

publique Algérienne Démocratique et
Populaire
re de l'Enseignement Supérieur et de la
Recherche Scientifique
versité du 08 Mai 45 - Guelma
ulté des Sciences et de l'Ingénierie



الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
وزارة التعليم العالي والبحث العلمي
جامعة 08 ماي 45 - قالمة
كلية العلوم و الهندسة

Faculté des Sciences et de l'Ingénierie

Département de Génie. Mécanique

MEMOIRE

Présenté en vue de l'obtention du diplôme de MAGISTER



Influence de la séquence d'empilement sur le coefficient de Poisson et sur le comportement mécanique des matériaux composites

Option

Construction mécanique et productique

Par

Mr. BOUKHAROUBA Wahid

DIRECTEUR DE MEMOIRE : BEZAZI Abderrezak

M.C Université de Guelma

devant le jury

RESIDENT :

REDJEL Bachir

Pr.

Université de Annaba

KAMINATEURS :

OUELAA Nouredine

Pr.

Université de Guelma

ADDA BEDIA Elabes

Pr.

Université de Sidi Belabes

PRÉVITE

HARKATI El Hadi

Ma C.C

Université de Tbesa

Année 2008



Remerciements

Remerciements

Je tiens à témoigner ma plus vive reconnaissance à toutes les personnes qui ont participé à l'élaboration de ce travail.

J'aimerais en particulier remercier monsieur **BEZAZI Abderrezak** maître de conférence à l'université de Guelma, qui a accepté de suivre la présente étude en tant que directeur de thèse. Ses conseils, son appui et la liberté qu'il m'a accordée durant ce travail ont permis l'aboutissement de cette thèse.

Mes remerciements vont aussi aux membres du jury qui ont été disposés à consacrer du temps à la lecture et à la critique de ce travail.

Je remercie également tous ceux qui, de près ou de loin, ont contribué à la réalisation de ce travail. Je pense ici particulièrement au BOUAKBA Mostapha qui m'a appris énormément sur l'analyse du comportement en utilisant un logiciel ANSYS, mais aussi à M^{me} BOUCHELACHEM et M^{me} FROUI pour le temps qu'ils ont passé à m'aider sur la rédaction de ma thèse dans le bon sens du domaine choisi. Je souhaite également remercier tous mes collègues et amis, étudiants ou collaborateurs, qui ont rendu ces trois années de travail passionnantes, riches en découvertes mais aussi incroyablement divertissantes.

Finalement, je voudrais encore remercier mes proches, ma famille et surtout ma mère et tendre pour m'avoir supporté, dans tous les sens du terme, durant ces trois années de travail sans horaire et sans limite, où souvent je me transformais en courant d'air.

Sommaire

Sommaire

Introduction	1
---------------------	---

Chapitre 1

Généralités sur les matériaux composites

1.1. Matériaux composites	4
1.1.1 Classification des matériaux composites	4
1.1.2 Constituants des matériaux composites	6
1.1.3. Avantage et inconvénient des matériaux composites	8
1.1.4. Applications aéronautiques des matériaux composites	10
1.2. Mécanismes de rupture des stratifiés composites à fibres unidirectionnel	12
1.2.1. Rupture intralaminare	13
1.2.2. Rupture interlaminare	14
1.2.3. Rupture translaminare	16
1.3. Le délaminage	18
1.4 Les matériaux à coefficient de poisson négatif	19
1.6 Fonctionnements des matériaux à coefficient de Poisson	20
1.6.1 Généralités	20
1.6.2 Mécanisme des structures à coefficient de Poisson	21
1.7 Application générales	22
1.8.2 Applications possibles dans l'aérospatial	23
1.9.3 Limitations	24
1.10 Position du problème et techniques adoptées	24

Chapitre 2

Etudes expérimentales du comportement en statique et Fatigue cyclique

2.1 Introduction	26
2.2 Matériau de l'étude	27
2.3 Etude statique	30
2.3.1.1 Résultats et discussion	30
2.3.2 Analyse des résultats au point de vue endommagement	33

Sommaire

Introduction	1
---------------------	---

Chapitre 1

Généralités sur les matériaux composites

1.1. Matériaux composites	4
1.1.1 Classification des matériaux composites	4
1.1.2 Constituants des matériaux composites	6
1.1.3. Avantage et inconvénient des matériaux composites	8
1.1.4. Applications aéronautiques des matériaux composites	10
1.2. Mécanismes de rupture des stratifiés composites à fibres unidirectionnel	12
1.2.1. Rupture intralaminaires	13
1.2.2. Rupture interlaminaires	14
1.2.3. Rupture translaminaires	16
1.3. Le délaminage	18
1.4 Les matériaux à coefficient de poisson négatif	19
1.6 Fonctionnements des matériaux à coefficient de Poisson	20
1.6.1 Généralités	20
1.6.2 Mécanisme des structures à coefficient de Poisson	21
1.7 Application générales	22
1.8.2 Applications possibles dans l'aérospatial	23
1.9.3 Limitations	24
1.10 Position du problème et techniques adoptées	24

Chapitre 2

Études expérimentales du comportement en statique et Fatigue cyclique

2.1 Introduction	26
2.2 Matériau de l'étude	27
2.3 Etude statique	30
2.3.1.1 Résultats et discussion	30
2.3.2 Analyse des résultats au point de vue endommagement	33

2.4 Essai de fatigue	34
2.4.1 Analyse et discussion des résultats	34
2.4.2 Observation des faciès de la rupture (Fatigue cyclique)	37
2.4.3 Hystérésis et critère de rupture	40
2.4.4 L'énergie dissipé	48
2.5 Description des courbes de Wöhler	50
2.6 Conclusion	53

Chapitre 3

L'influence de la séquence d'empilement sur la distribution des champs de contraintes ainsi sur le coefficient de Poisson

3.1 Introduction	54
3.2 Formulation du coefficient de Poisson à travers l'épaisseur et dans le plan d'un stratifié de type $[\pm\theta]_{2s}$	54
3.2.1 La loi de Hooke généralisé	54
3.2.2 La théorie classique des stratifiés	55
3.3 Validation du programme	59
3.4 Analyse des résultats	59
3.5 Distribution du champs de contraintes des stratifiés étudié	60
3.5.1 Expression générale	60
3.5.2 Validation de la théorie des stratifiés	64
3.6 Etude et modélisation des stratifiés étudié en utilisant le logiciel ANSYS V9.1	66
3.6.1 Introduction	66
3.6.2 Principe et méthodologies	67
3.6.3 Validation numérique	68
3.7 Présentation du logiciel ANSYS	68
3.8 Résultat du calcul statique du stratifié $[\pm 20]_{2s}$	69
3.9 Synthèse des résultats	73
3.10 Conclusion	73

Conclusion générale

Conclusion générale	75
Références bibliographiques	76
Résumé	
Abstract	

Introduction générale

Introduction générale

Un matériau ou structure composite est, par définition, un assemblage macroscopique de plusieurs matériaux ayant chacun des natures et des propriétés différentes. Cet assemblage confère au matériau ainsi constitué des propriétés supérieures à celles de ses constituants. Le choix des constituants influençant directement les performances de la structure, les composites permettent une adaptabilité quasiment infinie. Il existe une très grande quantité d'ouvrages consacrés à ces matériaux comme ceux écrits par J.M. Berthelot [BER 99], ou D. Gay [GAY 89]

Les premiers développements des composites ont été liés aux besoins de l'industrie aérospatiale en matériaux à caractéristiques mécaniques élevées associés à un faible poids. Actuellement, ils sont présents dans tous les secteurs industriels.

Les composites sont des matériaux solides, inhomogènes et généralement anisotropes constitués de deux ou plusieurs matériaux de natures différentes. Cette association conduit à un matériau dont les performances sont supérieures à celles d'un matériau à un seul constituant. On appelle maintenant « matériau composite » des arrangements de deux phases distinctes : l'une dispersée et constituée d'un matériau résistant appelée renfort ; tandis que l'autre qui contient le renfort, est caractérisée par une résistance mécanique plus faible et est appelée la matrice. En raison de leur haute résistance et de leur haut module spécifique, les matériaux composites ont été attrayants et recommandés pour les applications aéronautiques. Leur flexibilité d'adapter leur réponse au chargement appliqué pour inciter des modes de déformation couplés a aussi « tendu leur domaine d'application face à la demande croissante de performance ».

L'application des composites renforcés par des fibres et leur potentiel dans la révolution de structures mécaniques ont été salués comme le nouvel « Âge de la pierre ». Pour les applications aéronautiques, les composites à fibres sont considérés comme une révolution aussi significative que les moteurs à réaction [JUD 69].

La production des matériaux composites augmente de plus de 6% par an en quantité et se développe rapidement dans le monde. Bien que leur coût soit plus élevé que celui des matériaux conventionnelles, ils apportent par rapport à des produits concurrents des avantages importants : légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite, liberté de formes. Ils permettent d'augmenter la durée de vie de certains équipements grâce à leurs propriétés mécaniques (rigidité, résistance à la fatigue), mais aussi grâce à leurs propriétés chimiques (résistance à la corrosion). Ils renforcent également la sécurité

grâce à une meilleure tenue aux chocs et au feu. Ils offrent une meilleure isolation thermique ou phonique. Pour certains d'entre eux, une bonne isolation électrique. Ils enrichissent aussi les possibilités de conception en permettant d'alléger des structures et de réaliser des formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions.

L'amélioration des caractéristiques mécaniques spécifiques (module de Young et contrainte à la rupture rapportés à la masse volumique) des matériaux est une préoccupation constante du concepteur. L'utilisation des matériaux composites constitue une réponse à cette préoccupation, en y ajoutant l'aptitude de ces matériaux à être façonnés au gré des applications.

Parmi les matériaux à haut performance, les matériaux auxétiques qui manifestent un comportement opposé à celui des matériaux et structures classiques. Quand un échantillon de solide auxétiques est sujet à un essai de traction, la déformation transversale augmente au lieu de se réduire comme dans la plupart des métaux et polymères. Ce type de comportement est dû à la présence d'une valeur de coefficient de Poisson négatif origine par la convexité de la microstructure du matériel en question. Herakovitch et autres auteurs ont aussi démontrés la possibilité de construire des composites stratifiés ayant un coefficient de Poisson négatif à travers l'épaisseur. Cet aspect est particulièrement important, car il permet de concevoir une nouvelle génération de composites à haute performance en termes de résistance à l'endommagement et densité modale en cas de sollicitations vibroacoustiques.

Le travail proposé s'intéresse à l'étude expérimentale et à la modélisation numérique du comportement des matériaux composites stratifiés en statique et en fatigue sollicités sous flexion trois points.

Le premier chapitre est consacré à l'étude bibliographique qui expose les travaux sur le comportement des matériaux composites, et principalement aux matériaux possédant un coefficient de Poisson négatif dans le plan ou hors plan.

Le deuxième chapitre présente une étude expérimentale sur le comportement en statique et en fatigue pour deux stratifiés ont deux orientations différentes dans le cas de la flexion 3-points.

Le troisième chapitre est partagé en trois parties : la première partie consiste une étude théorique de la variation du coefficient de Poisson avec l'orientation des fibres, on utilisant une méthode numérique assisté par un programme particulièrement développé. Des composites renforcés par des fibres de carbone a été utilisés. Une gamme d'orientations des fibres a été étudiée pour des stratifiés en fibres de carbone et un comportement auxétique pourrait être généré pour des valeurs de l'orientation $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$ Tous les résultats de ce travail ont allongé la gamme de stratifié qui peut être rendue auxétique soit par le choix du matériau, soit par l'orientation des fibres.

La deuxième partie consiste une étude de l'effet de l'orientation des fibres sur la distribution des champs de contraintes et de déformations dans l'épaisseur du stratifié, pour deux stratifiés unidirectionnelles.

la troisième partie consiste une étude focalisée sur le comportement en statiques linéaires dans le cas de la flexion 3-points, par l'utilisation d'un modèle d'élément finis (MEF) en utilisant un logiciel ANSYS, comparées aux résultats obtenus expérimentalement.

Chapitre 1

Généralités sur les matériaux composites

Généralités sur les matériaux composites

1.1. Matériaux composites

Les matériaux composites ont une longue histoire, leurs origines sont inconnues mais tous les écrits historiques contiennent des références à certaines formes des matériaux composites. Par exemple, la paille a été utilisée par les Israélites pour renforcer les briques, le contreplaqué a été utilisé par les anciens Egyptiens afin d'obtenir une meilleure résistance tant aux chargements mécaniques qu'à l'environnement, les épées et les armures médiévales ont été fabriquées par des couches des différents matériaux [JON 75]. Aujourd'hui, les matériaux composites font partie de notre vie courante, on les trouve dans des objets très excitants et à la mode comme la canne de golf et le kayak, ou beaucoup plus usuels tels que le contreplaqué et le béton.

Un matériau composite peut être défini comme une combinaison d'au moins deux matériaux différents à l'échelle macroscopique [JON 75], [REI 87]. Les composites utilisés pour leurs propriétés structurales se limitent à ceux qui contiennent des renforts réunis en une seule masse par une matrice. Typiquement, un matériau composite contient une phase discontinue (renfort) plus rigide et plus résistante que la phase continue (matrice).

1.1.1. Classification des matériaux composites

La classification des composites peut être effectuée selon diverses façons. Une manière simple consiste à les classer par les formes des renforts [REI 87], [GUR 99]. Les composites sont donc divisés en quatre catégories suivantes (Figure 1.1):

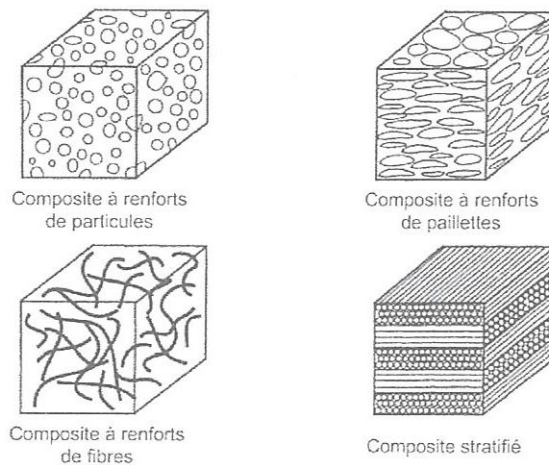


Figure 1.1 Classification des matériaux composites [GUR 99].

❖ **Composites à renforts de particules**

Le renfort est considéré comme une particule si toutes ses dimensions sont approximativement égales et petites devant les autres dimensions du matériau. Les particules dures sont dispersées aléatoirement dans la matrice moins rigide.

❖ **Composites à renforts de paillettes**

Les paillettes ont une dimension très faible par rapport aux autres dimensions. La dispersion de ces «particules minces» est généralement aléatoire. Cependant, les paillettes peuvent être rangées parallèlement l'une à l'autre afin d'avoir des propriétés plus uniformes dans le plan.

❖ **Composites à renforts de fibres**

Une fibre a une longueur bien supérieure aux dimensions de la section transversale. Ce type de composites peut être divisé selon les renforts : en fibres discontinues (courtes) ou en fibres continues (longues).

❖ **Composites stratifiés**

Un stratifié se compose d'au moins deux couches minces de matériau. Les couches peuvent être constituées de différents matériaux monolithiques comme dans les métaux plaqués ou de même matériau composite empilé selon différentes orientations comme pour des stratifiés composites à renforts de fibres longues. Ce dernier devient une classe hybride du composite comportant à la fois le composite à renfort de fibres et la technique de stratification.

Les matériaux composites peuvent également être classés par la nature de la matrice comme suit :

➤ **Composites à matrice polymérique**

Les polymères sont caractérisés par une faible densité, une résistance mécanique relativement faible, et une grande déformation à la rupture. Les avantages principaux sont la simplicité du procédé de fabrication et de faible masse. Ce type de composites a été développé surtout pour les applications aéronautiques où la réduction de la masse est essentielle.

➤ **Composites à matrice métallique**

Dans ce type de composites, les matériaux métalliques comme l'aluminium et le titane sont renforcés par des renforts généralement non-métalliques et plus souvent des céramiques. De par la nature même du composite, les composites à matrice métallique ont des propriétés mécaniques meilleures ou plus adaptables au chargement que leurs matrices monolithiques. Leurs applications dans les moteurs d'automobile sont bien établies.

➤ **Composites à matrice céramique**

Des matrices céramiques telles que le verre et le carbure de silicium (SiC) peuvent être associées aux renforts comme les métaux, les céramiques et le carbone. Leur développement a pour but d'améliorer les propriétés mécaniques telles que ténacité et résistance au choc thermique

des céramiques monolithiques. Ces composites sont utilisés dans des environnements sévères, par exemple les moteurs de fusées, les boucliers thermiques, ou les turbines à gaz.

1.1.2. Constituants des matériaux composites

Dans la suite de la présentation, nous nous intéresserons uniquement aux composites à renfort de fibres longues et à matrices polymériques utilisés, dans la plupart des cas, dans l'industrie aéronautique. Ces matériaux seront parfois appelés «composites fibreux» ou même «composites» par simplicité.

Les propriétés mécaniques des composites fibreux sont directement liées aux caractéristiques mécaniques de leurs constituants : la fibre, la matrice, ainsi que l'interphase. La résistance et la rigidité d'un composite sont assurées principalement par les fibres qui possèdent des caractéristiques mécaniques beaucoup plus élevées que la matrice. Cette dernière, quant à elle, réunit les fibres et donne la forme géométrique de la structure. La matrice sert également à transférer les efforts mécaniques entre les fibres et les protéger contre les environnements. L'interphase est la zone créée par l'adhérence et la réaction entre les fibres et la matrice. Elle possède des caractéristiques chimiques et mécaniques différentes de celles des fibres et de la matrice [KIM 98].

La disponibilité d'un grand choix de fibres et de matrices permet de réaliser des composites ayant diverses propriétés. Nous présenterons rapidement quelques-uns des constituants les plus couramment utilisés.

a) Les fibres

La rupture des matériaux à hautes résistances ou à hauts modules est généralement provoquée par la propagation des défauts. Les matériaux en forme de fibre sont intrinsèquement plus résistants à la rupture qu'en forme massive car la taille des défauts est limitée par le diamètre faible [REI 87]. Dans un composite fibreux, la tenue mécanique est assurée principalement par les fibres. Par sa nature filamenteuse, la rupture de quelques fibres a pour résultat la redistribution du chargement sur les autres fibres, ce qui empêche la rupture catastrophique de la structure. Les fibres les plus souvent rencontrées dans les composites sont les suivantes [REI 87]:

❖ Fibres de verre

La connaissance des matériaux composites fibreux à matrice de polymères est initialement basée sur des études des composites à fibres de verre. Ces fibres sont très répandues dans des applications à basses performances ainsi que pour des applications de hautes performances telle que les réservoirs de propulseurs de fusée. Leurs avantages incluent prix compétitif, disponibilité, et résistance élevée. Cependant, à cause de leur rigidité relativement faible, les fibres de verre sont progressivement remplacées par les fibres aramides ou les fibres de carbone dans les applications hautes performances.

❖ Fibres de carbone

Actuellement, les fibres de carbone sont le renfort le plus répandu pour les matériaux composites de hautes performances [REI 87]. Deux avantages principaux de ces fibres sont leur fabrication plus adaptée à la production à grande échelle que d'autres fibres de hautes performances et leurs excellentes propriétés mécaniques plus facilement transférables aux matériaux composites. Leur prix reste toutefois prohibitif pour les produits de grand public.

❖ **Fibres aramides**

Ces fibres appartiennent à la famille des fibres polyamides aromatiques. Les versions commerciales disponibles incluent le Kevlar (nom déposé) et le Nomex (nom déposé). Elles possèdent une résistance élevée et une rigidité considérablement supérieure à celle des fibres de verre. La tolérance aux dommages est très bonne également. Leurs désavantages incluent une résistance en compression inférieure à celle des fibres de carbone et une adhésion relativement faible aux matrices [REI 87, BER 99].

b) Les matrices

La matrice réunit les fibres par ses caractéristiques cohésive et adhésive. Elle maintient les fibres dans leur orientation et leur position prévues pour les charges appliquées. Ses autres rôles consistent à distribuer les efforts entre les fibres, fournir une résistance à la propagation de fissure, et fournir toutes les résistances en cisaillement du composite [REI 87]. La matrice détermine en général la limite de la température d'utilisation et l'environnement de service du matériau. Il existe un grand nombre de polymères pouvant servir de matrice aux matériaux composites et parmi les plus utilisés sont les suivants :

❖ **Les résines de polyester et de vinylester**

Ce sont les résines les plus utilisées de toutes les matrices, pour des applications commerciale, industrielle, et de transport. L'adhésion avec les fibres de verre est excellente. Les résines de polyester et de vinylester sont en majeure partie limitées aux applications de basses performances à cause d'un problème d'adhésion avec les fibres de hautes performances telles que les fibres de carbone et les fibres aramides [REI 87].

❖ **Les résines thermodurcissables**

Lorsqu'une résine thermodurcissable est soumise à une élévation de température, il se crée des réactions chimiques au cours desquelles des liaisons covalentes sont formées entre les chaînes de molécules résultant en un réseau tridimensionnel. Le polymère final se présente sous la forme d'un corps solide et infusible. La polymérisation étant irréversible, ce matériau ne peut être mis en forme qu'une seule fois au moment de sa fabrication. En règle générale, les matrices thermodurcissables possèdent une faible résistance à l'impact et une faible tenue en température. Les époxydes sont les plus utilisés pour la construction des structures aéronautiques. Elles possèdent une combinaison d'avantage quasiment imbattable : facilité de manipulation, flexibilité de traitement, bonnes propriétés mécaniques, et un prix acceptable [REI 87]. Leur application est cependant limitée à une température maximale comprise entre 80°C et 120°C.

❖ **Les résines thermoplastiques**

Les matrices thermoplastiques peuvent être divisées en deux classes selon leurs structures moléculaires : la structure semi-cristalline et la structure amorphe [HAS 97]. Ces matrices sont caractérisées par la capacité d'être alternativement ramollies par chauffage au-dessus de la température de fusion ou de ramollissement et durcies par refroidissement. Dans ce cas, la modification de forme et le recyclage du composite sont envisageables. Ces résines possèdent des avantages sur les résines thermodurcissables telles qu'une ténacité améliorée, une déformation à la rupture plus élevée, et une faible absorption d'humidité. De plus, elles ont une durée de stockage illimitée. Cependant, les thermoplastiques amorphes présentent des problèmes de résistance aux solvants organiques [REI 87]. Parmi les résines

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

c) L'interface

La nature de l'adhésion fibre/matrice inclut le verrouillage mécanique, l'attraction électrostatique, l'enchevêtrement moléculaire, et la réaction chimique [KIM 98].

L'interface est constituée de la surface de contact 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'interface 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'interface n'a pas d'épaisseur est souvent faite pour faciliter l'analyse micro-mécanique des composites [KIM 98].

1.1.3. Avantage et inconvénient des matériaux composites

Dans la conception des produits, il est essentiel d'évaluer et de comparer les composites avec les matériaux conventionnels pour bien choisir les matériaux adéquats. Les avantages et les inconvénients principaux des matériaux composites sont présentés ci-dessous.

a) Les avantages

Les avantages les plus cités des matériaux composites incluent :

❖ Propriétés mécaniques adaptables

Un stratifié composite fibreux est un empilement des plis élémentaires qui se comportent ensemble comme un élément structural. Un pli élémentaire est anisotrope, ou orthotrope dans la plupart des cas, avec la résistance et la rigidité dans la direction des fibres beaucoup plus élevées que dans d'autres directions. Il faut alors associer différentes orientations de fibres afin d'obtenir un stratifié capable de résister à diverses sollicitations. Un avantage principal du stratifié composite est que les plis élémentaires peuvent être orientés de telle façon que la résistance dans une direction donnée corresponde aux chargements prévus. La partie d'une structure dans les directions non-sollicitées est donc minimisée.

La stratification permet également aux ingénieurs de concevoir des structures avec des comportements désirés (conception à la carte). Par exemple, les ailes du Grumman X-29, l'avion expérimental à voilure en flèche inversée, peuvent fléchir dans certaines directions et ne peuvent pas se déformer en torsion.

Ces comportements, rendus possibles par sa structure en composite, éliminent la divergence structurale (déformation inadmissible ou désintégration des ailes en vol) de l'avion [NAS 07].

❖ Haute résistance et haut module

Les propriétés mécaniques élevées, notamment la résistance et le module, des matériaux composites hautes performances permettent de répondre aux exigences de l'industrie

aéronautique. D'autres industries en profitent également, par exemple la vitesse d'une balle de tennis est plus élevée avec des raquettes en carbone/époxyde.

❖ Poids

Les matériaux composites hautes performances ont une densité de l'ordre de 1,6 contre 2,7 pour les alliages d'aluminium. Selon Airbus, ils autorisent un gain de 10 à 30 % sur les éléments de structure [DUB 05]. Ce gain de masse permet d'employer des moteurs moins puissants. Ceux-ci consomment moins et permettent de réduire la taille des réservoirs de carburant pour le même cahier des charges de l'avion.

