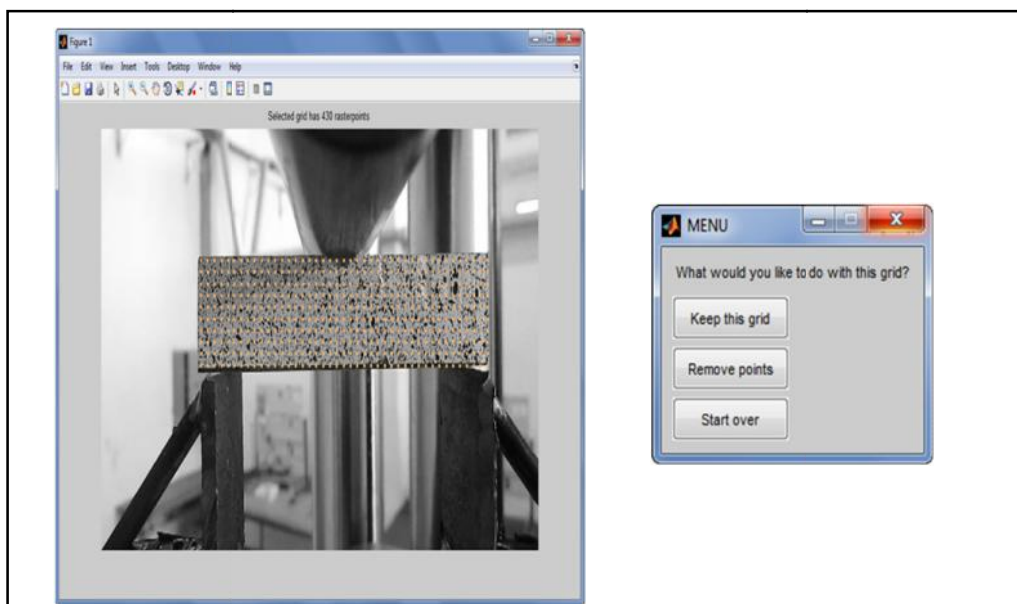
**Figure 1 :** format des images « JPG »

Après l'exécution, La fonction nous donne une liste d'images traitées sous un format « JPG » (figure 1), et MATLAB génère les résultats suivants :

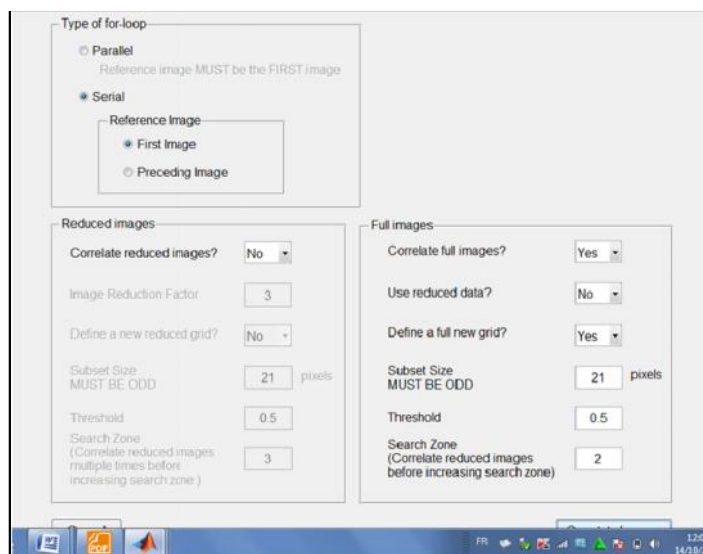
Extension : « JPG »  
Le nombre total d'images : 10  
Le nombre d'images corrélées : 1  
Le saut d'images : 1

**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 (figure 2).



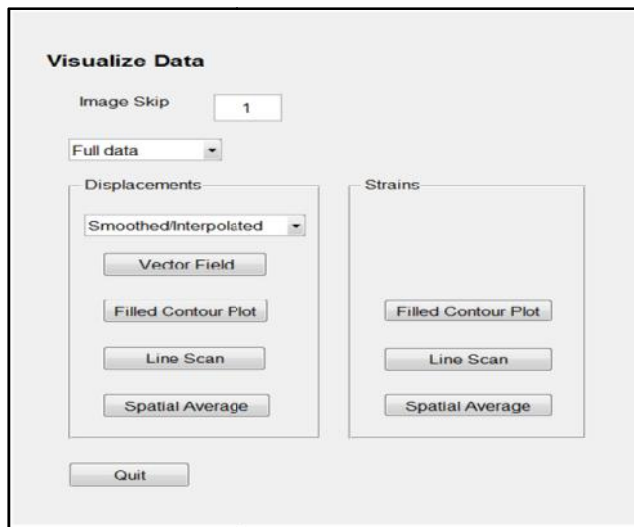
**Figure 2:** grille de sous-pixels 10x10