❖ Production

Les matériaux composites permettent de simplifier l'assemblage de la structure, ce qui compense partiellement leur prix élevé. La réduction du nombre de pièces par rapport aux matériaux conventionnels peut être substantielle. Par exemple, un tronçon de fuselage qui réclame typiquement mille pièces et plusieurs milliers de fixations est fabriqué en un seul morceau pour le Boeing 787. Sur la chaîne d'assemblage final, l'avion complet devrait voir le jour en trois jours contre onze jours pour un 737 [DUB 05].

❖ Maintenance

Les composites ont besoin de moins d'entretien que les alliages métalliques. D'une part, ils ne sont pas sensibles à la corrosion. D'autre part, la tenue en fatigue est très bonne. Par exemple, l'intervalle entre deux révisions complètes du Boeing 787, qui utilise massivement des matériaux composites, est porté à douze ans au lieu de dix ans sur un 777 [DUB 05].

b) Les inconvénients

Bien que les avantages des matériaux composites soient impressionnants, ces matériaux ne sont pas une solution miracle pour toutes les applications. Des inconvénients ou des problèmes existent et peuvent empêcher leur usage. Les inconvénients les plus courants sont les suivants :

❖ Coût

Les matériaux composites de hautes performances ont été développés principalement pour répondre aux besoins de la communauté aérospatiale où le coût élevé peut être toléré en échange de matériaux plus léger et plus performants. Par conséquent, le transfert de la technologie des composites aux produits de grande consommation est lent, à quelques exceptions comme l'industrie de transport et les équipements de sports où la performance prime également sur le coût.

❖ Conception et analyse

Les matériaux composites sont souvent à la fois hétérogènes et anisotropes. Ces deux caractéristiques sont différentes des celles de la plupart des matériaux conventionnels. Elles nécessitent de nouvelles approches, généralement plus compliquées, pour la conception et l'analyse des structures. L'hétérogénéité impose l'analyse selon au moins deux points de vue. La micro-mécanique examine l'interaction des constituants à l'échelle microscopique. La macro-mécanique suppose que le composite est homogène et s'intéresse aux propriétés apparentes du matériau.

Les matériaux anisotropes nécessitent plus de propriétés mécaniques que les matériaux isotropes pour établir les relations contrainte-déformation (les lois de comportement). Ces propriétés sont déterminées selon les directions principales du pli élémentaire (directions parallèle et perpendiculaire à l'orientation des fibres).

Pour les stratifiés composites, les rigidités sont déterminées à l'aide de la théorie classique des stratifiés. La rupture des stratifiés composite se produit de plusieurs façons très complexes. Il est donc difficile d'établir une théorie de résistance qui tienne compte de tous les modes de rupture et surtout de leurs interactions. Par conséquent, la détermination des résistances est plus compliquée et nécessite des vérifications expérimentales [JON 75]. De plus, la résistance d'un stratifié peut être influencée par les contraintes interlaminaires au voisinage des bords libres. La séquence d'empilement du stratifié doit être soigneusement déterminée afin de minimiser ces contraintes [JON 75].

❖ **Assemblage**

Les matériaux composites sont généralement plus fragiles que les matériaux métalliques conventionnels. Par conséquent, la redistribution des contraintes autour des sites de concentration tel que le trou est moins efficace. La résistance et la rigidité d'un stratifié ne peuvent pas toujours être entièrement transférés par un joint. Le trou est donc souvent renforcé par des inserts métalliques ou par l'augmentation de l'épaisseur du stratifié dans la partie trouée [JON 75]. De tels renforcements entraînent du poids supplémentaire pour la structure. Le problème d'assemblage est donc critique pour le succès de l'emploi des matériaux composites.

❖ **Tolérance aux dommages**

Un des points faibles les plus importants des matériaux composites est la tolérance aux dommages. Des dommages de diverses natures peuvent se produire dans la vie d'une structure, par exemple l'impact, soit en service ou pendant la maintenance, est inévitable. En règle générale, plus un matériau est ductile, plus il est capable de tolérer l'impact car la ductilité fournit la capacité d'absorber de l'énergie. Par conséquent, les structures métalliques ont tendance de se déformer plutôt que de se fracturer sous l'impact. Le caractère fragile des matériaux composites ne permet pas, par contre, de subir l'impact sans avoir d'endommagement [HOR 87]. Les dommages sont souvent des fissurations internes de la matrice, indétectables sur la surface de la structure. Ce type de dommages diminue considérablement la résistance en compression de la pièce endommagée. Les dommages des fibres diminuent la résistance en compression ainsi qu'en traction. Les outils pour évaluer la tolérance aux dommages des structures sont le programme d'inspection, l'analyse de la résistance résiduelle, et l'analyse de la propagation des dommages.

1.1.4. Applications aéronautiques des matériaux composites

Au début des années 1960, une évaluation de l'impact de la fibre de bore et ses matériaux composites a été effectuée par l'armée de l'air des Etats-Unis. Un stratifié unidirectionnel de fibres de bore a été estimé avoir une rigidité supérieure à celle de l'acier pour seulement un quart de la masse. Cela a provoqué une fameuse prévision que les immeubles construits avec un tel matériau pourraient être cinq fois plus hauts et la travée des ponts cinq fois plus longues. Bien que cette prévision ne se soit pas réalisée, elle a lancé les matériaux composites dans des applications aéronautiques sérieuses. Une nouvelle classe de composites appelée les

composites hautes performances (advanced composites), basée sur les fibres de bore et subséquemment les fibres de carbone, a été en développement intensif depuis [TSA 05].

Les mots « haute performance » sont utilisés pour distinguer les composites à fibres très résistantes et très rigides comme le bore et le carbone. Les composites carbone/époxyde ont connu la plus grande acceptation dans cette classe. Tandis que les fibres de verre sont également très résistantes, leur rigidité n'est pas suffisamment élevée pour l'usage des structures primaires d'avions [TSA 05]. La première utilisation majeure du composite bore/époxy fut l'empennage horizontal du Grumman F-14 [JON 75]. Dès lors, l'usage des éléments structuraux en composites

a continué à augmenter autant en aviation militaire que civile. La Figure 1.2 présente la croissance rapide de l'utilisation des matériaux composites dans les structures d'avions.

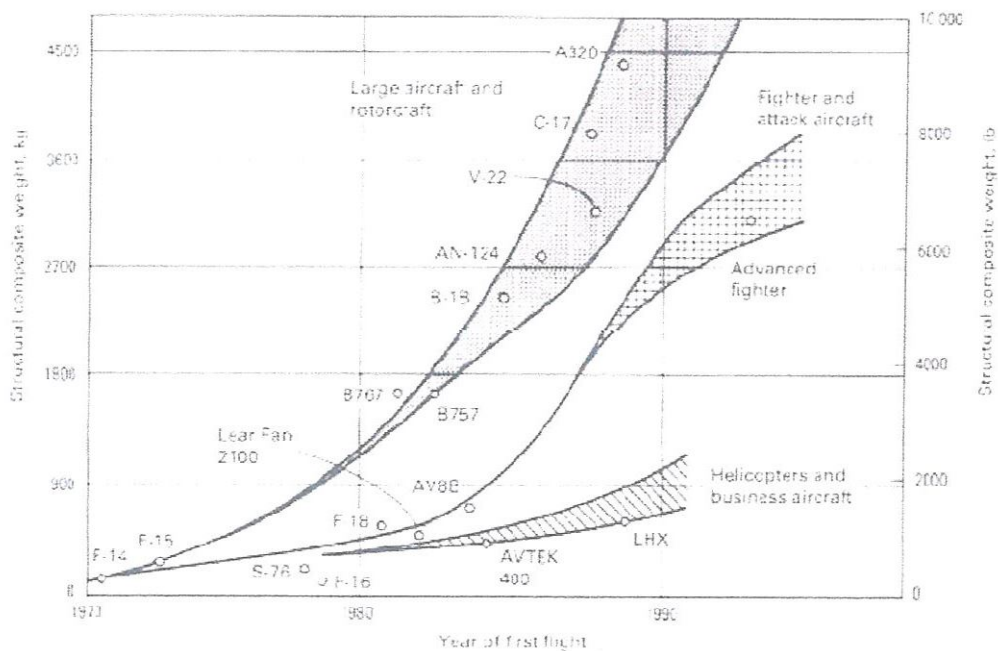


Figure 1.2 Matériaux composites dans des structures d'avions [ANG 87].

Dans la génération actuelle des avions civils, l'Airbus A380 (première livraison prévue en 2007) contient des matériaux composites jusqu'à 22% de la masse structurale [A380].

L'illustration la plus marquante concerne la comparaison entre le Boeing 777 (première livraison en 1995) et le 787 (première livraison prévue en 2008) [B787]. En pourcentage de la masse structurale, le 777 contient 12% de composites et 50% d'aluminium tandis que le 787 contient 50% de composites et 20% d'aluminium. La répartition des matériaux sur le Boeing 787 est montrée dans la Figure 1.3. Boeing est le premier grand constructeur à aller aussi loin dans l'utilisation des matériaux composite.

La transition des matériaux composites de l'expérience de laboratoire à l'usage pratique dans la production des avions militaires et civils est une réalité. Des progrès ont passé de l'aviation militaire à l'aviation commerciale, et aujourd'hui à la communauté d'aviation générale. Ces progrès représentent la croissance de la confiance en l'usage des composites et la reconnaissance des avantages en termes de coût et de performance associés à ces matériaux.

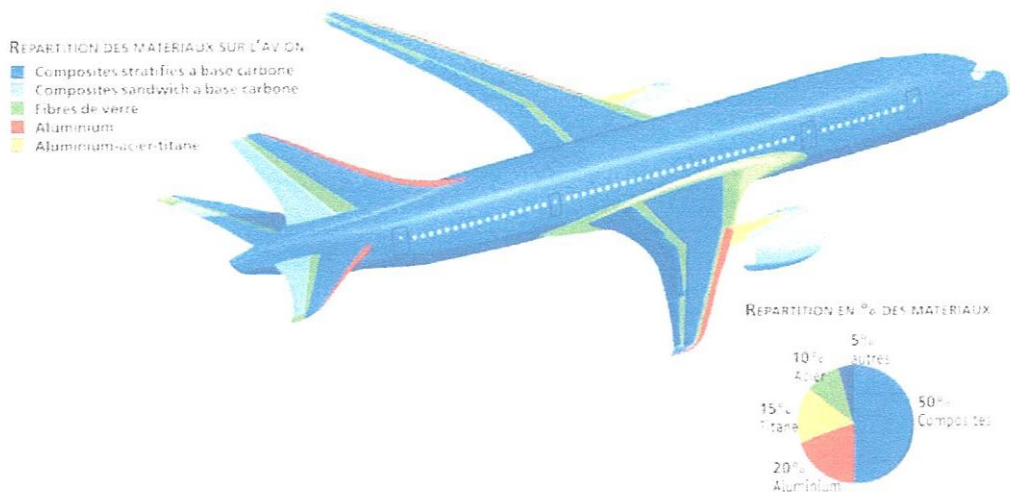


Figure 1.3 : Répartition des matériaux sur le Boeing 787 [DUB 05].

1.2. Mécanismes de rupture des stratifiés composites à fibres unidirectionnel

L'étude des matériaux composites comporte plusieurs thèmes tels que les procédés de fabrication, propriété élasticité anisotrope, micromécanique, etc. Nous nous intéressons au sujet de l'endommagement de ces matériaux, plus particulièrement des stratifiés composites à renforts de fibres longues unidirectionnel. Ce type de matériau est très répandu dans des applications où la réduction de poids est critique. Comme l'utilisation s'agrandit, la probabilité des ruptures éventuelles est également augmentée. La capacité de caractériser les ruptures, par exemple en termes des modes de rupture, des paramètres, ou des valeurs critiques à la rupture, est essentielle pour assurer l'intégrité des pièces en service et pour la conception des futurs produits. Les ruptures des stratifiés composites peuvent se produire de plusieurs façons très complexes. Les modes de rupture dépendent de la stratification et de la direction du chargement par rapport à l'orientation des fibres. Les Figure 1.4 et Figure 1.5 montrent les allures des ruptures par flexion et par traction respectivement [SMI 87].

Des différences remarquables à l'échelle macroscopique peuvent être constatées selon différentes stratifications. Etant donné la diversité de la stratification et du chargement, des modes de rupture bien définis à l'échelle macroscopique ne peuvent pas, en général, être identifiés [SMI 87].

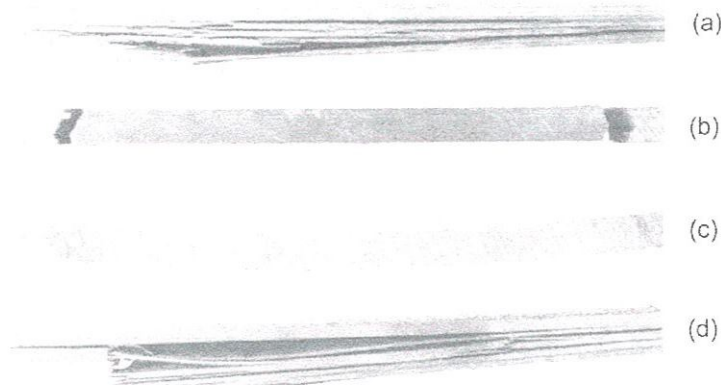


Figure 1.4 : Ruptures par flexion de différentes séquences d'empilement (a) Quasi-isotrope, (b) Unidirectionnelle, (c) $\pm 45^\circ$, (d) $0^\circ/90^\circ$ [SMI 87].

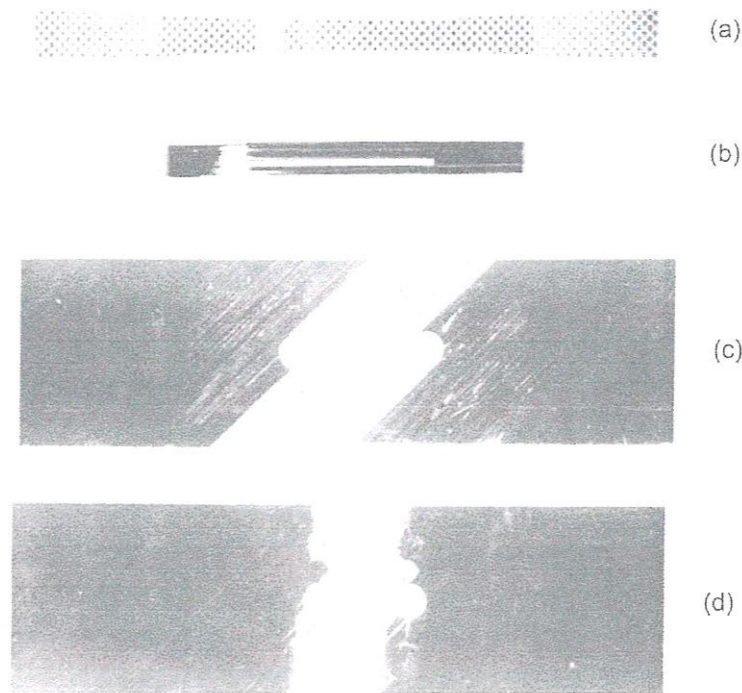


Figure 1.5 : Ruptures par traction de différentes séquences d'empilement (a) $0^\circ/90^\circ$ tissu, (b) Unidirectionnelle, (c) Quasi-isotrope trouée, (d) $0^\circ/90^\circ$ trouée [SMI 87].

La description de la rupture à l'échelle du pli est, par contre, relativement efficace pour le classement des mécanismes de rupture. Les stratifiés à renforts de fibres longues ont trois types de rupture : rupture intralaminaire, rupture interlaminare, et rupture translaminare [SMI 87]. Ces trois mécanismes de rupture (Figure 1.6) définissent le plan de rupture par rapport aux constituants du matériau. La rupture intralaminare se trouve à l'intérieur d'un pli tandis que la rupture interlaminare décrit une rupture entre deux plis adjacents. La rupture translaminare est orientée transversalement à l'orientation de fibres dans le pli endommagé.

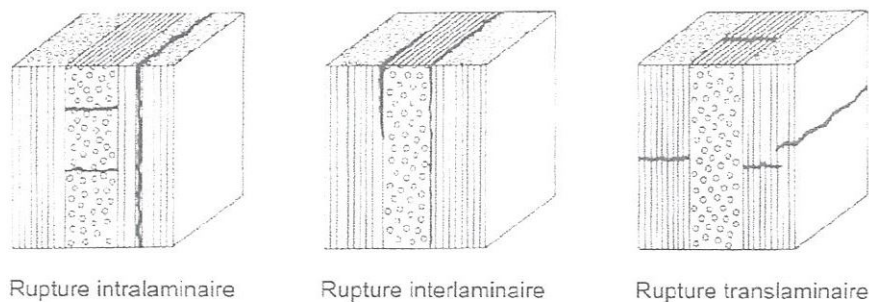


Figure 1.6 : Mécanismes de rupture dans un stratifié $0^\circ/90^\circ/0^\circ$ [SMI, 87].

Avec cette convention, les ruptures des stratifiés à renforts de fibres longues peuvent être décrites en termes des mécanismes de rupture à l'échelle du pli, identifiables par des observations microscopiques sur les surfaces de rupture.

1.2.1. Rupture intralaminare

La rupture intralaminare est due principalement à la faible résistance de la matrice et de l'adhérence entre la matrice et les fibres. Elle est provoquée par les contraintes dans le plan du stratifié. Un pli se détériore par la contrainte résultante en traction dans la direction normale

aux fibres. Ce type de rupture est donc couramment appelé la « fissuration transverse ». Normalement cette fissuration de la matrice se produit bien avant la rupture de fibre. Dans les stratifiés multidirectionnels, la fissuration transverse se présente, en général, successivement du pli le plus faible au plus résistant. Par exemple, la Figure 1.7 présente un stratifié $[0/90/+45/-45]_s$ d'un graphite/époxyde qui subit une traction uni-axiale. La première fissure apparaît dans les plis de 90° . Quand la charge augmente, plus de fissures se développent mais elles restent dans les plis de 90° . Lors que la charge augmente davantage, des fissures se produisent dans les plis adjacents ($+45^\circ$), puis elles continuent vers les interfaces $+45^\circ/-45^\circ$ [KIM 87].

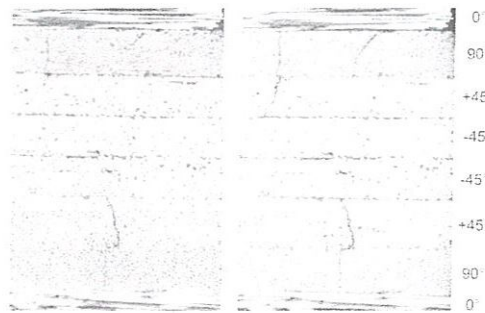


Figure 1.7 Evolution de la fissuration transverse [KIM 87].

Les contraintes intralaminaires et les contraintes interlaminaires ne sont pas deux grandeurs indépendantes parce qu'elles sont couplées par les relations d'équilibre de la pièce sur laquelle elles agissent [PIP 70], [WAN 87]. Par conséquent, l'apparition de la fissuration transverse peut induire une nouvelle répartition des contraintes et provoque la rupture interlaminaire [WAN 87]. En effet, la rupture intralaminaire et la rupture interlaminaire se produisent souvent dans les stratifiés bien avant la rupture totale de ceux-ci.

1.2.2. Rupture interlaminaire

La rupture interlaminaire se produit dans l'interface entre deux plis d'un stratifié. La surface de rupture montre, en général, la rupture de la matrice et la décohésion fibre/matrice. Ces mécanismes impliquent peu de rupture de fibres. Comme pour les matériaux métalliques, la rupture peut être en mode I (ouverture), mode II (glissement droit), mode III (glissement vis), ou une combinaison des trois modes. Un grand nombre d'études décrivent les mécanismes de séparation en mode I et mode II (Figure 1-8) [SMI 87].

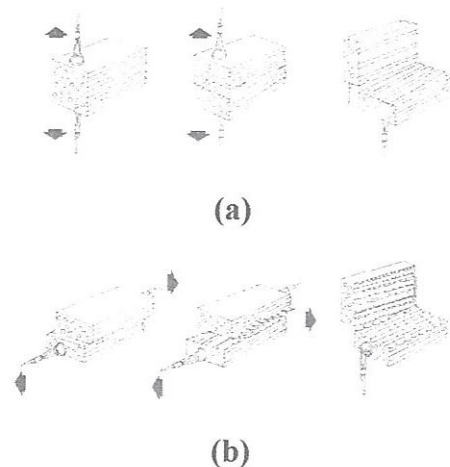


Figure 1.8 Schéma de la rupture interlaminaire (a) Mode I traction, (b) Mode II cisaillement [SMI 87]

Les caractéristiques de la surface de rupture dépendent des types de polymère utilisés.

a) Matrice thermodurcissable

Pour la plupart des matrices thermodurcissables, la rupture est de type fragile. La surface de rupture présente un plan relativement plat avec peu de marques de la déformation du matériau. La séparation en mode I et mode II est due au même mécanisme microscopique, à savoir la rupture fragile en traction. La seule différence entre les deux modes est l'orientation de la contrainte principale en traction.

Dans le cas du mode I, le plan de rupture est parallèle au plan de fibres. Le faciès de rupture (Figure 1.9) présente une surface relativement plate de la matrice contenant des «marques de rivière».



Figure 1.9 Faciès de rupture en mode I [SMI, 87].

Sous un chargement en mode II, les deux parties de part et d'autre de la fissure se voient imposer un déplacement relatif dans un même plan. La contrainte principale en traction pour le cisaillement appliqué est donc orientée à 45° du plan de rupture. La rupture fragile de la matrice se produit perpendiculairement à cette contrainte résultante de traction sous la forme d'une série de microfissures inclinées (Figure 1.10).

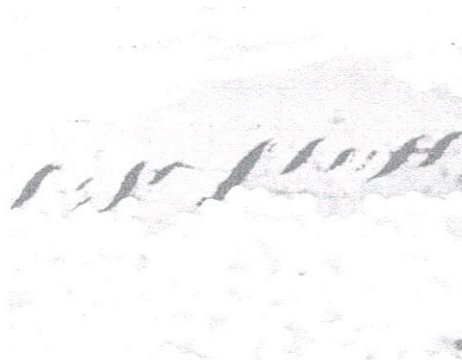


Figure 1.10 Microfissures orientée à 45° du plan de rupture (mode II) [SMI 87].

Pendant le processus de rupture, ces microfissures s'unissent. Une multitude de petites languettes sont formées sur une des surfaces de rupture. Sur la surface opposée, la résine présente des petites zones concaves correspondant aux languettes de la première surface (Figure 1.11). Plusieurs termes ont été utilisés pour décrire ces faciès de rupture. Les termes les plus usités sont les «hackles», qui décrivent les languettes, et les « scallops », qui décrivent les zones concaves [SMI 87].

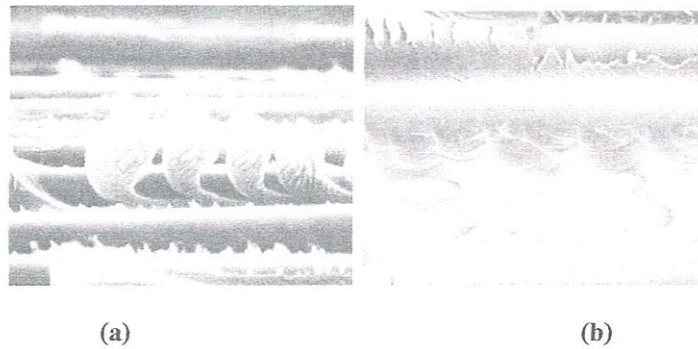


Figure 1.11 Faciès de rupture en mode II : (a) Hackles, (b) Scallops [SMI, 87].

b) Matrice thermoplastique

Les faciès de rupture des composites à matrice thermoplastique sont notablement différents de ceux des composite à matrice thermodurcissable discutés précédemment. Les surfaces des deux modes présentent des «pointes» causées par la déformation plastique importante de la matrice (Figure 1.12). La différence principale entre les deux modes est l'orientation des «pointes». Pour le mode I, elles pointent aléatoirement dans différentes directions. Les crêtes et vallées sont dues à l'arrachage de fibres. Pour la rupture en mode II, les pointes sont orientées parallèlement à la direction de propagation. Il n'y a pas d'indication de la présence des hackles et des scallops comme dans les matrices thermodurcissables [REE 92].

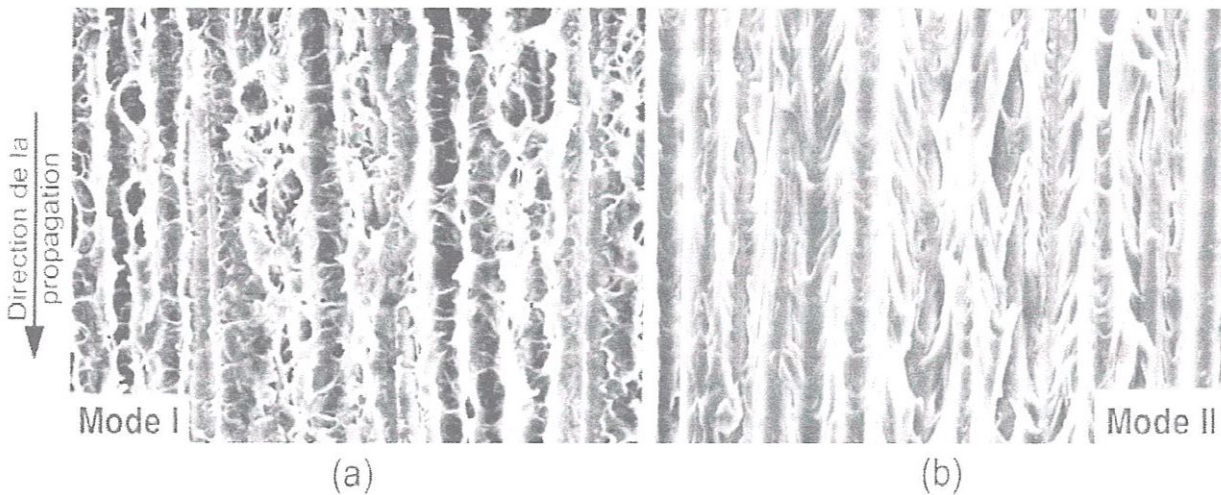


Figure 1.12 Faciès de rupture d'un composite à matrice thermoplastique (a) Mode I, (b) Mode II [REE, 92].

1.2.3. Rupture translaminaire

La rupture translaminaire concerne la rupture de fibres. Les surfaces de rupture sont donc généralement marquées par la morphologie rugueuse des bouts de fibres. En effet, la contrainte à rupture des fibres est plus importante que celle de tous les autres constituants d'un stratifié composite. Par conséquent, ce mécanisme de rupture entraîne souvent la rupture totale du stratifié. La rupture translaminaire peut être séparée en deux modes selon les chargements : la rupture par traction et le micro-flambage par compression. La rupture peut être provoquée par un mode individuel ou une combinaison des deux modes.

a) Rupture translaminaire en traction

La rupture fragile des fibres est le mécanisme principal, avec la rupture de la matrice environnante considérée comme secondaire. Les fibres se cassent typiquement par paquets ; les fibres dans chaque paquet ont un plan de rupture commun (Figure 1.13). Différents plans de rupture sont ensuite joints par la décohésion fibres/matrice et par la rupture en cisaillement de la matrice [MAS 87].



Figure 1.13 Rupture translaminaire en traction d'un graphite/époxy [SMI 87].

b) Rupture translaminaire en compression

Le micro-flambage par compression est le mécanisme principal de ce type de rupture. Les fibres individuelles flambent localement au point où l'instabilité est maximum. Le coude de chaque fibre provoque deux ruptures séparées par une distance de 5 à 10 fois le diamètre de la fibre (Figure 1.14) [SMI 87].



Figure 1.14 : Rupture translaminaire en compression par micro-flambage [SMI 87].

La surface de rupture est beaucoup plus plate que celle de la rupture par traction. L'endommagement considérable après rupture est dû au mouvement relatif entre les deux surfaces de rupture en contact (Figure 1-15) [SMI 87].

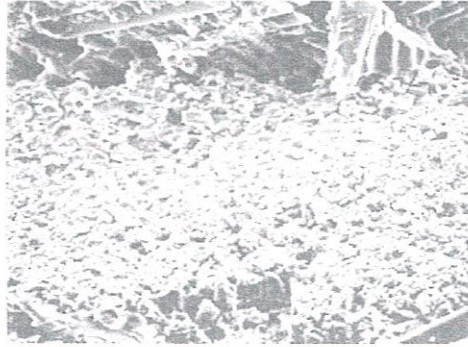


Figure 1.15 : Faciès de rupture par micro-flambage [SMI 87].

1.3. Le délaminage

L'un des avantages majeurs des stratifiés composites à renforts de fibres longues est la capacité d'orienter les fibres de chaque pli afin d'avoir les propriétés, souvent la résistance et la rigidité, appropriées aux chargements dans les directions prévues. Par exemple, une plaque stratifiée peut avoir une rigidité en traction dans une direction deux fois supérieure à celle dans une autre direction. Malgré d'excellentes propriétés dans le plan, les stratifiés présentent un problème propre aux matériaux réalisés par stratification : la rupture interlaminaire. Ce mécanisme de rupture se caractérise par un décollement ou une décohésion entre les plis du stratifié. Il est couramment appelé le « délaminage ».

La cause de délaminage peut être attribuée, en termes généraux, à l'existence des contraintes interlaminaires. Ces contraintes entre plis peuvent être critiques dans les zones suivantes :

Un stratifié soumis à un chargement présente différentes étapes de dégradation. Dans le scénario d'évolution des défauts le plus « classique » [PAY 04], la matrice et l'interface fibre/matrice sont les premières à se détériorer (Figure 1.16a). Les premiers défauts sont donc la microfissuration de la matrice et la décohésion fibre/matrice à l'échelle microscopique. Ensuite, ces défauts s'agrandissent de façon stable à l'échelle du pli par coalescence (Figure 1.16.b), les micro-défauts se rejoignent pour former des fissurations transverses. Les fissures transverses peuvent parvenir à l'interface des plis et provoquer le délaminage sous l'effet des contraintes interlaminaires (Figure 1.16c). Ces défauts et leur évolution dépendent de l'empilement, du nombre de plis, du chargement, et de la taille et de la forme de la structure considérée.

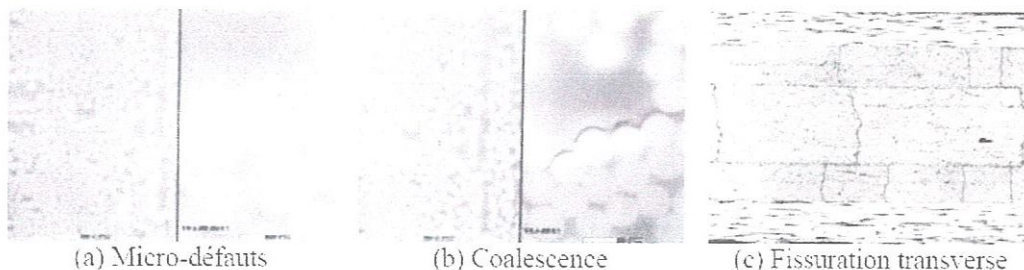


Figure 1.16 Evolution de défauts [PAY 04].

Les micro-mécanismes principaux de l'endommagement qui accompagnent un délaminage sont présentés schématiquement dans la Figure 1.17 [FRI 89].

Ils incluent :

- Zone endommagée : La forte concentration de contraintes autour de la pointe de fissure provoque une zone endommagée où se trouvent la déformation plastique et/ou des microfissures de la matrice
- Fissures latérales : Après le passage de la fissure, les microfissures dans la zone endommagée peuvent se transformer en des fissures latérales de la matrice autour du plan de délaminage
- Pontage de fibres : La présence de fissures au dessus ou en dessous du plan de délaminage facilite la création de ponts de fibres reliant les deux surfaces délaminées. Certains ponts de fibres se rompent pendant l'avancée du délaminage.

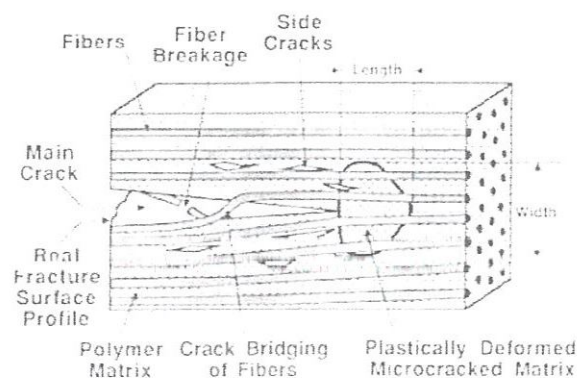


Figure 1.17 Mécanismes de l'endommagement accompagnant le délaminage [FRI 89].

1.4 Les matériaux à coefficient de poisson négatif

La technique moderne exige des nouveaux matériaux qui ont des propriétés particulières. Une des raisons de l'intérêt sur ces propriétés mécaniques exceptionnelles vient du fait qu'elles peuvent être employées comme matrices pour former des composites avec d'autres matériaux possédant d'autres propriétés, par exemple électrique, magnétiques, etc. Un inducteur moderne d'effort est d'étudier des matériaux ou des structures ayant un coefficient de Poisson négatif. Des structures cellulaires avec la propriété de coefficient de Poisson négatif a été conçues la première fois en 1982 sous forme de nids d'abeilles bidimensionnels en caoutchouc de silicones ou d'aluminium [GIB 82-88].

En 1987, Lakes celui qui a développé la première fois la mousse de polyuréthane avec une structure réentrante ayant un coefficient de poisson négatif d'une valeur de -0.7 [LAK 87a-87b]. Ce type de matériaux modernes ont été nommés auxétiques par Evans [EVA 91], contrairement aux matériaux conventionnels (comme le caoutchouc, le verre, les métaux, etc.), il deviennent plus gros quand ils sont étirés, ou deviennent plus petits une fois comprimés.

Les matériaux auxétiques ont été découvert pendant plus de 100 ans, mais on ne leur pas accordé beaucoup d'attention. Ce type de matériau peut être découvert dans quelques roches et mines. Jusqu'ici, une large variété de matériaux auxétiques a été fabriquée, y compris polymère et les mousses métallique, les polymères microporeux, les stratifiés a fibre de carbone et les structures en nid d'abeilles. Un exemple distinct qu'est un

polytetrafluoroéthylène synthétique bien connu des polymères, a été en service pendant plusieurs années [LIU 06].

D'autres matériaux peuvent être transformés ou possèdent la propriété du coefficient de Poisson négatif telle que la mousse polyéthylène microporeux, polypropylène [CAD 89]; [PIC 96]; [ALD 00a-00b], plusieurs types de roches (roches calcaires) [NUR 69]. Cependant, leurs caractéristiques particulières sont en grande partie inconnues. Ainsi, pour des raisons d'intérêt, ces matériaux ont la possibilité d'augmenter leurs propriétés mécaniques telles que le module de cisaillement, la rigidité et la contrainte à la rupture, la résistance d'indentation [LAK 87a]; [EVA 90]. Par conséquent, l'étude de ces matériaux non conventionnels est très importante du point de vue de la recherche fondamentale et probablement leurs applications pratiques, en particulier dans des industries médicales, d'aéronautiques et astronautiques. En fait, quelques matériaux avec de telles propriétés c'est-à-dire ayant un coefficient de Poisson négatif a été utilisé dans les applications telles que pour la protection thermique dans l'aéronautique et astronautique.

1.6 Fonctionnements des matériaux à coefficient de Poisson

1.6.1 Généralités

Il est bien connu que le coefficient de Poisson est défini par le rapport de la déformation transversale à la déformation longitudinale en état de traction simple [FUN 68]; [BIE 01]:

$$\nu = \frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}} \quad (1.1)$$

Les matériaux conventionnels deviennent plus minces dans la section transversale une fois étirée (Figure 1.18), le coefficient de Poisson dans cette situation est positif, en général supérieur à 0 jusqu'à +0.5. Cependant, il y a des matériaux ou des structures qui se compriment dans le sens transversal sous la compression uni-axial, où augmentent transversalement une fois étirés (figure 1.19b), dans ce cas ils ont des coefficients de Poisson négatifs. Ce comportement ne contredit pas la théorie classique d'élasticité: basé sur les considérations thermodynamiques de l'énergie de traction, les coefficients de Poisson des matériaux isotropes peuvent non seulement prendre des valeurs négatives, mais peuvent aussi avoir des valeurs positives [FUN 68]. C'est-à-dire, le coefficient de Poisson est lié par deux limites théoriques : il doit être plus grand que -1, et inférieur ou égal à 0,5.

$$-1 < \nu \leq 0.5 \quad (1.2)$$

La limite supérieure du coefficient de Poisson correspond aux matériaux genre caoutchouc à un module de compressibilité infinie [LAK 87], alors que la limite inférieure représente un module infini de cisaillement.

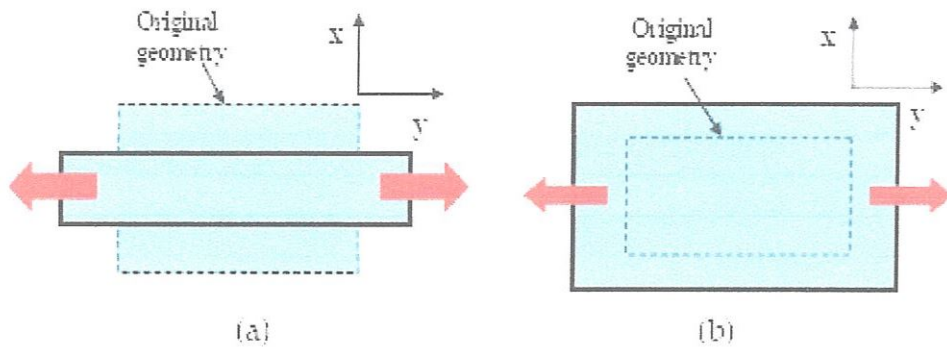


Figure 1.18 déformation du matériau. (a) avec le coefficient de Poisson Positif, (b) avec le coefficient de Poisson négatif une fois étiré [LAK 87].

1.6.2 Mécanisme des structures à coefficient de Poisson

Pour une géométrie ouverte, les cellules prolongent le long du sens d'étirement de la nappe et se contractent transversalement en réponse à l'étirement du réseau, donnant un coefficient de Poisson positif (Figure 1.19a). Cependant, la structure est modifiée pour adopter une géométrie re-entrante (Figure 1.19b), et le réseau subit maintenant l'allongement dans le sens transversal donc perpendiculairement au sens du chargement. En d'autres termes, on obtient une structure auxétique [BUR 97].

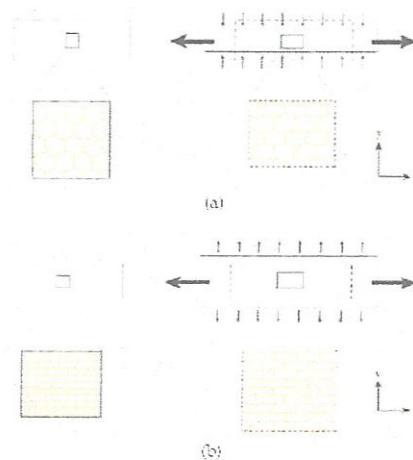


Figure 1.19 comparaison du comportement en déformation (a) matériau non-auxétique et auxétique [ALD 99] ;[EVA 00];[LAK 01].

Pour les nids d'abeilles auxétiques, l'effet du coefficient de poisson négative est dû à la disposition géométrique de la microstructure d'un ensemble de cellules, conduisant à un effet d'amélioration universel de toutes les propriétés mécaniques telles que la résistance a la pénétration dans le plan, le module transversal de cisaillement et la rigidité à la flexion. La Figure 1.20 montre les mécanismes de déformation des structures en nids d'abeilles auxétiques et conventionnelle. Pour une géométrie hexagonale conventionnelle (le Figure 1.20a), sous l'extension dans le sens de l'axe Y les cellules prolongent le long de l'axe des ordonnées et se ferment vers le haut dans le sens de l'axe X, menant à un coefficient de Poisson positif.

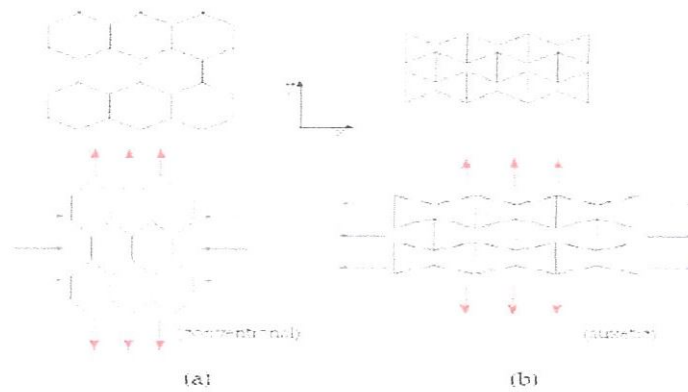


Figure 1.20 mécanismes de déformation bidimensionnels soumis à un chargement dans le sens Y
 (a) Structure en nid d'abeilles auxétiques (b) structure en nid d'abeilles conventionnel [EVA, 00a];
 [EVA, 00b].

Pour le polymère microporeux auxétique, les caractéristiques de la microstructure peuvent être interprétées par un modèle simple en 2D (Figure 1.21). Ceci se compose fondamentalement d'un réseau relié par des nodules et des fibrilles.

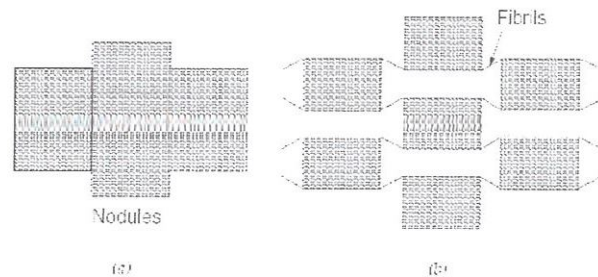


Figure 1.21 Microstructure d'un polymère auxétique. (a) Le polymère au repos
 (b) le polymère au chargement en traction [EVA, CAD 89].

1.7 Applications générales

Le coefficient de Poisson influence la cinématique de déformation de plusieurs manières, qui peut être utile, et elle influence la distribution des contraintes. Par exemple, des facteurs de concentration de contrainte sont réduits dans quelques situations et augmentés dans d'autres, quand le coefficient de Poisson est négatif. Les matériaux avec le coefficient de Poisson peuvent augmenter le rendement des capteurs piézoélectriques. Les matériaux auxétique sont susceptibles également de trouver des utilisations dans les applications telles que des dispositifs de fixation, des pare-chocs de véhicule [LIU 06].

a) Composite auxétique à fibre renforcé

On s'attend à ce que les fibres de renfort auxétique améliorent la résistance de rupture des composites. Il est bien connu que l'interface fibres/matrice est la partie la plus faible dans un matériau composite (Figure 1.22a). Par exemple, pour un composite à fibre unidirectionnel chargé en traction subira la contraction transversale de la matrice et des fibres dans le cas d'un matériau composite conventionnelle, menant à la rupture de l'interface fibre/matrice (voir Figure 1.22b). Cependant, la substitution de la fibre conventionnelle par les fibres auxétique pourrait retardé l'étirement des fibres, aidant potentiellement à résister à la propagation de la fissure, ceci est due a la possibilité de maintenir soigneusement l'interface fibre/matrice a cause de l'expansion de fibre pendant l'étirement longitudinale (Figure 1.22c) [EVA 90].

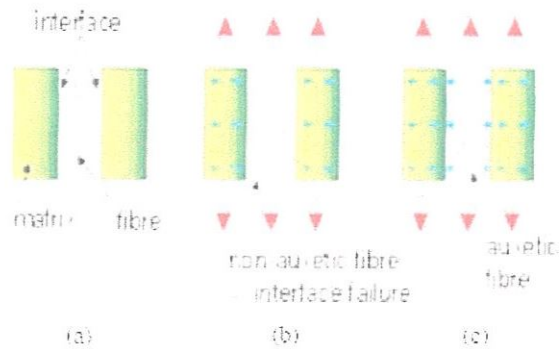


Figure 1.22 Traction des fibres dans les composites [STO 00, ALD 05].

b) Structures

La propriété inverse des matériaux auxétique comparativement aux matériaux conventionnels, est essentielle du point de vue de la technologie moderne. Beaucoup de demandes de matériaux auxétique ont été conçues dans de divers domaines d'activité humaine, implantation vasculaires, capteurs de déformation, amortissement de choc et bruit, dispositifs de fixation rapide «press-fit», garnitures et filtres à air, ... etc. [LIU 06].

Les propriétés mécaniques des nids d'abeilles auxétique sont fortement sensibles aux paramètres géométriques de la microstructure des cellules. C'est une caractéristique qui pourrait être employée pour concevoir les structures de sandwich pour différentes applications. Par exemple, les nids d'abeilles hexagonaux réguliers ne sont pas excellente dans des applications d'absorption (amortissement) de bruit. Cependant, la combinaison entre les propriétés de la microstructure des nids d'abeilles auxétique améliore l'amortissement de bruit en agissant sur les propriétés de dispersion d'onde qui peuvent être ajustée en variant la disposition auxétique de la microstructure.

1.8.2 Applications possibles dans l'aérospatial

Quelques matériaux avec un coefficient de Poisson négatif ont été utilisés dans les applications réelles telles que le graphite pyrolytique avec le coefficient de poisson négatif de -0.21 pour la protection thermique dans l'espace [GAR 63], grands monocristaux de Ni_3Al avec un coefficient de Poisson minimum de -0.18 dans des girouettes pour des turbomoteurs d'avions [BAU 98], [NAK 95] Scarpa et al on étudié un nid d'abeille chiral avec un coefficient de poisson de -1 [SCA 06] ainsi qu'une conception de nid d'abeille conçue en alliage à mémoire de forme [HAS 08] pour des applications dans des ailes d'avions. Une nouvelle conception de nid d'abeille a été proposée par Bezazi et al. [BEZ 05, BEZ 08]. ...etc. En outre, les matériaux auxétiques ont été soutenus et continue d'être développés ces dernières années. Des demandes de brevet ont été également enregistrées par des organisations tel que Toyota, Yamaha, Mitsubishi et le bureau de recherche navale de USA [LIU 06].

Les fibres auxétiques peuvent être utilisées comme renfort, menant à la résistance à l'impact plus élevée [ALD 05b], [LIU 06]. Par conséquent, en raison de leurs exceptionnelles propriétés, les matériaux auxétiques sont potentiellement attractant pour des applications dans les tenues de protection et d'autres applications militaires, telle que les équipements de performances supérieures...etc.

1.9.3 Limitations

Comme cité ci-dessus, les matériaux auxétique ont potentiellement beaucoup d'applications, en raison de leurs propriétés merveilleuses comparées avec les matériaux conventionnels. Cependant, ils ont également leurs propres limitations comme d'autres matériaux. Les caractéristiques microstructurales spéciales pour les matériaux auxétique ont besoin d'espace pour permettre pour fléchir, ou étendre. Les matériaux ont besoin souvent de sensibilité considérable. Par conséquent, les matériaux avec le coefficient de Poisson négatif sont essentiellement moins rigides que les solides à partir dont ils sont effectués et ceci causes des limitations de sur les applications structurales des matériaux avec le coefficient de Poisson négatif (Jones, 2001). Par exemple, ils ne sont normalement pas assez raides assez ou non dense pour des applications porteuses.

1.10 Position du problème et techniques adoptées

De nos jours, les matériaux composites fibreux sont de plus en plus utilisés comme alternative aux matériaux conventionnels, principalement en raison de leur haute résistance et rigidité spécifique, mais aussi à cause de leurs propriétés mécaniques ajustables dans des grandes proportions. Par contre, avant d'utiliser ce type de matériaux de manière fiable dans des applications industrielles telles que les transports maritimes, aériens, automobiles ou ferroviaires, une caractérisation poussée et précise de leurs propriétés mécaniques est nécessaire.

En raison du nombre des paramètres constitutifs et de leur inhérente variabilité, la caractérisation expérimentale classique de matériaux composites s'avère souvent fastidieuse et requiert un grand nombre de procédures de test et de spécimens pour être menée à bien. Une solution élégante à ce problème peut être l'utilisation d'une méthode d'identification mixte numérique-expérimentale qui représente un puissant outil pour l'estimation de paramètres constitutifs inconnus à partir d'un modèle numérique de la structure étudiée et de données expérimentales de tests statiques ou Fatigue cyclique.

L'utilisation grandissante des structures stratifiées à fibre de carbone unidirectionnel dans le domaine d'automobile, aéronautique et aérospatiale nécessite une connaissance de leur comportement en statique et fatigue. Cependant leur comportement et l'endommagement reste le domaine le plus vaste que beaucoup de chercheur ont essayé de l'identifier, néanmoins certain aspect restent encore mal compris. Beaucoup de techniques expérimentales et numériques sont développés selon trois niveaux d'échelles différents (microscopique, mésoscopique et macroscopique).