**Figure 3 :** paramètres de la corrélation d'images.

**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 (figure 4).



**Figure 4:** Les options disponibles pour visualiser les résultats de la corrélation

---

**Références :**

- [01] Danièle. Gay, « Matériaux composites », HERMES ,4<sup>ème</sup> édition 1997.
- [02] L. Gunnink, B.Vogeesang, J.Schijve, Application of a new hybrid material (ARALL) in aircraft structures, in: proceeding of the 13<sup>th</sup> Congress of the international Council of the Aeronautical Science (ICAS), Washington, 1982, pp.990-1000.
- [03] Jean-Marie Berthelot, 2010, « Mécanique des matériaux et structures composites », Institut supérieur et Mécaniques Avances, le Mans France.
- [05] G.Framezelle, F.Lepiller, «contrôle non destructif de structures composites pour l'aéronautique »
- [06] Jean Marie Berthelot, « matériaux composites, comportement mécanique et analyse des structures » 4<sup>ème</sup> édition, TEC & DOC 2005.
- [07] RM. Jones, Mechanics of composite materials. 2nd ed: Taylor & Francis; 1999.
- [08] JK. Kim, ML. Sham. Impact and delamination failure of woven-fabric composites.
- [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 cross-ply 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.
- [25] TK. O'Brien, Characterization of delamination onset and growth in a composite laminate. *Damage in Composite Materials: ASTM International*; 1982. p. 140–67.
- [26] ASD. Wang, NN. Kishore, CA. Li, Crack development in graphite-epoxy crossply laminates under uniaxial tension. *Composite Science and Technology*. 1985;24(1):1-31.
- [27] AC. Garg, Delamination--a damage mode in composite structures. *Engineering Fracture Mechanics*. 1988; 29(5):557-84.
- [28] TE. Tay, Characterization and analysis of delamination fracture in composites: an overview of developments from 1990 to 2001. *Applied Mechanics Reviews*. 2003;56(1):1-32.
- [29] R. Talreja, C. Singh, Multiscale modeling for damage analysis Multiscale modeling and simulation of composite materials and structures. New York: Springer 2008.
- [30] Y. Surrel, Full-field optical methods for mechanical engineering : essential concepts to find ones way. *Composite Testing and Model Identification*, vol.1, p.21–23, 2004.
-

- [31] S. Avril, M. Bonnet, al, Overview of identification methods of mechanical parameters based on full-field measurements. *Experimental Mechanics*, vol.48, n.4, p.381–402, 2008.
- [32] P. Vacher, A. Haddad, R. Arrieux, Determination of the forming limit diagrams using image analysis by the correlation method. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, vol.48, n.1, p.227–230, 1999.
- [33] B. Pan, al, Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement :a review. *Measurement Science and Technology*, vol.20, p.062001, 2009.
- [34] M. Sutton, al, Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image Vision Comput*, vol.1, n.3, p.133–139, 1983.
- [35] T. Chu, W. Ranson, M. Sutton Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. *Experimental Mechanics*, vol.25, n.3, p.232–244, 1985.
- [36] S. Mguil-Touchal, F. Morestin, M. Brunet Various experimental applications of digital image correlation method. *CMEM*, vol.97, p.45–58, 1997.
- [37] G.Holst, *CCD. Arrays, Carmeras and Displays*, SPIE Engineering Press, Washington DC(USA), 1998.
- [38] B.K.P.Horn, B.G.Schunck, Determining Optical Flow, *Artificial Intelligence* 17(1981) 185-203.
- [39] L.C.Gui, W.Merzkirch, A Comparative Study of the MQD Method and several Correlation-Based PVI Evaluation Algorithms, *Exps.in Fluids* 28 (2000) 36-44.
- [40] B. Wagne, S. Roux, F. Hild, Spectral approach to Displacement Evaluation From Image Analysis, *Eur.Phys. J. AP*17(2002) 247-252.
- [41] S.Roux, F.Hild, Y.Berthaud, Correlation Image Velocimetry: Aspectral Approach, *Appl. Optical* 41(2002) 108-115.
- [42] D. Claire, F. Hild, S. Roux, identification of Damage Fields using Kinematic Measurements, *C.R. Mecanique* 330(2002) 742-734.
- [43] M.A. Sutton, al, Determination of Displacements Using an Improved Digital Correlation Method, *Im.Vis.Comp.*1(1983)133-139.
- [44] R. Hill, Aspects of Invariance in Solid Mechanics,*Adv.Appl.Mech.*18(1978) 1-75.
-

- [45] NF EN ISO 178 March 1997 Plastics, Determination of flexural properties
- [46] DF. Adams, LA. Carlsson, RB. Pipes, Experimental characterization of advanced composite materials: CRC Press; 2003.
- [47] BD. Agarwal, LJ. Broutman, K. Chandrashekhara, Analysis and performance of fiber composites: Wiley; 2006.
- [48] ISO 178:2010 Plastics – Determination of flexural properties. 2010.
- [49] ASTM D790 – 10: Standard test methods for flexural properties of unreinforced and reinforced plastics and electrical insulating materials, 2010.
- [50] C. Santiuste, S. Sánchez-Sáez, E. Barbero, A comparison of progressive-failure criteria in the prediction of the dynamic bending failure of composite laminated beams. *Composite Structures*. 2010;92(10):2406-14.
- [51] M. Wisnom, Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Composites Science and Technology*. 1999;59(13):1937-57.
-