Il existe plusieurs types d'essais mécaniques utilisées dans littérature tels que les essais de : traction, compression, flexion 3-point, cisaillement et choc,... Dans cette étude on a adopté le choix de l'essai de flexion 3-points, car :

- il est assez simple à mettre en œuvre ;
- correspond au chargement réel a de nombreuses structures mécaniques ; les ressorts à l'âme de suspension de véhicule ou par exemple les pales d'hélicoptère sont au repos, seul le poids de pale intervient entraînant sa flexion ;
- permet de donner beaucoup d'informations sur les matériaux testés ;
- comparativement à l'essai de traction il ne nécessite pas le collage des étalons, ainsi il élimine le risque de rupture sous les mors ; sous l'effet de concentration de contrainte.

L'étude bibliographique montre qu'il n'existe pas beaucoup des travaux étudiés sur le comportement en fatigue des matériaux composite a fibre de carbone unidirectionnel testé par un essai de flexion 3-points.

Notre contribution s'intéresse à l'étude du comportement statique et fatigue cyclique en flexion 3-point du composite stratifiée unidirectionnelle T 300/914 utilisé dans l'industrie aerospace notatment par Air bus. L'objectif visé par ce travail est consacré à l'étude de des stratifié ayant un coefficient de Poisson négatif (auxétique) et de voir l'influence de ce coefficient sur le comportement en statique et fatigue cyclique ceci représente une nouveauté dans le domaine de l'étude des matériaux composites.

Chapitre 2

Etude expérimentale du comportement en statique et en fatigue cyclique

Etude expérimentale du comportement en statique et en fatigue cyclique

2.1 Introduction

Le choix de composite unidirectionnel à haut résistance a été adopté pour entrer dans la conception des composantes d'un avion de transport et militaire (Volets, Gouverne de direction, Elevons, Ailerons intrados, Ailerons extrados...etc.). Toutefois, l'utilisation des matériaux composites étant récente et malgré l'effort de recherche entrepris, leur tenue à long terme soulève de nombreuses questions tant fondamentales que technologiques. Les techniques expérimentales se sont avérées très tôt comme un moyen prometteur de détection des endommagements au sein des matériaux composites. Dans notre étude ont à adopter l'essai statique et fatigue cyclique en flexion 3-points comme un moyen expérimental nécessaire pour évaluer la performance des composites stratifiés (T300/914) utilisé dans le domaine d'aéronautique et aérospatiale.

L'emploi des matériaux composites a été longtemps limité aux applications où une bonne tenue mécanique n'était pas un critère important. L'expérience acquise dans l'utilisation des matériaux traditionnels homogène montre que leurs possibilités restent limitées dans certaines applications. La technologie moderne nécessite de plus en plus des matériaux à hautes propriétés mécaniques. Des nouvelles perspectives sont apparues avec les matériaux composites dont leur utilisation augmente éternellement, car ils présentent des caractéristiques plus intéressantes : grande rigidité dans une direction donnée, bonne résistance à la fatigue et des gain de masse. Néanmoins certains aspects de leur comportement sous sollicitations diverses sont encore mal compris. Depuis trentaine d'années des efforts ont été déployés pour la fabrication et la caractérisation des matériaux composites a matrice organique et à fibre continue (verre, aramide, carbone...) visent à lever cette limitation.

C'est aussi que dans l'aéronautique des pièces structurales conçues à partir de ces matériaux sont utilisé dans des conditions sévères alors que leur comportement mécanique est déterminant pour l'ensemble de la structure. Les efforts portent donc essentiellement sur la détermination des modes d'endommagement en fonction de la structure des matériaux et de la sollicitation mécanique.

Peut de recherches expérimentale sur le comportement du T300/914 est rencontré dans la littérature. Ce type de composite unidirectionnel a été testé par LOWE en traction transversale aux diverses températures et de plusieurs vitesses d'essai. Le programme d'essai a indiqué une réponse viscoélastique différente du module de compression de la résine à celui du module du composite et par une observation fractographique associée a montré que les structures de la résine et du composite étaient complexes. La modélisation a montré l'influence de l'interface sur le

module de traction transversal et la résistance à la traction transversale du composite s'est avérée plus haute que la résistance à la traction de résine. [LOW 96].

Hug a présenter une étude sur la détermination de l'influence du taux de chargement G_{Ic} sur le de taux de perte d'énergie critique des stratifiés époxy à fibre renforcé. Cette étude est basée sur l'ouverture symétrique du déplacement appliqué sur des éprouvettes DCB. Dans ce cas l'influence de l'énergie cinétique doit être prise en compte [HUG 06].

Dans ce chapitre, nous étudions le comportement mécanique en flexion 3-points de différents types de composite stratifiés unidirectionnels constitués de fibre de carbone T300 et de résine époxyde 914. L'étude faite sur ce type de matériau dans le but de montré l'effet de l'empilement des stratifiés $[\pm 20]_{2s}$, $[\pm 25]_{2s}$ et $[\pm 30]_{2s}$ sur le comportement mécanique sous chargement statique.

L'étude en fatigue a été limité sur deux types de stratifiés $[\pm 20]_{2s}$ et $[\pm 25]_{2s}$, afin de montré l'influence de niveau du chargement r et la séquence d'empilement sur le comportement et la durée de vie de ces composites. L'objectif visé est de permettre une quantification de l'endommagement accumulé au cours de l'utilisation et dès lors de prédire la période acceptable de service de ce matériau avant l'arrêt de son utilisation.

2.2 Matériau de l'étude

Le composite carbone/époxyde préimprégné (Hexcel T300/914) a été choisie comme matériau de cette étude parce qu'il présente plusieurs particularités en termes de propriétés mécaniques car il est employé couramment pour les applications aérospatiales. Ce stratifié à fibre continue, se compose d'une résine époxy thermo-durcissable renforcée par des fibres continues de plis de carbone HR. La fraction volumique de fibre est environ 60% [HEX 08].

Dans la Figure 2.1, le repère (1, 2, 3) indiqué est celui du matériau.

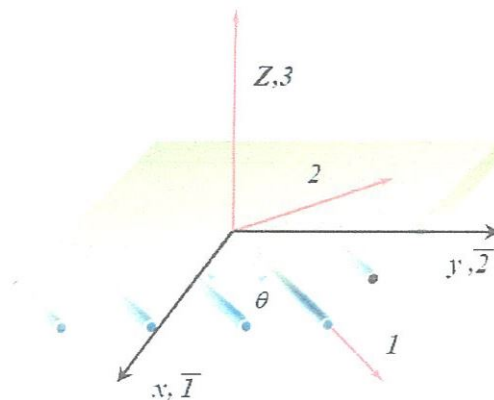


Figure 2.1 prestation d'une couche de stratifié avec des fibres orienté a un angle θ du carbone/époxy étudié.

Les plaques stratifiés ont été fabriquée au département Aerospace Engineering University of Bristol et découpées à l'aide d'une tronçonneuse à disque diamanté, à partir de plaques de 300 mm \times 300 mm selon la norme ASTM D-790 (à l'Université de Guelma). Ces éprouvettes sont de

dimensions : $h \approx 1,3 \text{ mm}$, $L = 100 \text{ mm}$, $l = 70 \text{ mm}$ et $b = 20 \text{ mm}$. Où h , L , l et b sont respectivement l'épaisseur, la longueur totale, la distance entre appuis et la largeur des éprouvettes. Ce matériau composite utilisé dans ce travail est un stratifié unidirectionnel constitués de 8 plis en fibre longue de carbone et de résine époxyde et désigné par ST1 $[\pm 20^\circ]_{2s}$, ST2 $(\pm 25^\circ)_{2s}$ (Figure 2.2).

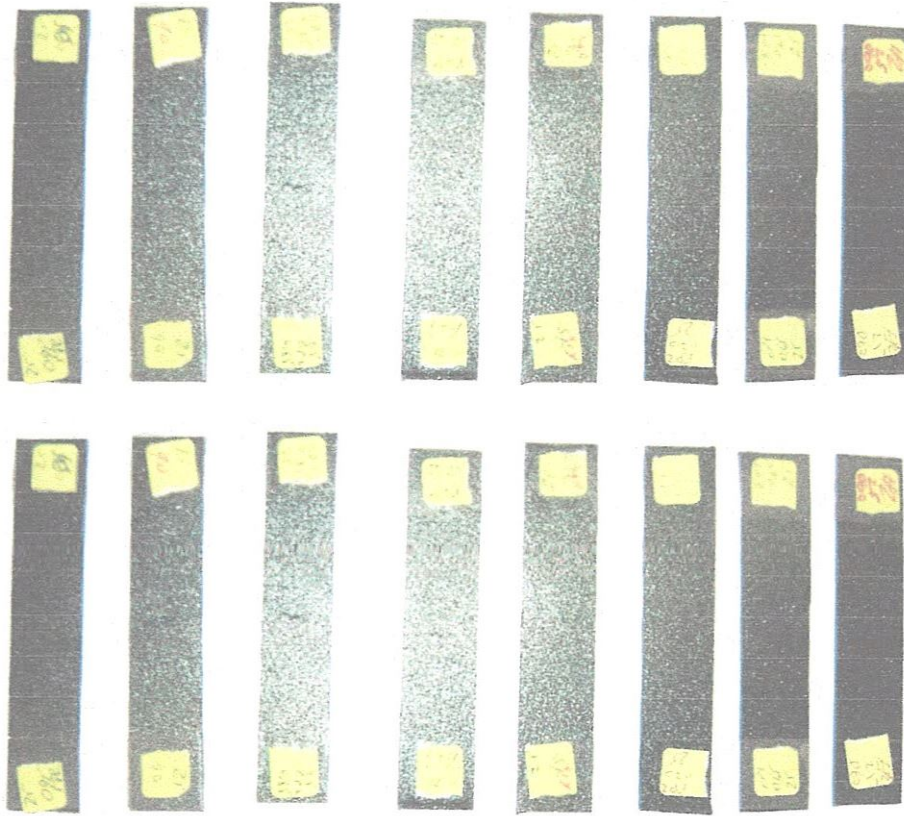


Figure 2.2 les éprouvettes préparées pour l'essai de flexion 3-points.

Les propriétés mécaniques du matériau de l'étude

Le composite stratifié carbone/époxyde appelé T300/914 est un stratifié à base de résine époxyde 914 renforcé par un pli de fibres longues de carbone. Les caractéristiques mécaniques de la résine donnée par le fournisseur Hexcel Composites sont précisées dans le Tableau 2.1.

E_{long} (Gpa)	ν	G (Gpa)	σ^t_{max} (MPa)	ε^t_{max}	G_{Ic} (J/m ²)	ρ (kg/m ³)
3.9	0.41	1.4	47.7	0.015	103	1300

Tableau 2.1 : Caractéristiques mécaniques de la matrice époxy Vicotex 914. [HEX 07].

Quant au renfort, nous rappelons qu'il s'agit d'une fibre de carbone de haute résistance (HR). La fabrication de la fibre par les processus de filage et d'étirage est susceptible d'orienter les molécules du matériau dans des directions préférées et de créer ainsi une anisotropie

mécanique de la fibre. Le comportement de la fibre dans le sens longitudinal est élastique fragile, sa déformation à rupture s'élevant à 1,5 %. Le Tableau 2.2 donne les principales caractéristiques mécaniques des fibres.

E_{long} (Gpa)	E_{trans} (MPa)	G_{trans} (MPa)	σ^t_{max} (MPa)	ε^t_{max}	ρ (kg/m^3)
131.9	3500	8.3	47.7	0.015	1760

Tableau 2.2 : Caractéristiques mécaniques des Fibres T300 constituant le renfort [LAY 94, BRE 90].

Le préimprégné T300/914 est un stratifié à base de la résine époxy 914 renforcée par un tissu de fibres longues de carbone T300. La matrice est une résine de polymère therm durcissable avec une température de réticulation de 175 °C. Grâce à sa température de transition vitreuse Tg de 350 °C, la résine 914 est fréquemment utilisée dans le domaine aéronautique pour des structures ayant à résister aux hautes températures [Hex 08], les propriétés du préimprégné T300/914 connues au départ de notre étude sont résumées dans le tableau le Tableau 2.3. Les données s'appuient sur les spécifications du fournisseur (fiche technique) et quelques références trouvées dans la littérature.

E_1 (Gpa)	E_2 (Gpa)	E_3 (Gpa)	G_{12} (Gpa)	G_{13} (Gpa)	G_{23} (Gpa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
131.9	9.51	9.43	5.27	7.03	3.39	0.326	0.341	0.485

Tableau 2.3 Caractéristique mécanique du préimprégné T300/914 [HEX 08].

Techniques expérimentales

Les essais de flexion 3-points ont été réalisés sur une machine d'essai universel de type ZWICK ROELLE Z005 (Figure 2.3), cette machine fait partie d'un système d'essais modulaire extensible à plusieurs fonctions, elle est constituée d'une cellule de charge de 5 KN. Le guidage de déplacement de la cellule est sans jeu, la machine est pilotée par un logiciel Testexpert qui permet d'enregistrer les résultats sur un procès verbal d'essais. Un traitement statistique des données est réalisé en fin de série afin d'obtenir les valeurs moyennes des lots testés.

Deux séries d'essais en flexion sur 5 éprouvettes sont effectuées jusqu'à la rupture du matériau à température ambiante, à vitesse d'essais de 2 mm/min, les éprouvettes sont conditionnées selon les normes ASTM-D6272-02, relatives aux dimensions et à la vitesse appliquée.



Figure 2.3 Banc d'essais

2.3 Essais statiques

2.3.1 Résultats et discussion

Le calcul des caractéristiques mécaniques en flexion 3-points statiques [HEX 08] est basé sur la relation (2.1) pour les contraintes à la rupture en flexion σ_f et par l'utilisation de la relation (2.2) pour la détermination des valeurs du module d'élasticité en flexion E_f .

$$\sigma_f = \frac{3Fl}{2bh^2} \quad (2.1)$$

$$E_f = \frac{l^3}{4bh^3} \times \frac{\Delta F}{\Delta \delta} \quad (2.2)$$

Où F : La charge appliquée à la rupture [N] ;
l : Longueur entre appui en [mm] ;
b : Largeur de l'éprouvette en [mm] ;
h : L'épaisseur en [mm] ;

ΔF : Variation de la force sur la partie droite de la courbe charge-déplacement ;
 $\Delta \delta$: Variation de la flèche en [mm], correspondante à la variation de la force.

	F_{\max} [N]	σ_f [MPa]	$\sigma_{f\text{moy}}$ [MPa]	E_f [MPa]	$E_{f\text{moy}}$ [MPa]
Stratifié $[\pm 20]_{2S}$	290	900	907	67517	66210
	291	904		67517	
	296	919		61096	
	291	904		67720	
Stratifié $[\pm 25]_{2S}$	280	869	859.5	65856	66220
	281	873		65864	
	272	850		65809	
	274	846		67351	
Stratifié $[\pm 30]_{2S}$	258	802	787	46997	46110
	249	774		44944	
	258	801		47042	
	248	771		45459	

Tableau 2.3 : Caractéristiques mécaniques calculés en flexion 3-points statique des deux types de stratifiés étudiés.

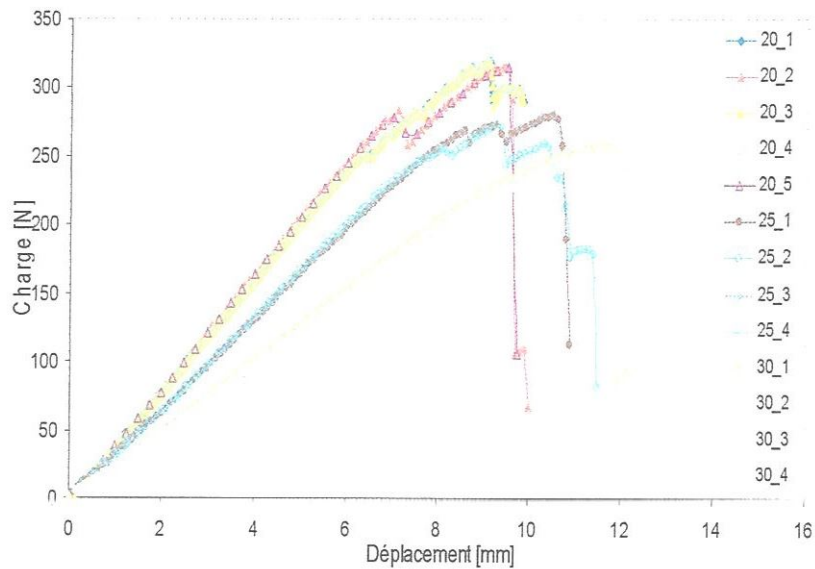
On peut remarquer en premier lieu que ces matériaux, les stratifiés ont une dispersion de résultats (aussi bien pour la contrainte de rupture en flexion σ_f que pour le module d'élasticité en flexion E_f) de l'ordre de 2%. Ceci peut être dû au mode de mise œuvre du préimprégné et surtout dû au tronçonnage des plaques stratifiés ; en effet on obtient une dispersion dans les dimensions des éprouvettes qui ne sont pas strictement identiques.

Il ressort de ces résultats que les valeurs calculées de la contrainte de flexion varient d'une éprouvette à autre : [904-919] MPa pour $[\pm 20]_{2S}$, [846-873] MPa pour $[\pm 25]_{2S}$ [771-846] pour $[\pm 30]_{2S}$ Ces variations sont liées essentiellement à l'orientation des fibres à l'irrégularité des dimensions des éprouvettes (épaisseur et/ou largeur).

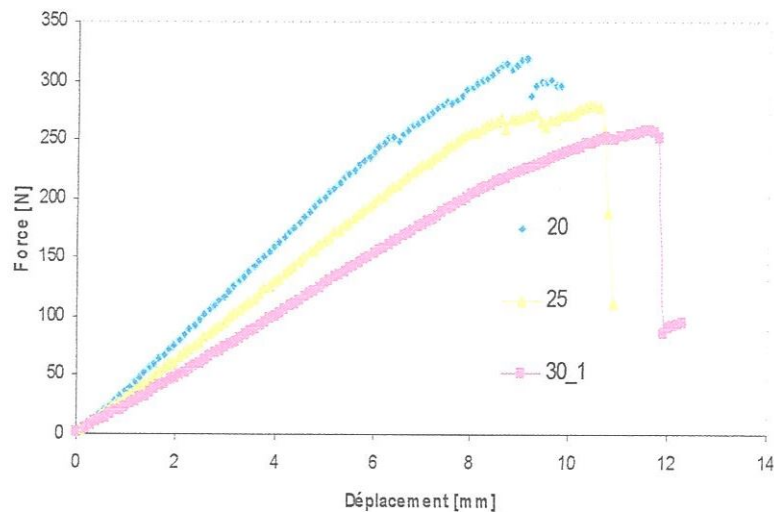
Comme nous pouvons constater sur les Tableaux 2.3, le stratifié qui a l'angle d'orientation la plus faible possède la plus grand rigidité ceci est caractérisé par les valeurs les plus élevé de la contrainte de flexion et du module de Young.

Les essais statiques ont été effectués à une température ambiante et les courbes de comportement mécanique charge-déplacement des trois types d'éprouvette $[\pm 20^\circ]_{2S}$, $[\pm 25^\circ]_{2S}$ et $[\pm 30]_{2S}$ sont représentées dans la Figure 2.4.

D'après la figure 2.4.c, les stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ sont les plus rigides possèdent les charges a la rupture les plus élevés et présentent les déplacements à la rupture les plus faibles par rapport aux stratifiés $[\pm 25]_{2S}$ et $[\pm 30]_{2S}$.



(a)



(b)

Figure 2.4 Comportement Force-déplacement des stratifiés $[\pm 20]_{2S}$, $[\pm 25]_{2S}$ et $[\pm 30]_{2S}$
(b) comparaison entre les deux type de stratifiés.

2.3.2 Analyse des résultats au point de vue endommagement

L'analyse des mécanismes de rupture et d'endommagement observés après réalisation des essais a été faite par observation sous microscope optique (Figure 2.5)



Figure 2.5. Microscope optique

L'observation au microscope optique des faciès de rupture de l'ensemble stratifiés étudiés après l'essai statique, permet de dégager que l'endommagement prépondérant est le délaminage entre les couches. Ce phénomène est plus marqué dans les couches supérieures du stratifié qui sont sollicité en compression et au voisinage de la zone de chargement. De plus, On remarque d'après l'observation qu'avec l'augmentation de l'orientation des fibres, le délaminage pour le stratifié $[\pm 20]_{2s}$ plus grand que celle de $[\pm 25]_{2s}$ et $[\pm 30]_{2s}$



(a) Stratifié $[\pm 20]_{2s}$



(b) Stratifié $[\pm 25]_{2s}$



(c) Stratifié $[\pm 30]_{2s}$

Figure 2.6 Observation des faces de rupture des deux stratifiés après un essai de flexion 3-points

2.4. Essais de fatigue

2.4.1. Analyse et discussion des résultats

On peut envisager différents modes de contrôle de l'essai de fatigue soit en contrôle déplacement ou en contrôle force. Dans ce travail les essais sont réalisés en contrôle déplacement avec une forme d'onde sinusoïdal. L'éprouvette est chargée jusqu'à un déplacement moyen (d_{moy}) qui est maintenu constant est égal à 50 % du déplacement à la rupture en statique (d_{rup}). Le déplacement moyen détermine les mécanismes d'endommagement activés au début du cyclage, alors que l'amplitude détermine la vitesse de propagation et de multiplication de ces mécanismes. Plusieurs niveaux de chargement r sont considérés (compris entre 0.60, 0.95) pour tracer les courbes de Wöhler. Le même type d'éprouvettes des stratifiés utilisé en statique sont utilisé dans les essais de fatigue cyclique.

Le suivi de la rigidité constitue une des méthodes les plus utilisées pour suivre la progression de l'endommagement par fatigue des composites. L'évolution de la charge F par rapport à sa charge initiale F_0 constitue un indicateur de l'endommagement qui est très utile dans le dimensionnement. La relation bi-univoque entre le traceur de l'endommagement et le nombre de cycles permet de dégager un critère de durée de vie en termes de nombre d'alternances N_x nécessaires pour provoquer une diminution de x % du paramètre d'endommagement. Dans le cas de la fatigue en flexion 3-point à déplacement imposé, une rupture franche des éprouvettes n'est généralement pas observée.

La définition de la durée de vie repose donc sur des critères conventionnels définis : N_s , N_3 , N_5 , N_{10} et N_R [BEZ 03]. Le critère N_s est le plus sévère, correspondant à la fin du comportement linéaire. Le choix du critère dépend de la tolérance de dégradation admissible pour la pièce dans

l'application envisagée : par exemple le critère N_3 est beaucoup plus pénalisant que celui de N_{10} . Le critère le moins sévère N_R correspondant à la rupture totale de l'éprouvette.

Au cours des essais en contrôle déplacement, nous avons enregistré l'évolution de la charge maximale F en fonction du nombre de cycles N . La charge maximale F est rapportée à celle obtenue lors du premier cycle F_0 . Les résultats obtenus montrent que la perte de rigidité (F/F_0) jusqu'à la rupture de l'éprouvette se déroule en trois phases (Figure 2.7) : dans un premier temps se manifeste une diminution brutale du rapport F/F_0 dès les premiers cycles, la diminution devient ensuite très lente dans la deuxième phase, correspondant à la quasi-totalité de la durée de vie de l'éprouvette et enfin dans la troisième phase très courte la perte de rigidité s'accélère brutalement jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Ce phénomène a été expliqué dans les travaux de Dody [DOD 85], Talreja [TAL 90] repris par Muc [MUK 00] expliquent l'évolution de l'endommagement en trois stades par : dans le premier stade une rupture de la matrice, dans la deuxième un délaminage et enfin dans le troisième stade une rupture des fibres. Il est à noter que le premier stade ne constitue que 20% de la durée de vie alors qu'il correspond à 80% du taux de l'endommagement.

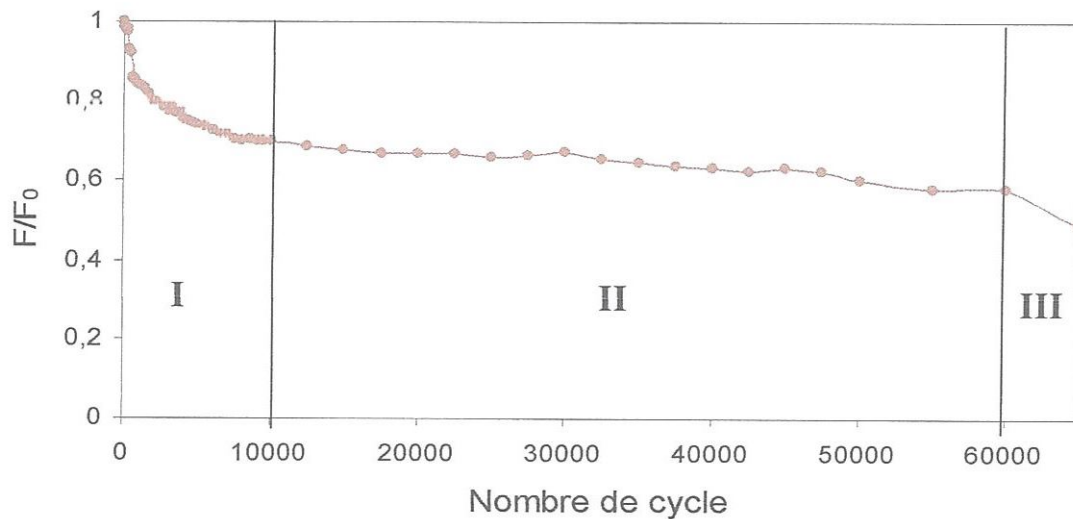
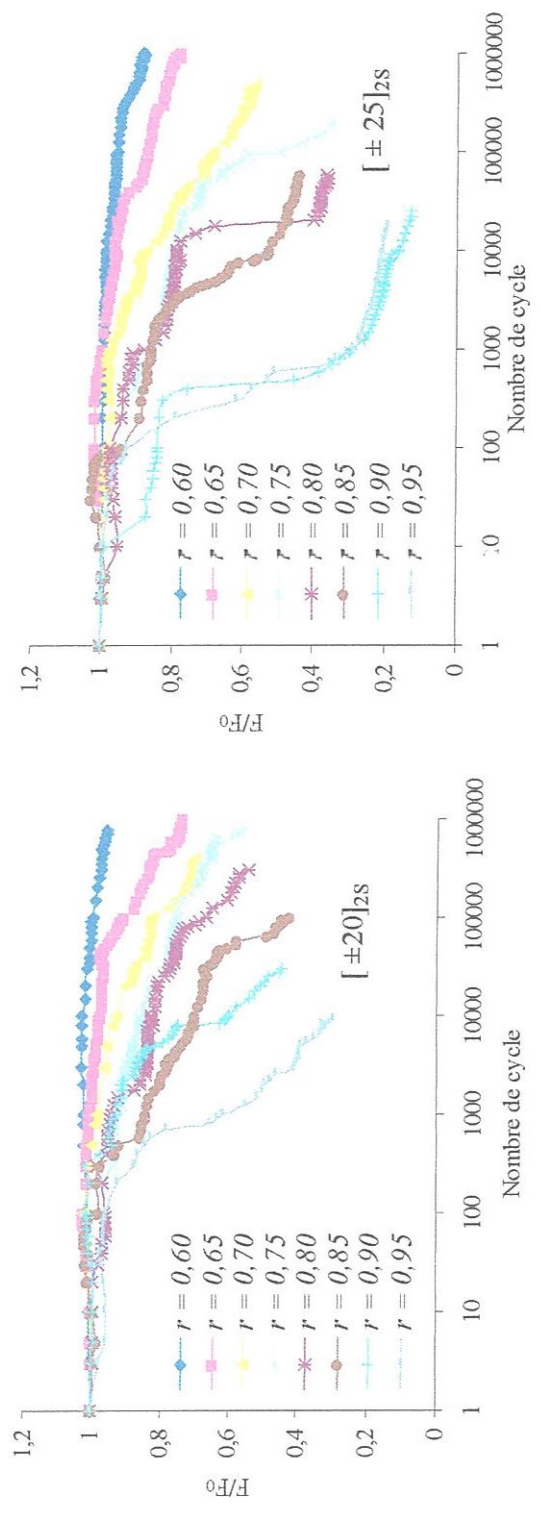
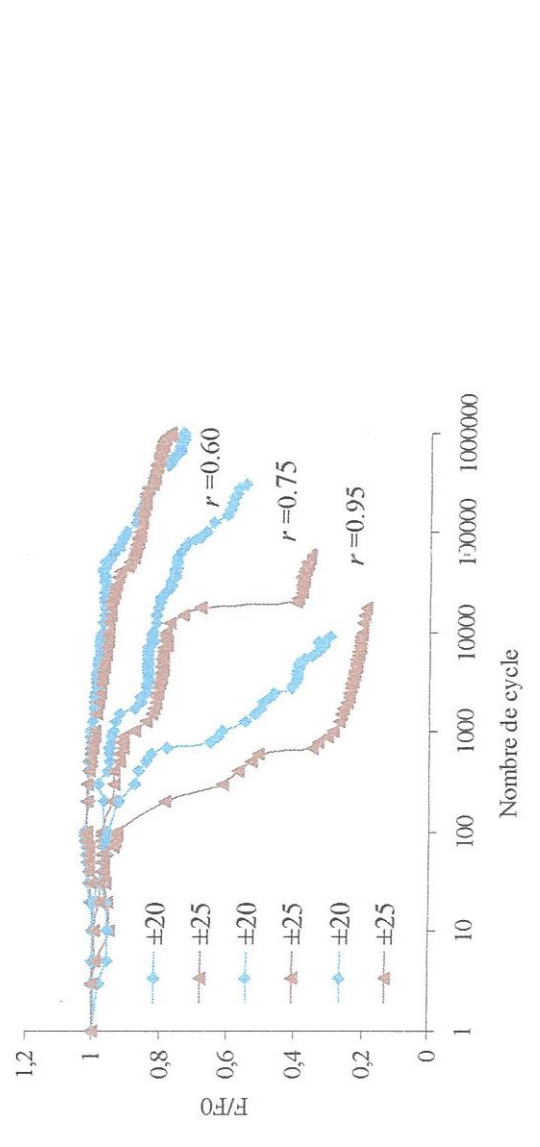


Figure 2.7 Evolution type de la perte de rigidité en fonction du nombre de N pour un niveau de chargement $r = 0.85$

Pour mettre en évidence l'effet de la séquence d'empilement sur la résistance à la fatigue des stratifié unidirectionnel étudié, nous avons également comparé la variation de la perte de charge en fonction du nombre de cycle pour trois niveaux de chargement (0.60, 0.75, 0.95) dans une échelle semi-logarithmique (Figure 2.8). Les résultats obtenus pour les différents niveaux de chargement r montrent le stratifiés $[\pm 20]_{2s}$ résiste mieux à la fatigue cyclique en flexion trois point que le stratifié $[\pm 25]_{2s}$.



(b)



(c)

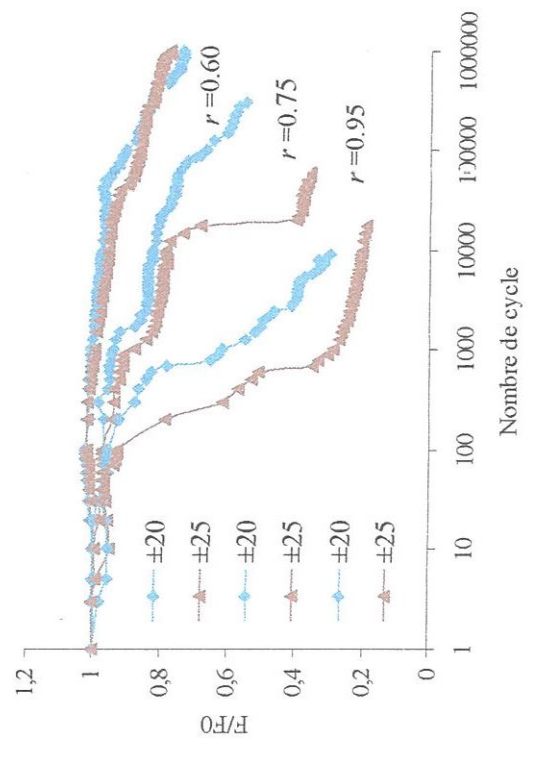


Figure 2.8 Evolution of the loss of charge as a function of the number of cycles N of the Stratified $[\pm 20]_{2s}$ and $[\pm 25]_{2s}$ for all levels of loading r

Pour des niveaux de chargement élevés, correspondant à de grandes amplitudes, la résistance à la fatigue est très courte et toute la rupture totale est atteinte après seulement quelques milliers de cycles. Par exemple, pour $r = 0.95$, les stratifiés $[\pm 25]_{2S}$ et $[\pm 20]_{2S}$ se rompent respectivement après 950 et 1000 cycles. Cependant, pour un faible niveau de chargement correspondant à une faible amplitudes, les mécanismes de dommages sont activés avec une propagation très lente et la résistance à la fatigue est très importante. En effet, à un million de cycle la rupture n'est que partielle pour les deux stratifiés pour un niveau de chargement $r = 0.60$.

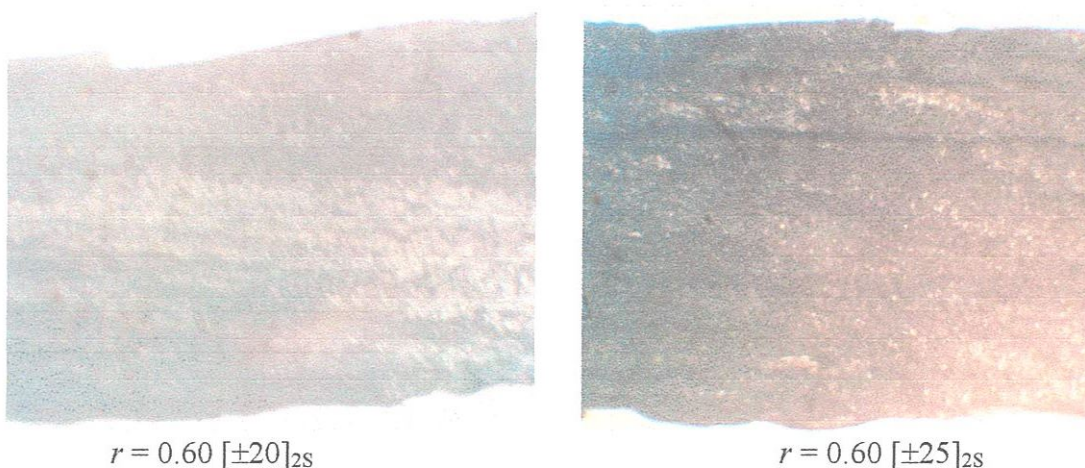
La Figure 2.8c montre bien que les courbes du stratifié $[\pm 25]_{2S}$ sont en dessous du stratifié $[\pm 20]_{2S}$ ce qui veut dire que ce dernier résiste mieux à la fatigue.

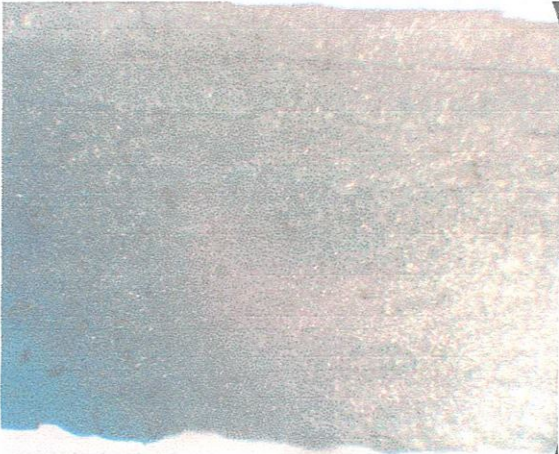
2.4.2 Observation des Faciès de rupture (Fatigue cyclique)

Les observations par microscopie optique de l'endommagement des éprouvettes ont été réalisées après rupture ou après déchargement total des éprouvettes non rompues. Au cours d'essai, des observations régulières ont permis de construire pour chaque éprouvette les séquences d'apparition de l'endommagement.

L'observation des faciès de rupture des deux stratifiés testés au cours du cyclage, montre que la ruine des éprouvettes est due principalement par délaminage des couches au voisinage de l'appui central. Pour un faible niveau de chargement, la croissance de l'endommagement en fonction du nombre de cycles au cours de la fatigue est gouvernée par la croissance de la décohésion entre les couches, amorcée autour de l'appui central et entraînant la rupture des fibres.

Par contre pour un niveau de chargement élevé (Figure 2.9), l'endommagement se manifeste par une décohésion entre les couches supérieures de l'appui central ensuite par des propagations des fissurations par cisaillement dans les fibres ce qui entraîne une autre décohésion entre les couches inférieures entraînant la ruine finale du stratifié. Il est important de signaler aussi que le délaminage est plus marqué dans la partie supérieure de l'éprouvette c'est-à-dire dans les couches sollicitées en compression.





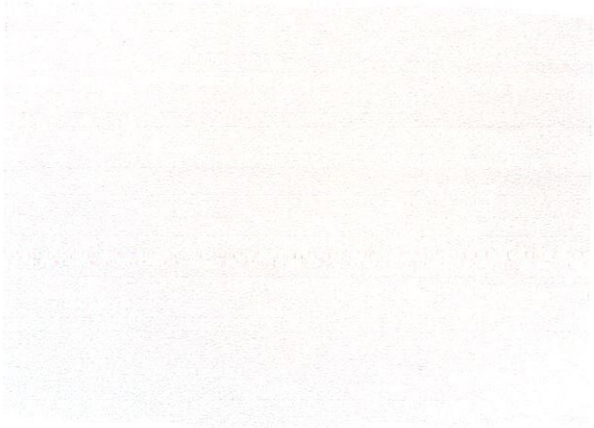
$r = 0.65 [\pm 20]_{2s}$



$r = 0.65 [\pm 25]_{2s}$



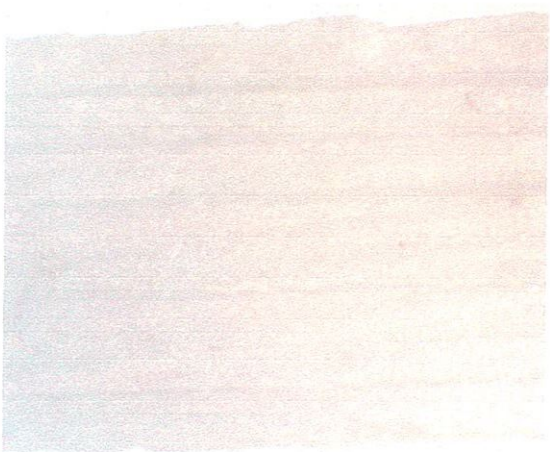
$r = 0.70 [\pm 20]_{2s}$



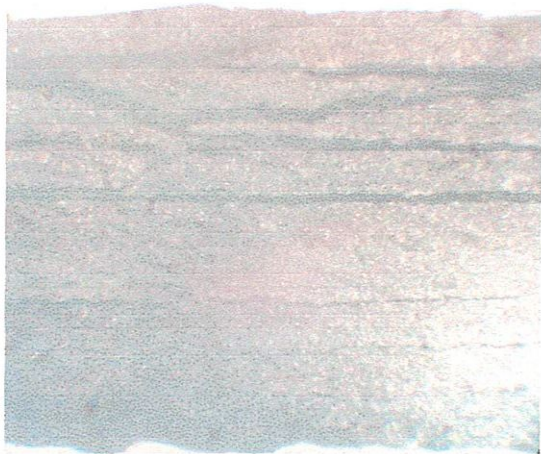
$r = 0.70 [\pm 25]_{2s}$



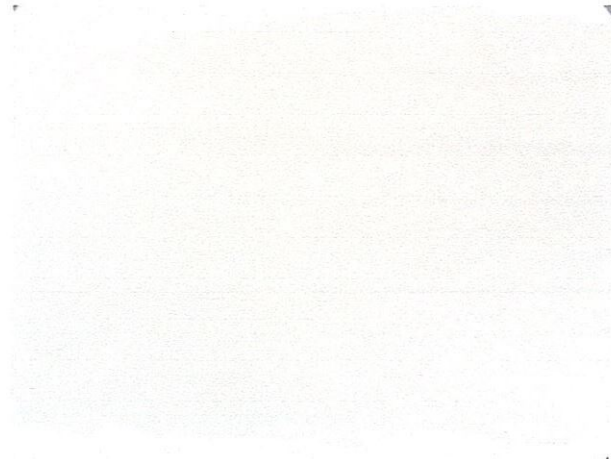
$r = 0.75 [\pm 20]_{2s}$



$r = 0.75 [\pm 25]_{2s}$



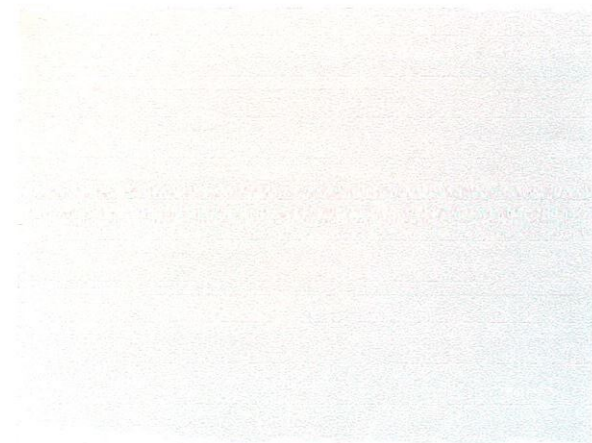
$r = 0.80 [\pm 20]_{2S}$



$r = 0.80 [\pm 25]_{2S}$



$r = 0.85 [\pm 20]_{2S}$



$r = 0.85 [\pm 25]_{2S}$



$r = 0.90 [\pm 20]_{2S}$



$r = 0.90 [\pm 25]_{2S}$

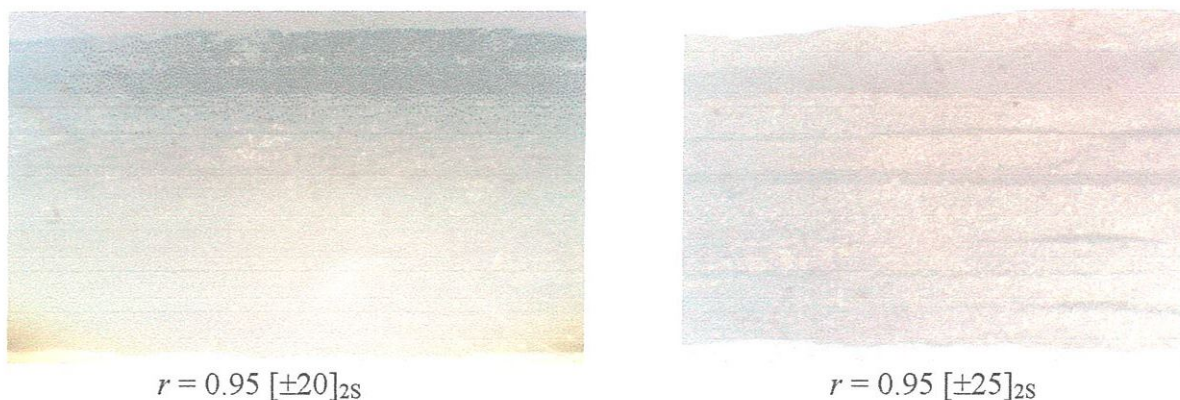
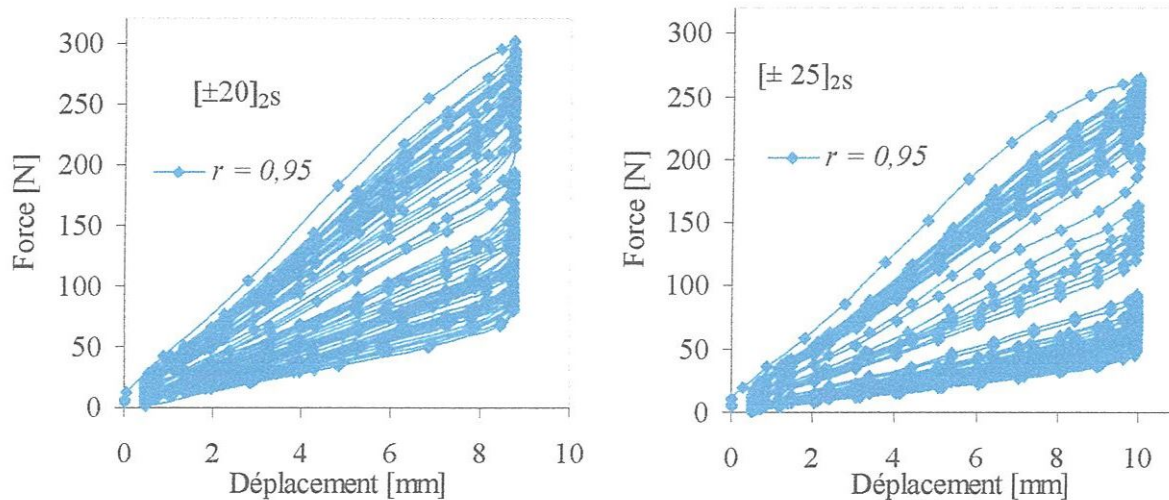


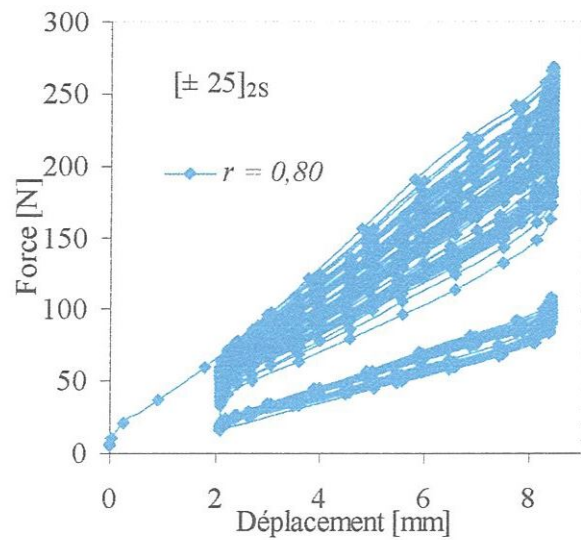
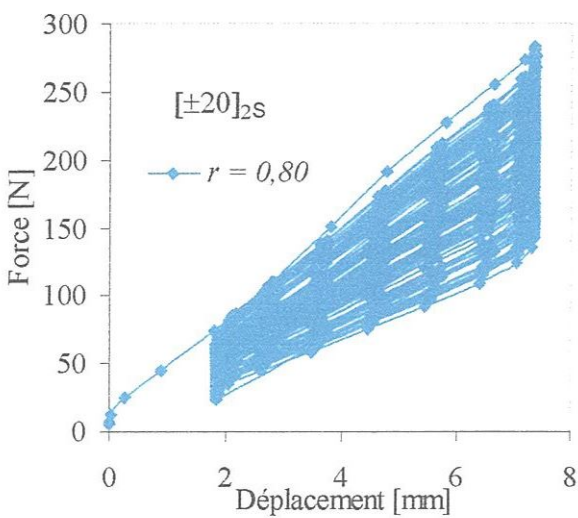
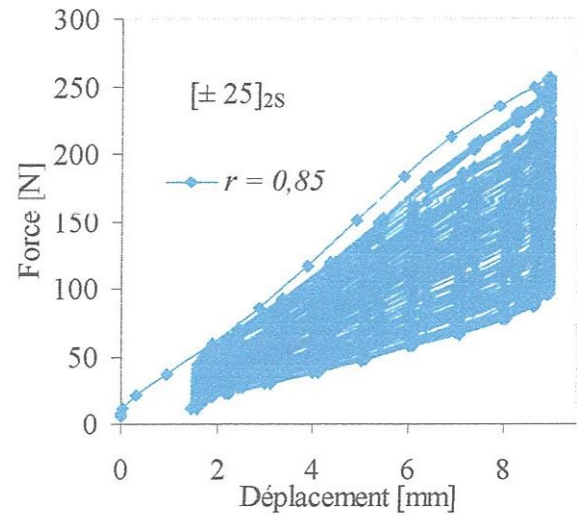
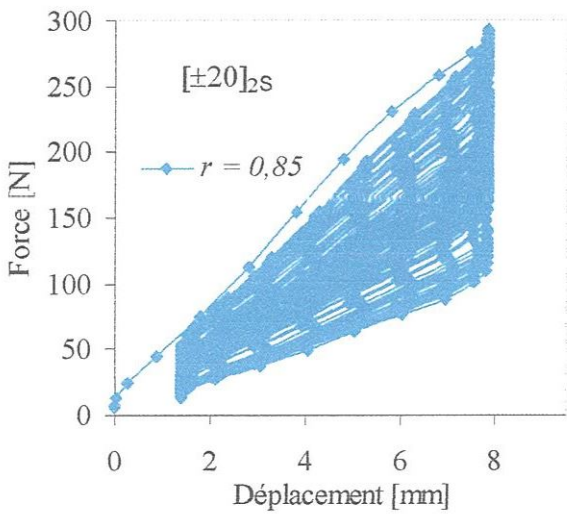
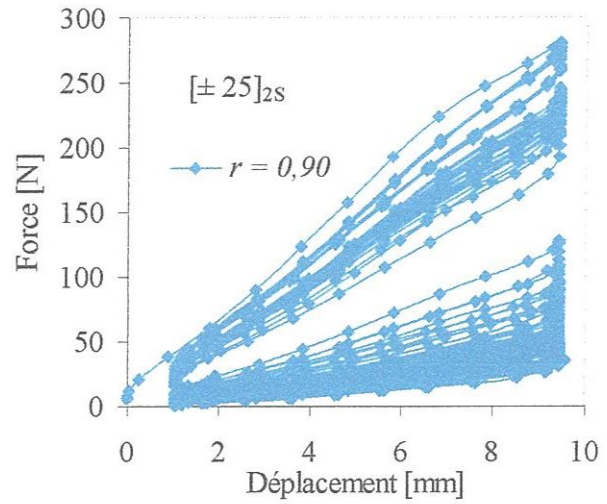
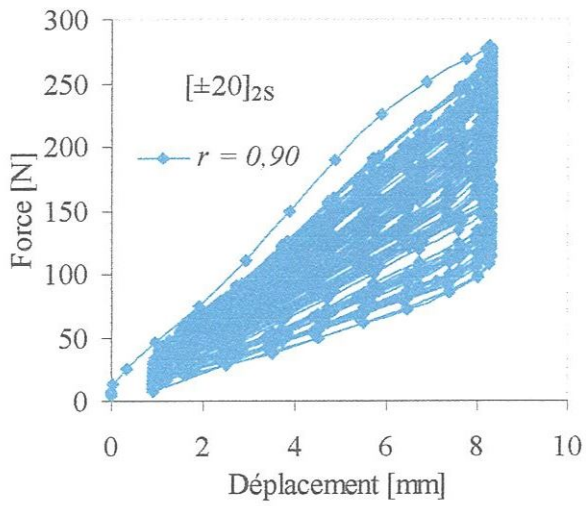
Figure 2.9 observation des faciès de rupture des deux stratifiés après les essais de fatigue cyclique.

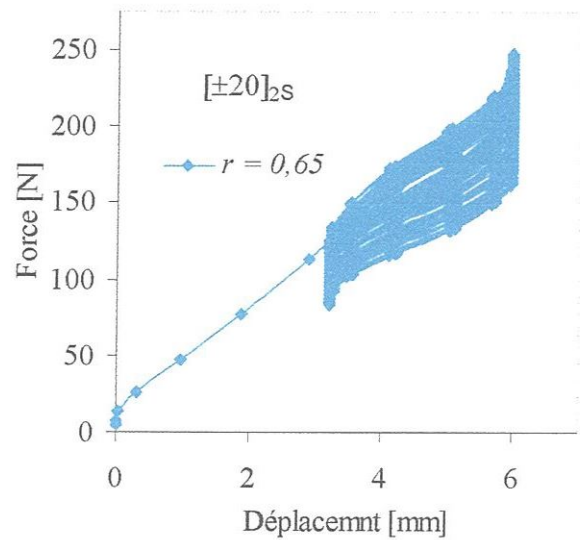
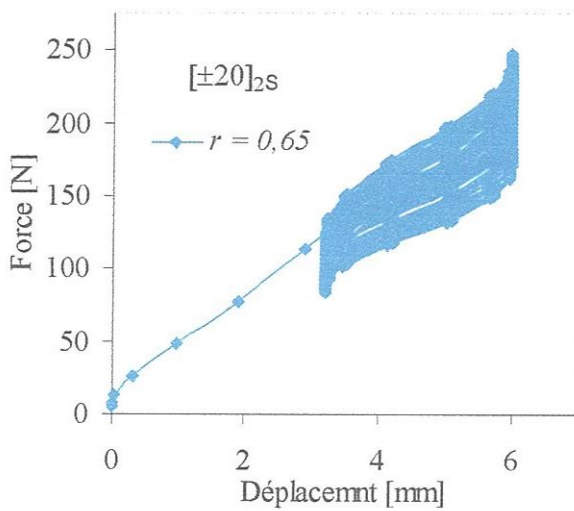
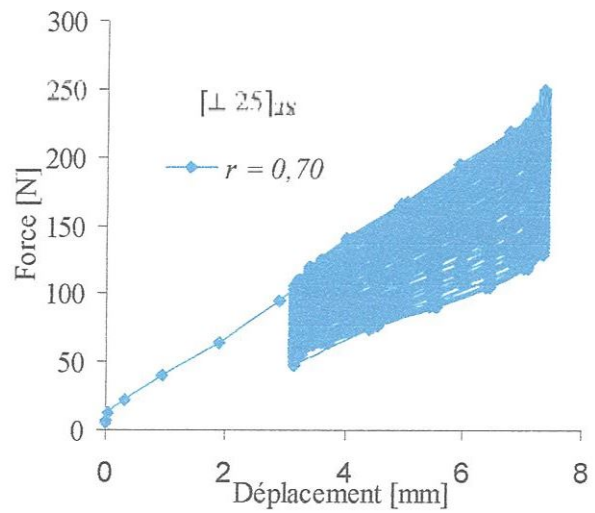
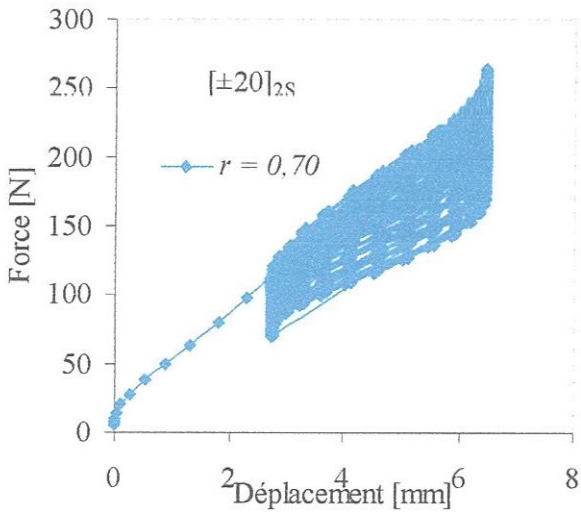
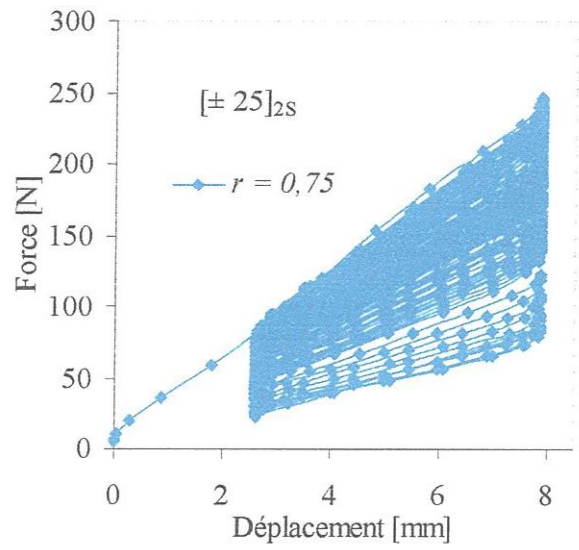
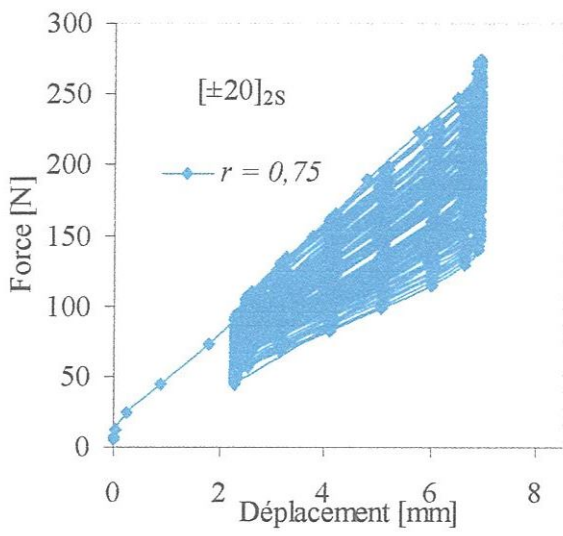
2.4.3 Hystérésis et Critère de rupture

Les Figures 2.10 montrent les courbes charge déplacement avec les boucles d'hystérésis pour les deux stratifiés étudiés et pour différent niveau de chargement. On remarque bien que pour un niveau de chargement donné, la charge maximale dans les boucles d'hystérésis diminue avec l'augmentation du nombre de cycles.

Pour bien exploité les résultats obtenu des Figures 2.10 il est nécessaire d'extraire plusieurs courbes séparar et les analysées.







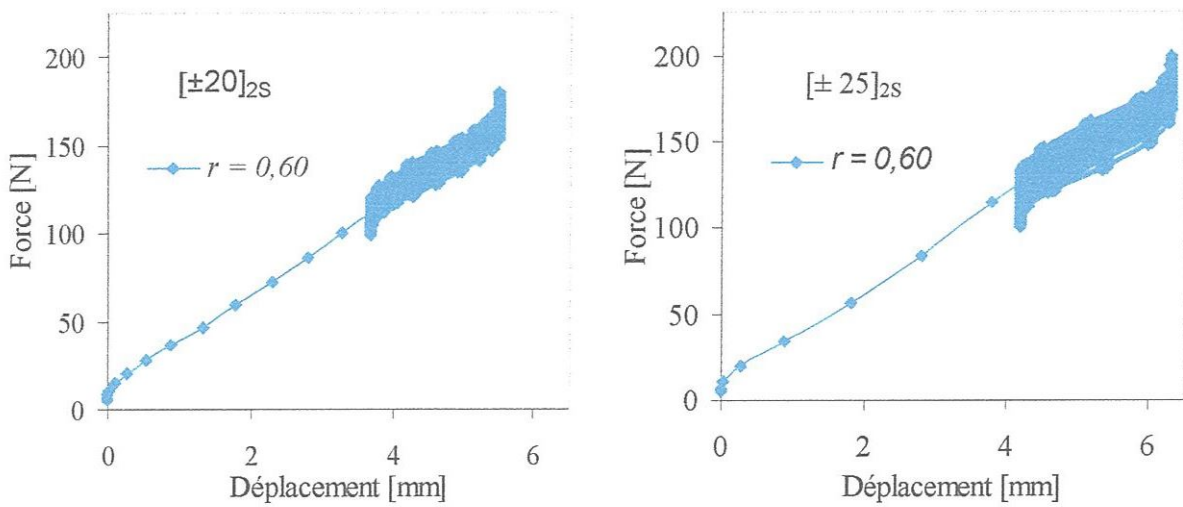
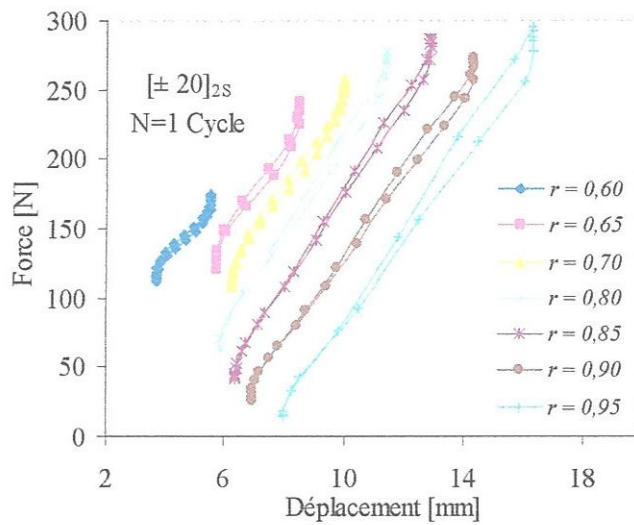
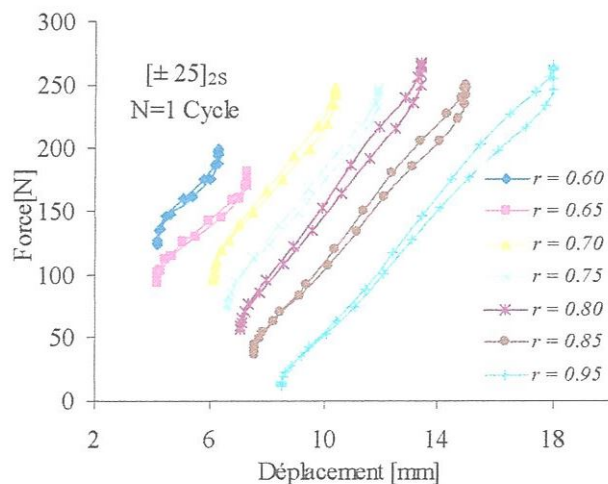


Figure 2.10 Courbe Force-déplacement des stratifiés $[\pm 20]_{2s}$ et $[\pm 25]_{2s}$ pour N cycle et pour différent niveau de chargement.

La Figure 2.11 montre les boucles d'hystérésis du premier cycle pour différent niveau de chargement et pour les deux types de stratifié étudiés. On remarque bien que la force maximale, le déplacement ainsi que l'air du cycle augmentent avec l'augmentation du niveau de chargement.



(a)



(b)

Figure 2.11. Boucles d'hystérésis du premier cycle pour différents niveaux de chargement des deux stratifiés étudiés.

Les Figures 2.12, 2.13 et 2.14 représentent les boucles d'hystérésis pour différents nombres de cycles respectivement dans le cas de niveaux de chargement $r = 0.95$, 0.70 et 0.60 . On remarque bien qu'avec l'augmentation du nombre de cycles N , les boucles d'hystérésis tendent à se fermer et que la pente de rigidité ainsi que la force maximale F diminuent jusqu'à la rupture des éprouvettes et ceci est valable pour les deux types de stratifiés étudiés. De plus une comparaison des boucles d'hystérésis a été effectuée pour le premier cycle ($N = 1$ cycle) et pour $N = 1000$ cycles dans le cas des niveaux de chargement $r = 0.95$, 0.75 et 0.60 .

La Figure 2.12 c ($r = 0.95$ et $N = 1$ cycle) montre bien que les boucles d'hystérésis sont équivalentes (presque identiques) pour les deux stratifiés étudiés. Alors que pour le même niveau de chargement mais à $N = 1000$ cycles (Figure 2.12 d) le stratifié $[\pm 20]_{2s}$ a la boucle d'hystérésis plus grande et possède une rigidité plus importante et que sa force maximale est plus importante en comparaison avec le stratifié $[\pm 25]_{2s}$. En d'autres termes, l'énergie dissipée pour le stratifié $[\pm 20]_{2s}$ à $N = 1000$ cycles est plus importante par rapport au stratifié $[\pm 25]_{2s}$. Alors que la supériorité de rigidité de la boucle d'hystérésis du stratifié $[\pm 25]_{2s}$ est bien en concordance avec une supériorité de la perte de charge (F/F_0) présentée dans la figure 2.8c.

La Figure 2.13 a et b représentent respectivement les boucles d'hystérésis des stratifiés $[\pm 20]_{2s}$ et $[\pm 25]_{2s}$. Pour un niveau de chargement $r = 0.75$ à $N = 1$ cycle (Figure 2.13 c) les boucles d'hystérésis des deux stratifiés sont pratiquement équivalentes. Alors que à $N = 1000$ cycles, on remarque que l'aire de la boucle d'hystérésis du stratifié $[\pm 20]_{2s}$ est plus grande que celle du stratifié $[\pm 25]_{2s}$, ceci signifie qu'on obtient une dissipation d'énergie plus importante pour le stratifié $[\pm 20]_{2s}$ comparativement au stratifié $[\pm 25]_{2s}$.

Pour des niveaux de chargement faibles par exemple $r = 0.60$ représentés dans les figures 2.14 a et b, les boucles d'hystérésis des deux stratifiés étudiés montrent qu'il n'y a pas une grande différence entre l'aire des boucles des deux stratifiés ; ceci signifie que les deux stratifiés dissipent une énergie équivalente de faible intensité.

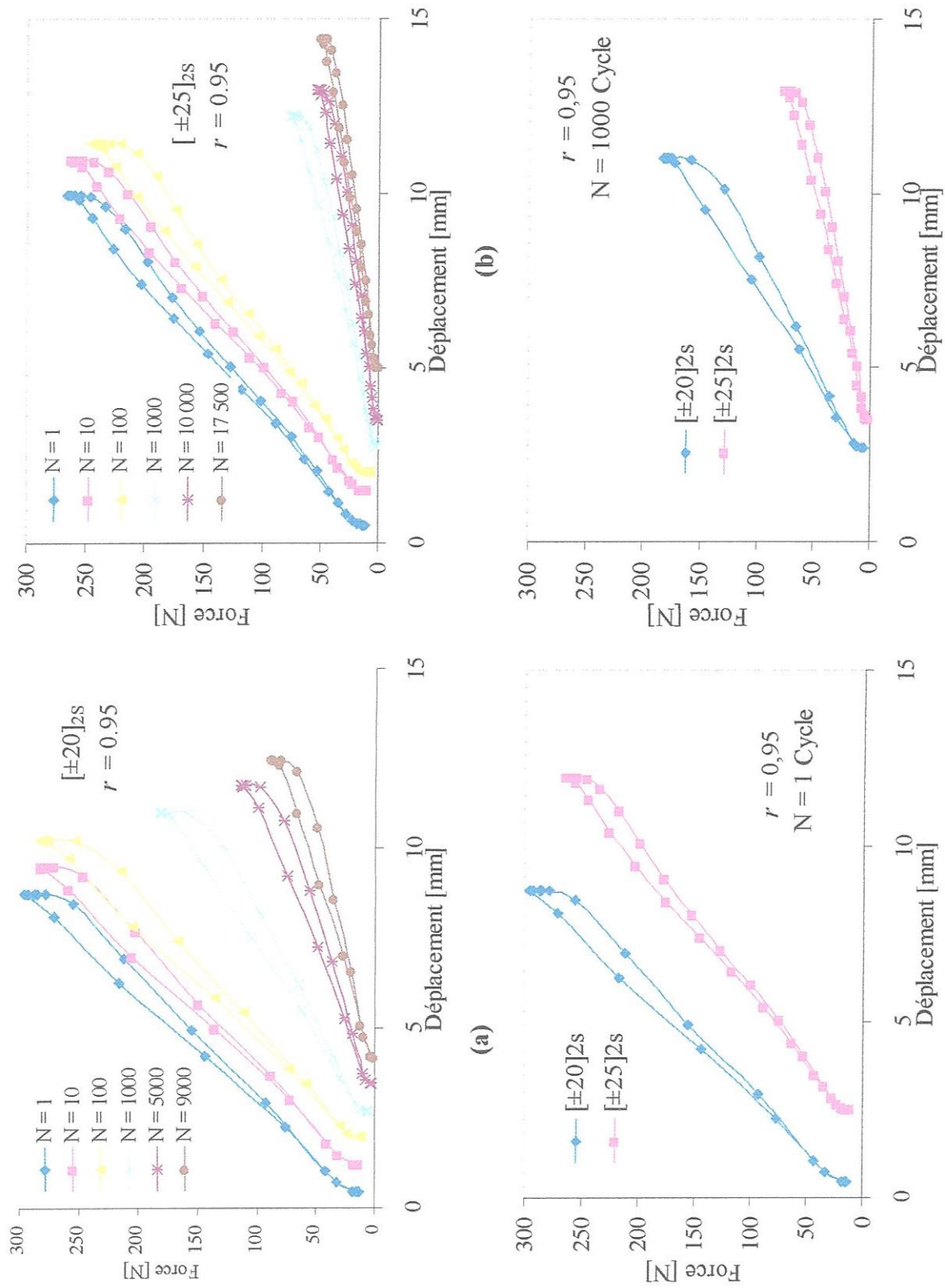


Figure 2.12. Boucles d'hystérésis pour différent nombre de cycle dans le cas d'un niveau de chargement $r = 0.95$.

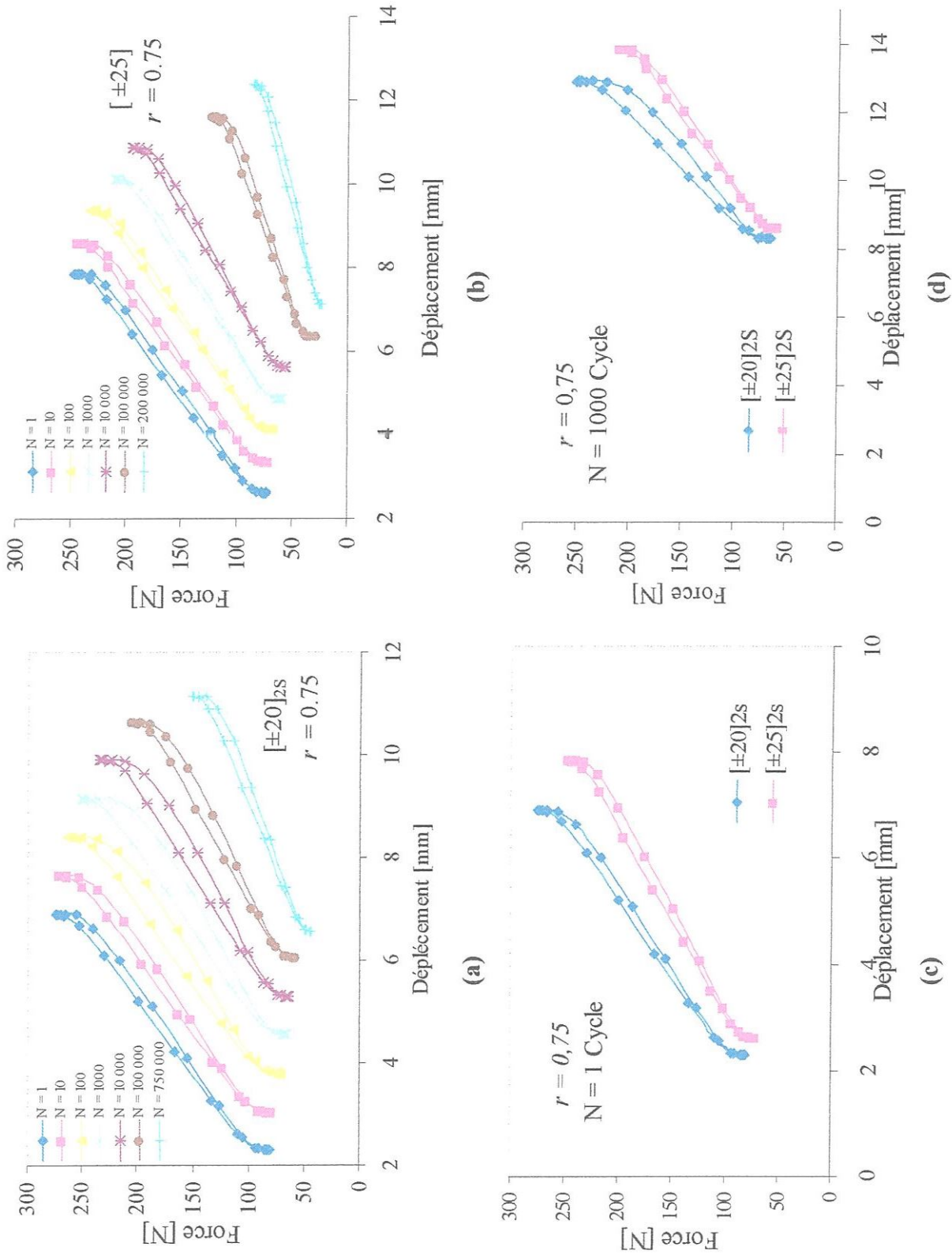


Figure 2.13. Boucles d'hystérésis pour différent nombre de cycle dans le cas d'un niveau de chargement $r = 0.75$.

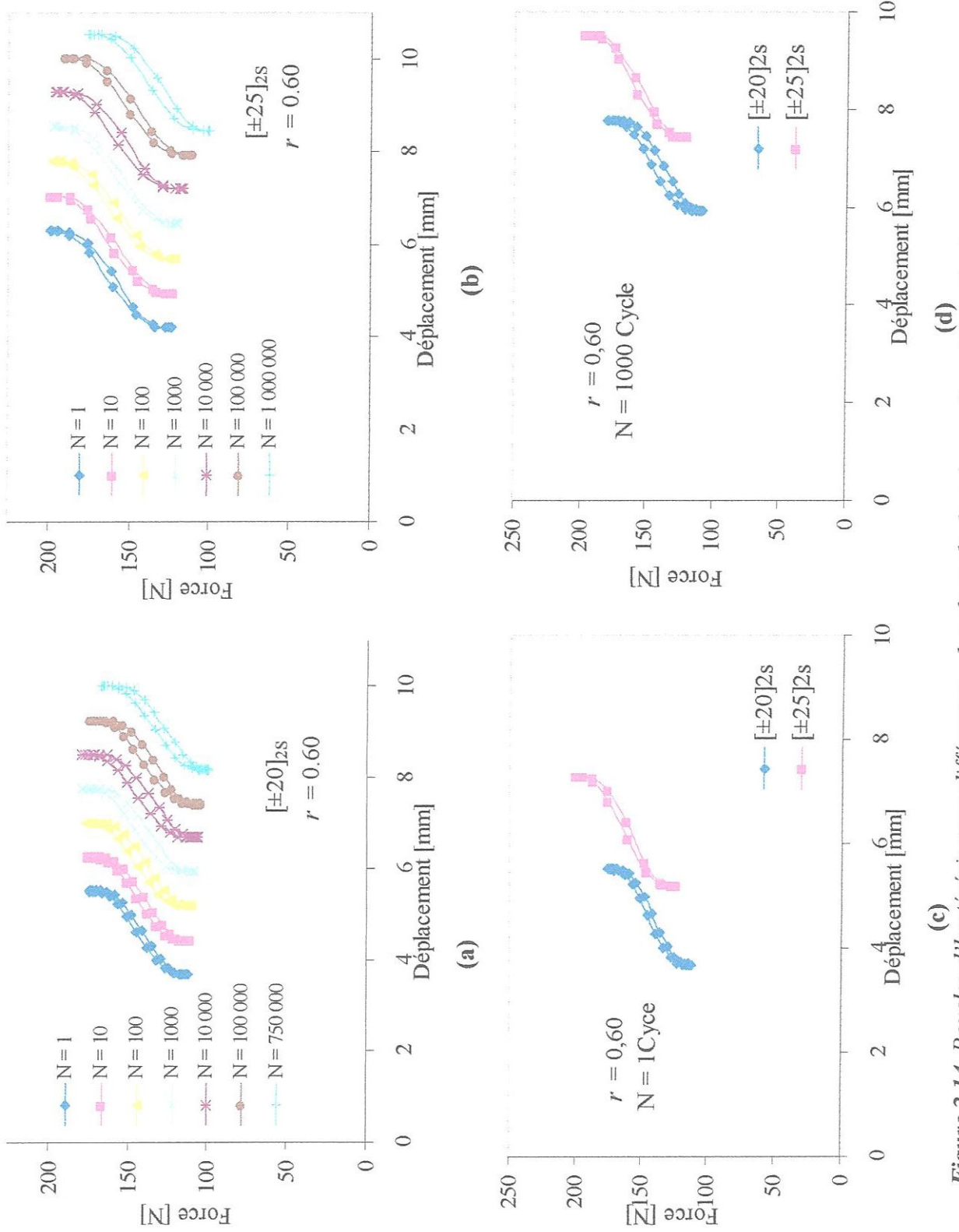


Figure 2.14. Boucles d'hystérésis pour différent nombre de cycle dans le cas d'un niveau de chargement $r = 0.60$.

2.4.4 L'énergie dissipé

L'aire engendré par une boucle d'un cycle d'hystérésis représente l'énergie dissipé U par les stratifiés au cours du cyclage. Pour n'importe quel cycle donné (N), l'énergie dissipé peut être évaluée par la relation suivante [BEZ 07, MIZ 98, SHE 01].

$$U = \int_{\varepsilon_{\min}}^{\varepsilon_{\max}} \sigma d\varepsilon$$

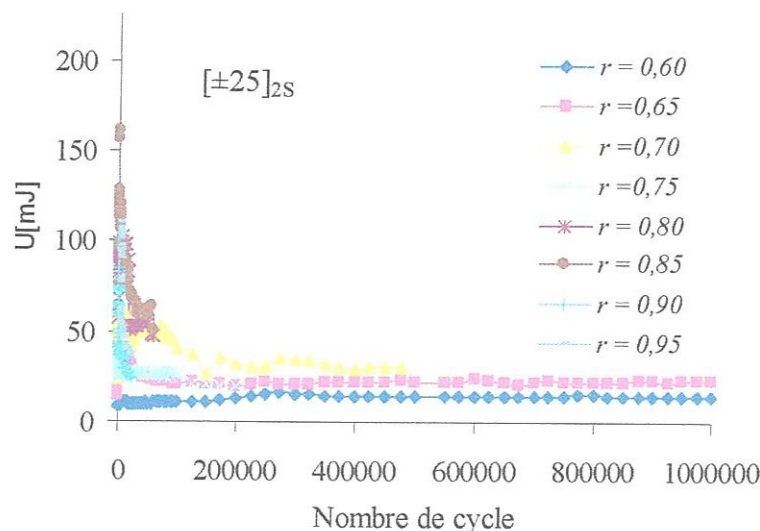
Où ε_{\min} et ε_{\max} sont les déformations minimale et maximale respectivement.

Les figures 2.15, montrent la quantité de l'énergie de dissipation U en fonction du nombre de cycle pour différent niveau de chargement (r) pour les deux stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$ étudiés (Figure 2.15a et 2.15b respectivement).

La variation de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycle N se produit en deux étapes.

- Pour un faible niveau de chargement, la première phase se caractérise par une forte diminution jusqu'à environ 150 000 cycles pour le stratifié $[\pm 20]_{2S}$ et environ 100 000 cycles pour le stratifié $[\pm 25]_{2S}$.
- Alors que la deuxième étape est liée à une diminution très lente et à la formation d'un plateau, ceci est dû à la propagation des fissures stable sans dissipation d'énergie significative.

Il est intéressant de noter que le comportement en fatigue montre des évolutions très importantes dès les premiers cycles est ceci est dû à la dissipation d'énergie dans les deux stratifiés.



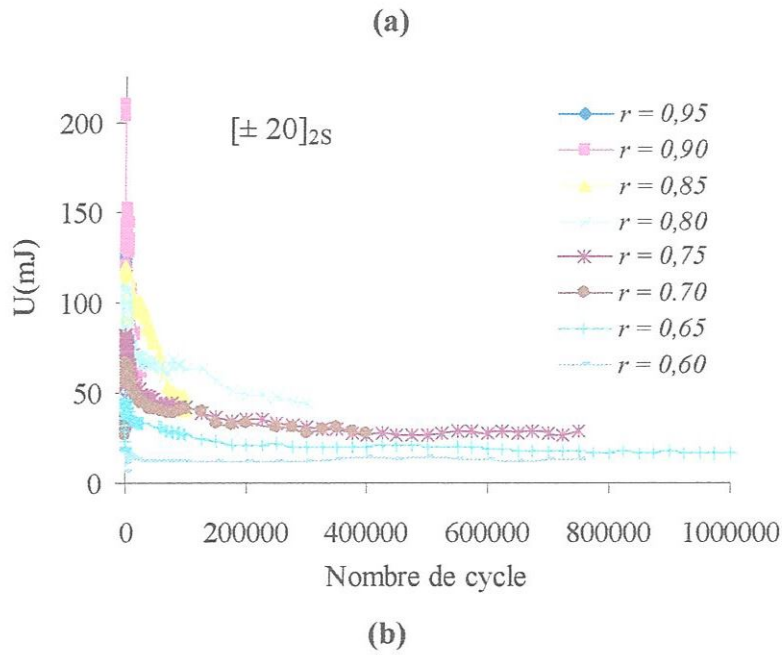
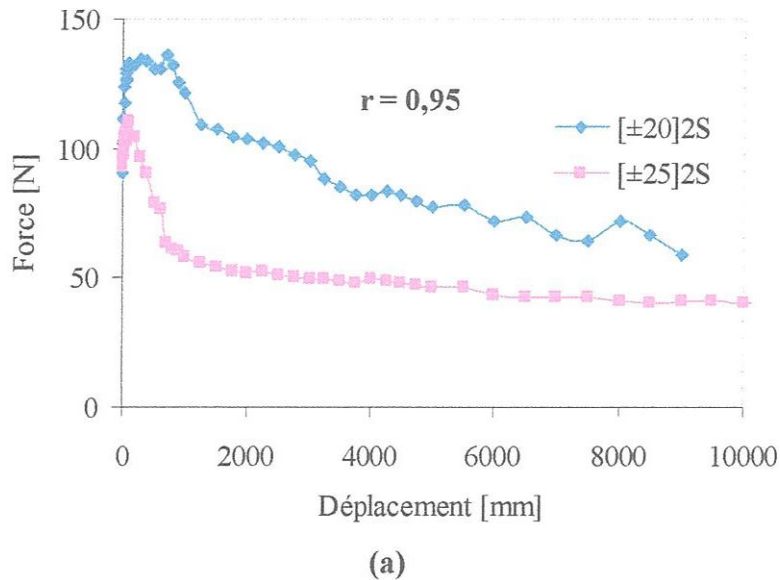
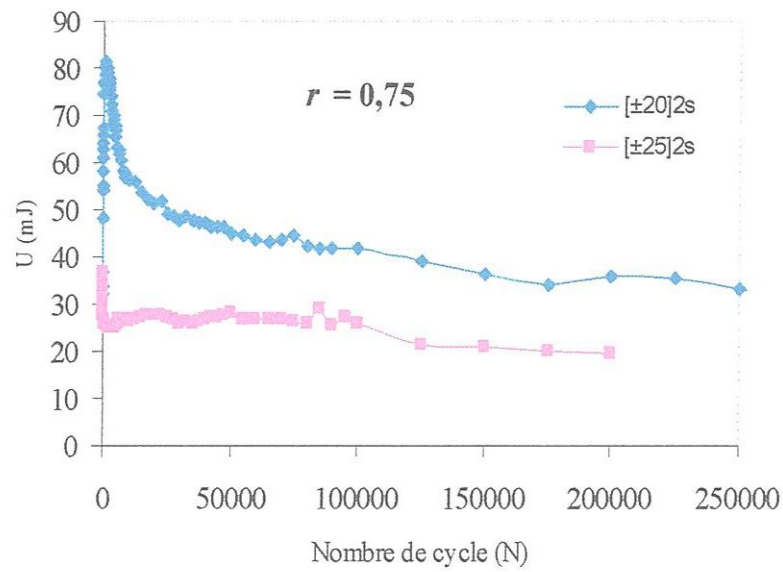


Figure 2.15 Evolution de l'énergie dissipée en fonction du nombre de cycle pour différents niveaux de chargement.

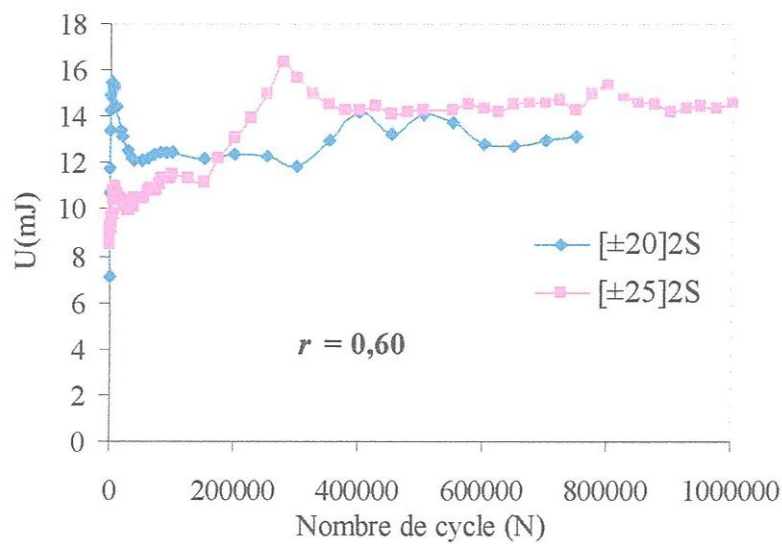
L'analyse des résultats obtenus (Figure 2.16) confirme que pour un même niveau de chargement le stratifié $[\pm 25]_{2s}$ peut dissiper moins d'énergie comparé au stratifié $[\pm 20]_{2s}$ et ceci est plus marqué pour des niveaux de chargement important. Par exemple, pour $r = 0.95$ (Figure 2.16c), on peut observer que la courbe de dissipation d'énergie du stratifié $[\pm 20]_{2s}$ est au dessus de celle du stratifié $[\pm 25]_{2s}$. De plus la valeur maximale de $U = 136 \text{ N.mm}$ pour le stratifié $[\pm 20]_{2s}$, alors quelle est de $U = 110 \text{ N.mm}$ pour le stratifié $[\pm 25]_{2s}$.

Pour des faible niveaux de chargement par exemple $r = 0.60$ (figure 2.16a) la différence en les valeurs des énergies de dissipation U entre les deux stratifiés est très faible.





(b)



(c)

Figure 2.16 Comparaison de l'énergie dissipée des deux stratifiés étudiés pour les niveau de chargement $r = 0,95, 0,75$ et $0,60$.

2.5. Description des courbes de Wöhler

Pour déterminer les performances des matériaux composites en fatigue, différents critères d'endommagement N_s, N_3, N_5, N_{10} et N_R sont considérés dans la littérature à partir des courbes donnant l'évolution de la perte de charge en fonction du nombre de cycles. Le critère le plus

sévère est celui qui caractérise le matériau par la valeur N_s qui correspond au nombre de cycles à la fin du domaine linéaire. Les critères N_3 , N_5 et N_{10} correspondent respectivement à des chutes de 3%, 5% et 10% de la charge (ou du déplacement) par rapport à la charge (ou déplacement) initiale. Le critère N_R correspond au nombre de cycles à la rupture complète de l'éprouvette. Enfin, les performances en fatigue peuvent être caractérisées par le nombre de cycles nécessaire pour avoir la rupture du matériau lorsqu'elle est atteinte. Pour notre étude, nous avons choisi le critère N_5 et N_{10} qui sont les plus utilisés dans la littérature [SAL 97, BEZ 03, FIO 85].

La description des courbes de Wöhler obtenu sur des composites à matrice organique sont très souvent décrites par une relation linéaire, introduite par Mandell [MAN 82] dans le cas de traction à contrainte imposée.

$$\sigma = UTS - B \log N_r \quad (2.3)$$

Où UST et B sont deux constantes qui dépendent du matériau et des conditions d'essais. Cette formule a été adoptée au cas d'essais de flexion à déformation imposée par Fiore 1988 [FIO 88] ainsi que Salvia et al. [SAL 97].

$$\varepsilon = A - B \log N_{10} \quad (2.4)$$

Plusieurs études ont montré que ce type de relation a été appliquée à un grand nombre de composites, par exemple les composites à fibre de verre étudié par Sims et Gladman [SIM, GLA 82] et Fournier [FOU 92], mais aussi à renfort de carbone [CUR 91], [HAR 90], [LOR 86] ainsi que sur des hybrides [HAR 90].

Les essais d'endurance sont effectués en contrôle déplacement pour les deux types de stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$ en utilisant une forme d'onde sinusoïdale de fréquence 1.5 Hz. Les courbes d'endurances sont tracées pour différents niveaux du chargement en utilisant les critères de durées de vie N_5 et N_{10} . Les courbes de Wöhler présentées dans la Figure 2.17 pour les deux types de stratifiés peuvent être décrites par les équations:

$$r = 1 - B \log(N_5) \quad (3.5)$$

$$r = 1 - B \log(N_{10})$$

Cette forme de description permet de visualiser la tenue en fatigue des deux types de stratifiés par l'intermédiaire de la valeur intrinsèque B , représentant la pente de la droite d'endurance. Cette valeur correspond au taux de chute du niveau de chargement admissible exprimé en % décade par cycle. La valeur de B pour le stratifié $[\pm 25]_{2S}$ est faible comparativement au stratifié

$[\pm 20]_{2S}$. Cela signifie, que pour un même niveau de chargement la durée de vie diminue avec l'augmentation de l'orientation des fibres.

Les résultats obtenus permettent de mettre en évidence l'effet de l'orientation des fibres sur la durée de vie des deux types de stratifiés étudiés. En effet les stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ ont une grande résistance en fatigue.

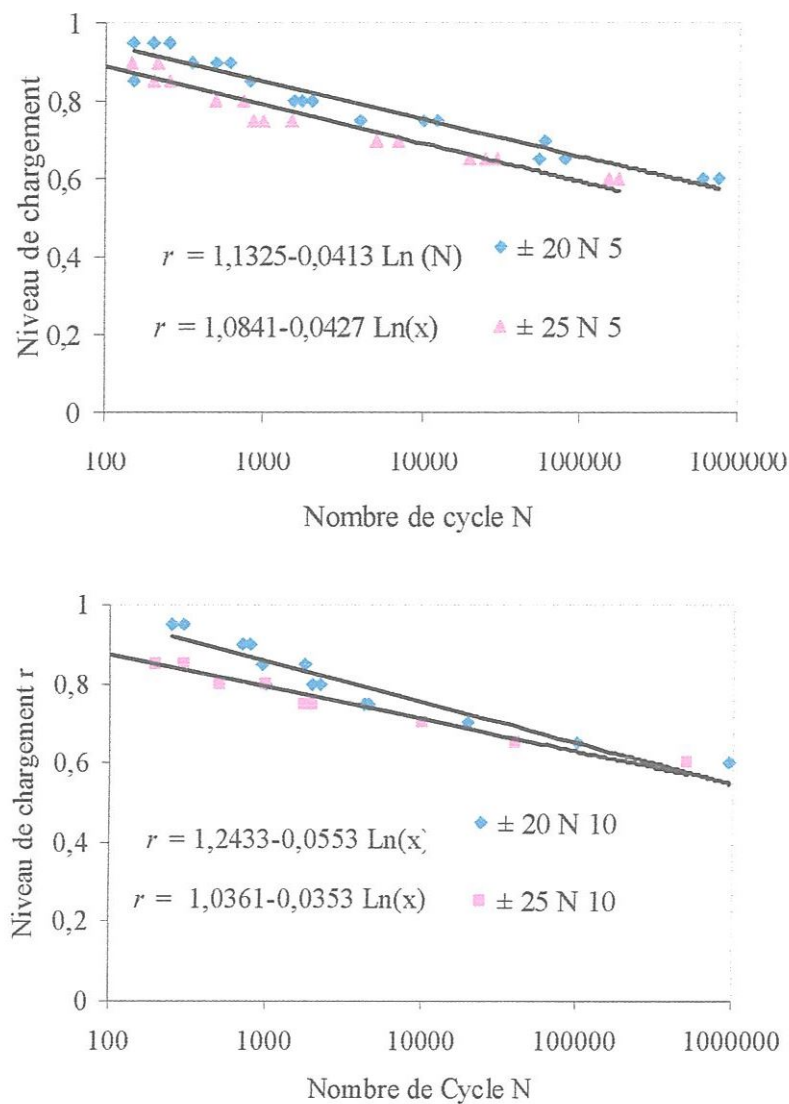


Figure 2.17 Courbe de Wöhler des deux stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$.

2.6 Conclusion

Ce chapitre s'intéresse à l'étude du comportement mécanique en flexion 3-point en statique et en fatigue des stratifiés unidirectionnel de différents empilements constitué de fibre de carbone T300, et de résine époxyde 914 sollicité en flexion 3-point. L'étude statique a permis de caractérisé le stratifié et de déterminer les paramètres nécessaire au essais de fatigue.

Le suivie de la perte de rigidité permet de voir le comportement du stratifié qui dépend du niveau de chargement r ainsi que de l'empilement du stratifiés. Il a été trouvé que l'évolution de la perte de rigidité jusqu'à la rupture en fonction du nombre de cycle se déroule en trois phases pour les deux stratifiés étudiés.

Les courbes de Wöhler sont tracées en utilisant les deux critères de durée de vie N_5 et N_{10} et elle sont décrite par des relations du type $r = 1 - K \log N_5$ et $r = 1 - K \log N_{10}$. Il a été constaté que plus le niveau de chargement est élevé plus l'endommagement est rapide.

L'analyse des résultats obtenus permet de mettre en évidence l'effet de l'orientation des fibres sur la durée de vie des deux types de stratifiés étudiés. En effet, les stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ ont une grande résistance a la fatigue comparativement aux stratifiés $[\pm 25]_{2S}$.

La rupture en fatigue cyclique dépend d'une série de processus aléatoire dont la conjugaison se traduit par une dispersion dans les résultats de la durée de vie entre des éprouvettes soumise à un même niveau de chargement et sollicitées dans les mêmes conditions. Ceci peut être lié principalement aux dimensions des éprouvettes lors de la découpe ainsi que la mise en ouvre des plaques et notamment l'orientation des fibres.

Chapitre 3

Influence de la séquence d'empilement sur la distribution des champs de contraintes ainsi sur le coefficient de Poisson

Influence de la séquence d'empilement sur la distribution des champs de contraintes ainsi sur le coefficient de Poisson

3.1 Introduction

Les développements techniques de la conception des composites à fibre renforcée pendant les dernières trois décennies dans les industries telles que les avions, l'automobile et les sports et le matériel de loisirs ont exigé la production des matériaux à hautes performances. La possibilité de produire les stratifiés composites avec les coefficients de Poisson négatif et près de -1 a été discuté par Milton [MIL 92]. Les avancements dans la production des matériaux ont mené à la possibilité de produire les composites auxétiques à fibres renforcées, de ce fait exploitant des perfectionnements de propriétés connus pour surgir en matériaux auxétiques tels que l'absorption d'énergie, la dureté améliorée, la meilleure résistance à la rupture et à l'indentation.

Il y a plusieurs mises en œuvre des composites auxétiques à fibre renforcée. La procédure la plus vaste de leur fabrication est d'utiliser le matériau préimprégné qui est disponible sur le marché, donné le détail empilant des séquences, produira un effet auxétique général.

Des stratifiés composites peuvent être conçus pour avoir les coefficients de Poisson négatifs dans le plan v_{xz} ou à travers l'épaisseur v_{yz} . Les exigences pour un stratifié de composite auxétique sont que les différents matériaux de pli soient hautement anisotropes.

3.2 Formulation du coefficient de Poisson à travers l'épaisseur et dans le plan d'un stratifié de type $[\pm\theta]_{2s}$

3.2.1 La loi de Hooke généralisée

La loi de Hooke généralisée associant les contraintes et les déformations peut être donnée par l'équation (3.1) [ROB 99].

$$\sigma_i = C_{ij} \varepsilon_j \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad (3.1)$$

Où σ_i sont les composantes de la contrainte ;

C_{ij} est la matrice de la rigidité ;

ε_j sont les composantes de la déformation.

L'application de la loi du Hooke généralisé sur un matériau orthotrope élastique tridimensionnel donne le système équation constitutive suivante :

$$\varepsilon_i = S_{ij} \sigma_j \quad i, j = 1, 2, \dots, 6 \quad (3.2)$$

Où S_{ij} sont les coefficients de la matrice de souplesse.

Pour un système de repère global (x,y,z), l'équation (3.2) peut être écrite sous forme de matrice tel que :

$$\{\varepsilon\} = [\bar{S}]\{\sigma\} \quad (3.3)$$

Sous la forme de configuration étendue, l'équation (3.3) s'écrit sous la forme :

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & \bar{S}_{13} & 0 & 0 & 0 \\ \bar{S}_{12} & \bar{S}_{22} & \bar{S}_{23} & 0 & 0 & 0 \\ \bar{S}_{13} & \bar{S}_{23} & \bar{S}_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \bar{S}_{44} & \bar{S}_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \bar{S}_{45} & \bar{S}_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \bar{S}_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} \quad (3.4)$$

L'équation constitutive de la contrainte plane, pour un matériau orthotrope dans les coordonnées principales est [HER 84]

$$\{\sigma\} = [Q]\{\varepsilon\} \quad (3.5)$$

Où [Q] est la matrice de rigidité réduite.

D'autre part, on peut écrire l'équation constitutive de la contrainte plane dans un système de coordonnée arbitraire.

$$\{\sigma\} = [\bar{Q}]\{\varepsilon\} \quad (3.6)$$

Où $[\bar{Q}]$ est la matrice de rigidité inverse.

3.2.2 La théorie classique des stratifiés

Dans la théorie classique des stratifiés, l'équation constitutive d'un stratifié mince est donnée par [TSA 80] :

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon^0 \\ \kappa \end{Bmatrix} \quad (3.7)$$

Où A_{ij} , B_{ij} et D_{ij} , représentent respectivement les matrices de rigidité à la traction, de couplage (traction-flexion) et de rigidité à la flexion. L'équation (3-7) également utilisée dans [HER 84,

TSA 80] a été initialement adoptée. N, M, ε^0 et κ sont respectivement la force dans le plan, le moment, la contrainte plane et la courbure. Ces matrices peuvent être écrites comme suit :

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k - z_{k-1}) \quad (3.8)$$

$$B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \quad (3.9)$$

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \quad (3.10)$$

Où $[\bar{Q}_{ij}]_k$ est matrice de rigidité de la couche k ;

z_k et z_{k-1} sont les coordonnées du dessous et du dessus de la couche k .

Alternativement, la forme inversée de l'équation (3.7) est donnée par (3.11)

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon^0 \\ \kappa \end{Bmatrix} \begin{bmatrix} A' & B' \\ B' & D' \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} \quad (3.11)$$

avec

$$[A'] = [A^*] - [B^*][D^*]^{-1}[C^*] \quad (3.12)$$

$$[B'] = [B^*][D^*]^{-1} \quad (3.13)$$

$$[D'] = [D^*]^{-1} \quad (3.14)$$

$$[A'] = [A]^{-1} \quad (3.15)$$

$$[B^*] = -[A]^{-1}[B] \quad (3.16)$$

$$[C^*] = [B][A]^{-1} \quad (3.17)$$

$$[D^*] = [D] - [B][A]^{-1}[A] \quad (3.18)$$

La définition du coefficient de Poisson à travers l'épaisseur ν_{xz} peut être exprimée en termes de déformation à travers l'épaisseur ε_z et la déformation dans le plan ε_x dans le sens du chargement appliqué [HER 84], c'est-à-dire :

$$\nu_{xz} = \frac{\varepsilon_z}{\varepsilon_x} \quad (3.19)$$

Pour le chargement $N_x \neq 0$, avec tous les autres forces et moments appliqués étant zéro. La déformation ε_z à travers l'épaisseurs est égale au déplacement total W divisé par l'épaisseur h du stratif.

$$\varepsilon_z = \frac{\Delta W}{h} \quad (3.20)$$

Pour le composante du chargement $N_x \neq 0$ (avec tous les autres composantes de chargement et de moments appliqués étant zéro). Le déplacement W peut être écrit sous la forme: [HER 84]

$$\Delta W = \int_{-h/2}^{h/2} (\varepsilon_z)_k dz \quad (3.21)$$

Pour la contrainte plane uniforme dans chaque couche k du stratifié, la déformation à travers l'épaisseur ε_z est continue dans n'importe quelle couche k et peut être déterminée par l'équation :

$$(\varepsilon_z)_k = (\bar{S}_{13}\sigma_x + \bar{S}_{23}\sigma_y + \bar{S}_{36}\tau_{xy})_k \quad (3.22)$$

Avec

$$\begin{aligned} \bar{S}_{13} &= S_{12} \cos^2 \theta + S_{23} \sin^2 \theta \\ \bar{S}_{23} &= S_{12} \sin^2 \theta + S_{23} \cos^2 \theta \\ \bar{S}_{36} &= 2(S_{12} - S_{23}) \sin \theta \cos \theta \end{aligned} \quad (3.23)$$

Où $(S_{ij})_k$: sont les constantes de souplesse en 3D de la couche k exprimées en de hors des axes principaux.

Les composantes de la déformation exprimée dans l'équation (3.22) sont déterminées à partir de l'équation constitutive de la contrainte plane (3.6) pour chaque couche k [HER 84] :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix}_k = \begin{Bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{Bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix}_k \quad (3.24)$$

Les suppositions de Kirchhoff sur les déplacements, toutes les contraintes à n'importe quel emplacement z dans le stratifié peuvent être exprimée par [JON 99], [HYE 98].

$$\{\varepsilon\} = \{\varepsilon^0\} + z\{\kappa\} \quad (3.24)$$

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{Bmatrix} = [A]^{-1} \begin{Bmatrix} N_x \\ 0 \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (3.25)$$

La substitution de l'équation (3.25) dans (3.23) donne les contraintes dans la couche de k :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{11} \\ \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{11} \\ \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{11} \end{Bmatrix}_k \begin{Bmatrix} A_{11}^{-1} \\ A_{12}^{-1} \\ A_{16}^{-1} \end{Bmatrix} N_x \quad (3.26)$$

En conclusion, combinant les équations (3.19) - (3.22) et (3.26) avec (3.25) pour ε_x , donne [HER 84]

$$v_{xz} = \frac{-1}{hA_{11}^{-1}} \int_{-h/2}^{h/2} [A_{11}^{-1}(F_1)_k + A_{12}^{-1}(F_2)_k + A_{16}^{-1}(F_6)_k] dz \quad (3.27)$$

où les F_i sont définis comme [HER 84]

$$F_i = \bar{S}_{13} Q_{1i} + \bar{S}_{23} Q_{2i} + \bar{S}_{36} Q_{6i} \quad (3.28)$$

D'une manière assimilée, il peut montrer que le coefficient de Poisson à travers l'épaisseur pour un chargement dans le sens Y est [HER 84]

$$v_{yz} = \frac{-1}{hA_{22}^{-1}} \int_{-h/2}^{h/2} [A_{12}^{-1}(F_1)_k + A_{22}^{-1}(F_2)_k + A_{26}^{-1}(F_6)_k] dz \quad (3.29)$$

En conclusion, les expressions analytiques pour le coefficient de Poisson dans le plan v_{xz} et à travers l'épaisseur v_{yz} d'un stratifié de différent empilement peut être obtenue à partir des expressions (3.27) et (3.29) qui peuvent être écrite sous forme matricielle :

$$v_{xz} = \frac{-1}{hA_{11}^{-1}} \begin{bmatrix} A_{11}^{-1} \\ A_{12}^{-1} \\ A_{16}^{-1} \end{bmatrix} \left[\sum_{k=1}^8 (\bar{S}_{31} \bar{S}_{32} \bar{S}_{36})_k \begin{pmatrix} \bar{Q}_{11} \\ \bar{Q}_{12} \\ \bar{Q}_{16} \end{pmatrix} e_k, \sum_{k=1}^8 (\bar{S}_{31} \bar{S}_{32} \bar{S}_{36})_k \begin{pmatrix} \bar{Q}_{12} \\ \bar{Q}_{22} \\ \bar{Q}_{26} \end{pmatrix} e_k, \sum_{k=1}^8 (\bar{S}_{31} \bar{S}_{32} \bar{S}_{36})_k \begin{pmatrix} \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{36} \end{pmatrix} e_k \right] \quad (3.30)$$

$$v_{yz} = \frac{-1}{hA_{22}^{-1}} \begin{bmatrix} A_{12}^{-1} \\ A_{22}^{-1} \\ A_{26}^{-1} \end{bmatrix} \left[\sum_{k=1}^8 (\bar{S}_{31} \bar{S}_{32} \bar{S}_{36})_k \begin{pmatrix} \bar{Q}_{11} \\ \bar{Q}_{12} \\ \bar{Q}_{16} \end{pmatrix} e_k, \sum_{k=1}^8 (\bar{S}_{31} \bar{S}_{32} \bar{S}_{36})_k \begin{pmatrix} \bar{Q}_{12} \\ \bar{Q}_{22} \\ \bar{Q}_{26} \end{pmatrix} e_k, \sum_{k=1}^8 (\bar{S}_{31} \bar{S}_{32} \bar{S}_{36})_k \begin{pmatrix} \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{36} \end{pmatrix} e_k \right]$$

L'expression (3.30) donne finalement les valeurs des coefficients de Poisson dans le plan et à travers l'épaisseur du stratifié en fonction des coefficients de rigidité et de souplesse de chaque couche exprimées en-dehors des axes principaux.

3.3 Validation du programme

Matériaux

Plusieurs empilements de stratifiés unidirectionnels sont élaborés au laboratoire A.C.C.I.S (Advanced Composite Centre for Innovation & Sciences) de l'université de Bristol et les plaques sont découpées au laboratoire de génie mécanique d'université de Guelma. Ces stratifiés sont constitués de fibres de carbone T300 et d'une résine époxyde 914. Les deux empilements qui ont été étudié sont $[\pm 20]_{2s}$ et $[\pm 25]_{2s}$ comportent 8 plis formant ainsi une épaisseur de 1.3 mm. Le préimprégné utilisés est commercialisé par la société Hexcel [HEX 08] et dont les caractéristiques sont présenté dans le Tableau 3.1.

E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	E_3 (GPa)	G_{12} (GPa)	G_{13} (GPa)	G_{23} (GPa)	ν_{12}	ν_{13}	ν_{23}
131.9	9.51	9.43	5.27	7.03	3.39	0.326	0.341	0.485

Tableau 3.1 Caractéristiques mécaniques du composite stratifié T300/914 [HEX 08]

Les éprouvettes ont été découpées à l'aide d'une tronçonneuse à disque diamanté, à partir de plaques de 300 m × 300 mm selon la norme ASTM D 790.

Caractéristiques géométriques des éprouvettes

Longueur totale L = 100 mm,
Largeur b = 20 mm,

Longueur entre appuis l = 70 mm
Epaisseur h = 1.3 mm

3.4 Analyse des résultats

La variation du coefficient de Poisson dans le plan et à travers-épaisseur avec deux types d'orientation des fibres a été étudiée en utilisant un programme Fortran. Les résultats obtenus sont présentés dans la Figure 3.1 de façon à analyser l'influence de l'empilement sur les coefficients de Poisson ν_{xz} et ν_{yz} .

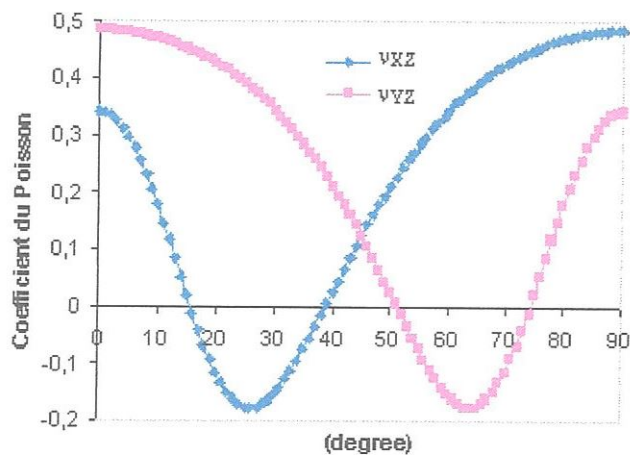


Figure 3.1 Influence de l'orientation des fibres de carbone sur les coefficients de Poisson ν_{xz} et ν_{yz} pour un angle d'orientation $\theta \in [0^\circ \text{ à } 90^\circ]$.

Le coefficient de Poisson est négative pour les deux types de stratifiés étudié ; on obtient $\nu_{xz} = -0.115$ pour le stratifié $[\pm 20]_{2S}$ et -0.176 pour $[\pm 25]_{2S}$ alors que la valeur minimale du coefficient de Poisson le plus négatif -0.177 est obtenu pour $[\pm 26]_{2S}$. Le coefficient ν_{xz} diminue avec l'augmentation des valeurs de θ , pour atteindre le minimum de signe négatif (-0.177) et puis il augmente encore pour atteindre le maximum d'une valeur de 0.485 pour $\theta = 90^\circ$. Cependant, la valeur minimale du coefficient du Poisson est obtenu pour différentes valeurs de θ selon l'ordre d'empilement des couches du composite stratifié.

3.5 Distribution des champs de contraintes des stratifiés étudié

L'intérêt de l'analyse des poutres réside dans le fait quelles sont utilisées comme élément de base dans les structures, et également qu'elle permettent de caractériser mécaniquement les matériaux à partir d'essais mécaniques sur des éprouvettes en forme de poutre.

3.5.1 Expressions générales

Dans le cas d'une flexion pure d'un stratifié symétrique [BER 92], l'équation constitutive (3.31) se réduire à :

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.31)$$

L'équation (3.31) peut s'inverser comme suit :

$$\begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11}^* & D_{12}^* & D_{16}^* \\ D_{12}^* & D_{22}^* & D_{26}^* \\ D_{16}^* & D_{26}^* & D_{66}^* \end{bmatrix} \begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.32)$$

Où D^* est l'inverse de la matrice D

Dans le cas d'une flexion suivant l'axe x , les moments M_y et M_{xy} sont nuls. Les équations (3.31) deviennent alors :

$$\kappa_x = -\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} = D_{11}^* M_x \quad (3.33)$$

La théorie des poutres fait également l'hypothèse que la flèche n'est fonction que de x .

$$w_0 = w_0(x) \quad (3.34)$$

Mais les courbures κ_y et κ_{xy} sont également fonction de M_x : ceci montre que w_0 dépend également de y cet effet est toutefois négligeable dans le cas où le rapport longueur sur largeur (L/b) est élevé. L'équation (3.33) devient, avec l'hypothèse (3.33) :

$$\frac{d^2 w_0}{dx^2} = -D_{11}^* M_x = -\frac{M}{E_x I} \quad (3.35)$$

Avec :

$$E_x = \frac{12}{h^3 D_{11}^*} \quad (3.36)$$

E_x : module de flexion apparent de la poutre.

$$I = I_{xy} = \frac{bh^3}{12} \quad (3.37)$$

I : moment quadratique de la section droite par rapport au plan (x, y)

$$M = bM_x \quad (3.38)$$

M : moment de flexion.

Tenant compte des hypothèses faites l'équation de flexion des plaques s'écrit :

$$\frac{d^2 M_x}{dx^2} + q = 0 \quad (3.39)$$

En introduisant la relation (3.34), l'équation (3.39) s'écrit,

$$\frac{d^4 w_0}{dx^4} = D_{11}^* q = \frac{p}{E_x I} \quad (3.40)$$

Avec, $p = b q$

L'intégration de (3.40) avec les conditions aux frontières pour le cas des appuis simples donne la flèche w_c au centre de la poutre ($x = L/2$) s'écrit :

$$w_c = \frac{PL^3}{48E_x I} = \frac{PL^3}{48b} D_{11}^* = \frac{PL^3}{4bh^3 E_x} \quad (3.41)$$

Dans le problème statique les déplacements sont indépendant du temps, on a alors :

$$\frac{dM_x}{dx} = Q_x \quad (3.42)$$

$$\frac{dM}{dx} = Q \quad (3.43)$$

en posant :

$$Q = bQ_x \quad (3.44)$$

Les contraintes dans la couche k du stratifiés s'écrivent :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx}^k \\ \sigma_{yy}^k \\ \sigma_{xy}^k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11}^k & Q_{12}^k & Q_{16}^k \\ Q_{12}^k & Q_{22}^k & Q_{26}^k \\ Q_{16}^k & Q_{26}^k & Q_{66}^k \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (3.45)$$

avec :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^k &= (Q_{11}^k D_{11}^* + Q_{12}^k D_{12}^* + Q_{16}^k D_{16}^*) M_x \\ \sigma_{yy}^k &= (Q_{12}^k D_{11}^* + Q_{22}^k D_{12}^* + Q_{26}^k D_{16}^*) M_y \\ \sigma_{xy}^k &= (Q_{16}^k D_{11}^* + Q_{26}^k D_{12}^* + Q_{66}^k D_{16}^*) M_{xy} \end{aligned} \quad (3.46)$$

Les contraintes sont maximale pour ($x = L/2$) peuvent être réécrites en instruisant M et I est :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^k &= z a_{xx} \frac{M}{I} \\ \sigma_{yy}^k &= z a_{yy} \frac{M}{I} \\ \sigma_{xy}^k &= z a_{xy} \frac{M}{I} \end{aligned} \quad (3.47)$$

avec

$$\begin{aligned} a_{xx}^k &= (Q_{11}^k D_{11}^* + Q_{12}^k D_{12}^* + Q_{16}^k D_{16}^*) \frac{h^3}{12} \\ a_{yy}^k &= (Q_{12}^k D_{11}^* + Q_{22}^k D_{12}^* + Q_{26}^k D_{16}^*) \frac{h^3}{12} \\ a_{xy}^k &= (Q_{16}^k D_{11}^* + Q_{26}^k D_{12}^* + Q_{66}^k D_{16}^*) \frac{h^3}{12} \end{aligned} \quad (3.48)$$

on utilisant la relation (3.47) pour déterminer soit le module de flexion de la poutre, soit le coefficient D_{11}^* :

$$E_x = \frac{PL^3}{48w_c I} = \frac{PL^3}{4bh^3w_c} \quad (3.49)$$

et

$$D_{11}^* = \frac{48bw_c I}{PL^3} \quad (3.50)$$

la relation (3.15) devient :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^k &= -3a_{xx} \frac{P}{bh^3} z \\ \sigma_{yy}^k &= z a_{yy} \frac{P}{bh^3} z \\ \sigma_{xy}^k &= z a_{xy} \frac{P}{bh^3} z \end{aligned} \quad (3.51)$$

Dans le cas d'une poutre homogène isotrope : $a_{xx} = 1$, la contrainte de traction maximale est atteinte sur la face inférieure ($z = h/2$), et s'exprime comme suit :

$$\sigma_{xx\max}^k (z = h/2) = \sigma_0 = \frac{3PL}{2bh^2} \quad (3.52)$$

les contraintes maximales dans la couche k d'un stratifié peut donc s'écrire sous la forme :

$$\begin{aligned} \sigma_{xx}^k &= -2a_{xx} \sigma_0 \frac{z}{h} \\ \sigma_{yy}^k &= -2a_{yy} \sigma_0 \frac{z}{h} \\ \sigma_{xy}^k &= -2a_{xy} \sigma_0 \frac{z}{h} \end{aligned} \quad (3.53)$$

La contrainte de cisaillement des dans les poutres se déduit de l'équation d'équilibre soit :

$$\frac{d\sigma_{xz}^k}{dz} = -\frac{d\sigma_{xx}^k}{dx} = -z a_{xx} \frac{1}{I} \frac{dM}{dx}$$

d'où

$$\sigma_{xz}^k = -\frac{Q}{2I} a_{xx}^k (z^2 + c^k) \quad (3.54)$$

L'annulation de σ_{xz} sur les faces supérieur et inférieure conduit à la détermination des constantes c_k qui assurent la continuité de σ_{xz} entre chaque couche, dans le cas d'un matériau homogène ($a_{xx} = 1$), $\sigma_{xz} = 0$ pour $\pm h/2$ implique :

$$\sigma_{xz}^k = -\frac{Qh}{8I} \left[1 - 4 \left(\frac{z}{h} \right)^2 \right] = \frac{3Qh^2}{2bh} \left[1 - 4 \left(\frac{z}{h} \right)^2 \right] \quad (3.55)$$

la contrainte de cisaillement est maximum pour $z = 0$, soit

$$\sigma_{xz}(z=0) = \tau_0 = \frac{3Q}{2bh} \quad (3.56)$$

la relation (3.54) peut alors être réécrite sous la forme :

$$\sigma_{xz}^k = -d_{xz}^k \tau_0 \left[4 \left(\frac{z}{h} \right)^2 + d_k \right] \quad (3.57)$$

Où d_k sont les constantes à déterminer de σ_{xz} dans l'épaisseur du stratifié.

3.5.2 Validation de la théorie des stratifiés

Une validation du programme fortran élaboré a été effectuée sur des exemples de la littérature [BER 99], permettant de déterminer :

- les champs de contraintes σ_{xx} et σ_{yy} d'une manière adimensionnelle ;
- les contraintes de cisaillement σ_{xz} .

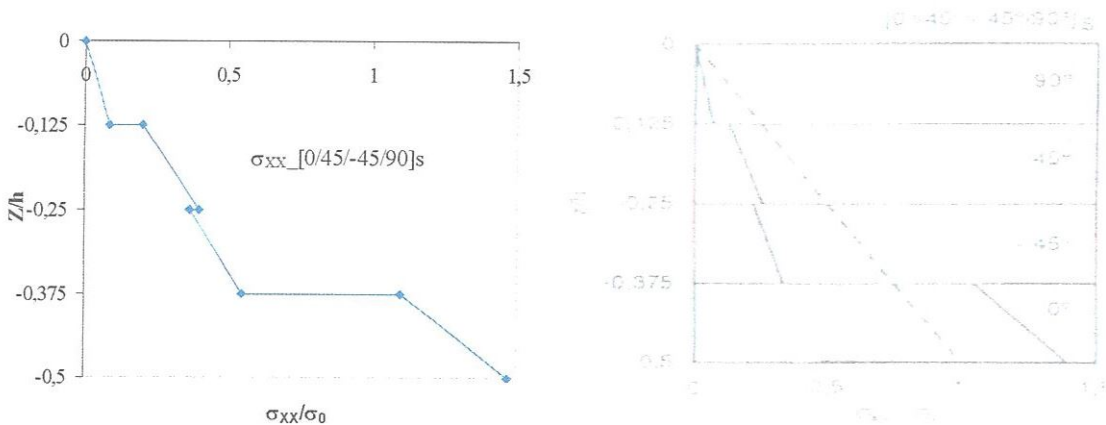


Figure 3.2 Validation du programme sur un exemple de littérature

Avant de modéliser la structure par élément fini en utilisant le logiciel (ANSYS) nous avons déterminé analytiquement les champs de contraintes à travers l'épaisseur pour les deux types de composite stratifiés unidirectionnel de séquence d'empilement $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$.

Les Figures 3.2 et 3.3 représentent les variations des contraintes normales (σ_{xx} et σ_{yy}) et de cisaillements (σ_{xz}) dans l'épaisseur des composites pour les deux types de stratifiés $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 20]_{2S}$. Les chargements appliqués sont celles obtenus expérimentalement c'est-à-dire de 318 N pour le stratifié $[\pm 20]_{2S}$ et 287 N pour le stratifié $[\pm 25]_{2S}$.

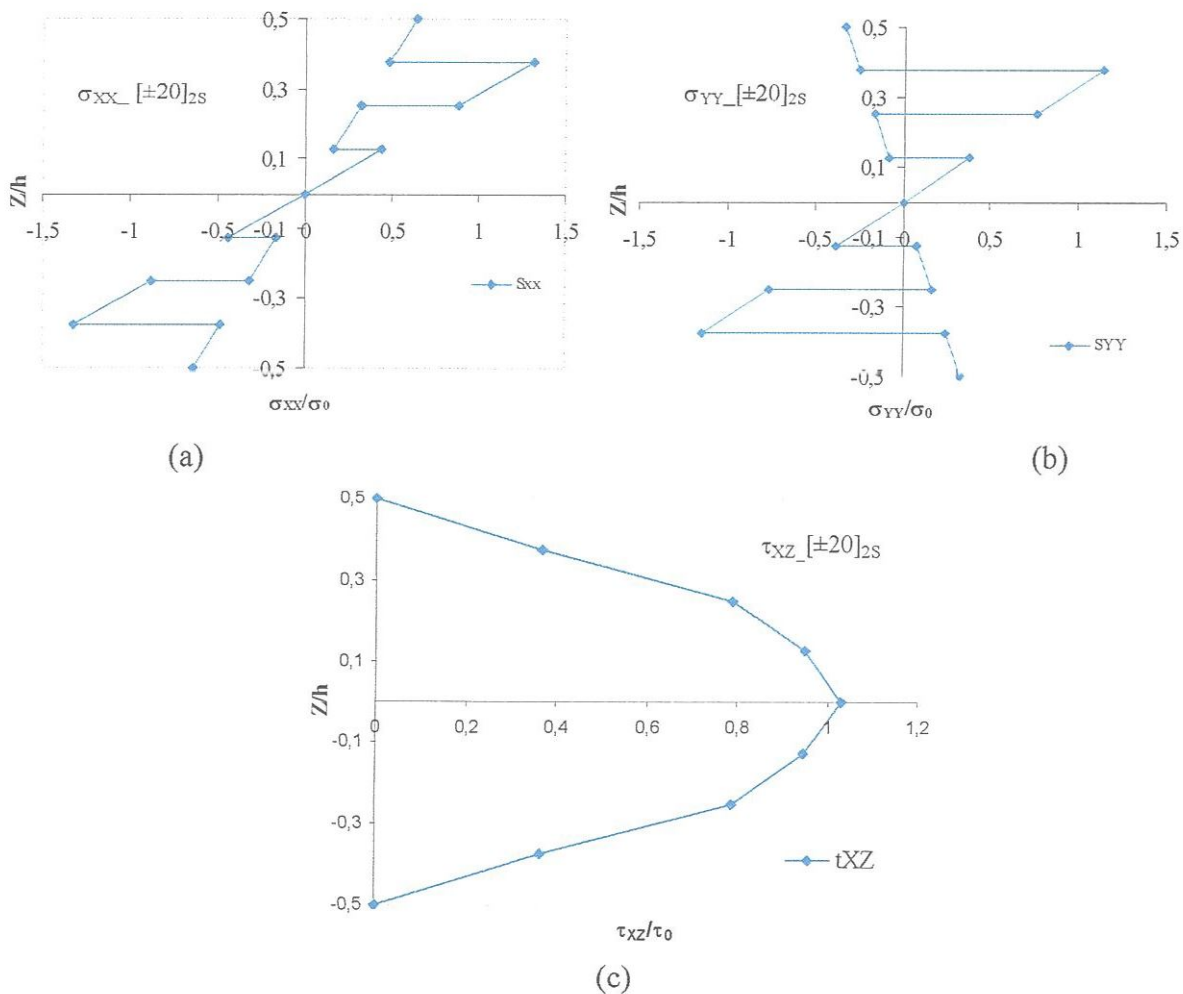


Figure 3.2 Distribution des champs des contraintes a travers l'épaisseur du stratifié $[\pm 20]_{2S}$
 (a) Contrainte σ_{xx} ; (b) Contrainte σ_{yy} ; (c) Contrainte σ_{xz}

Les courbes des champs de contraintes dans l'épaisseur des stratifiés étudiés montrent une symétrie de comportement par rapport à la surface neutre. Pour les deux stratifier, les valeurs des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} maximales sont obtenues au niveau de l'interface entre le premier et le deuxième plis que ce soit pour les plis inférieure sollicitées en traction ou encore les plis inférieurs

sollicitées en compression. Alors que, la contrainte de cisaillement σ_{xz} maximale est obtenue au milieu de l'éprouvette c'est-à-dire au niveau de la fibre neutre.

Les résultats obtenus mettent clairement en évidence l'influence de l'empilement des couches sur la distribution des champs de contraintes. La séquence d'empilement a donc une grande influence sur la distribution des champs des contraintes à travers l'épaisseur des deux types de stratifiés étudié.

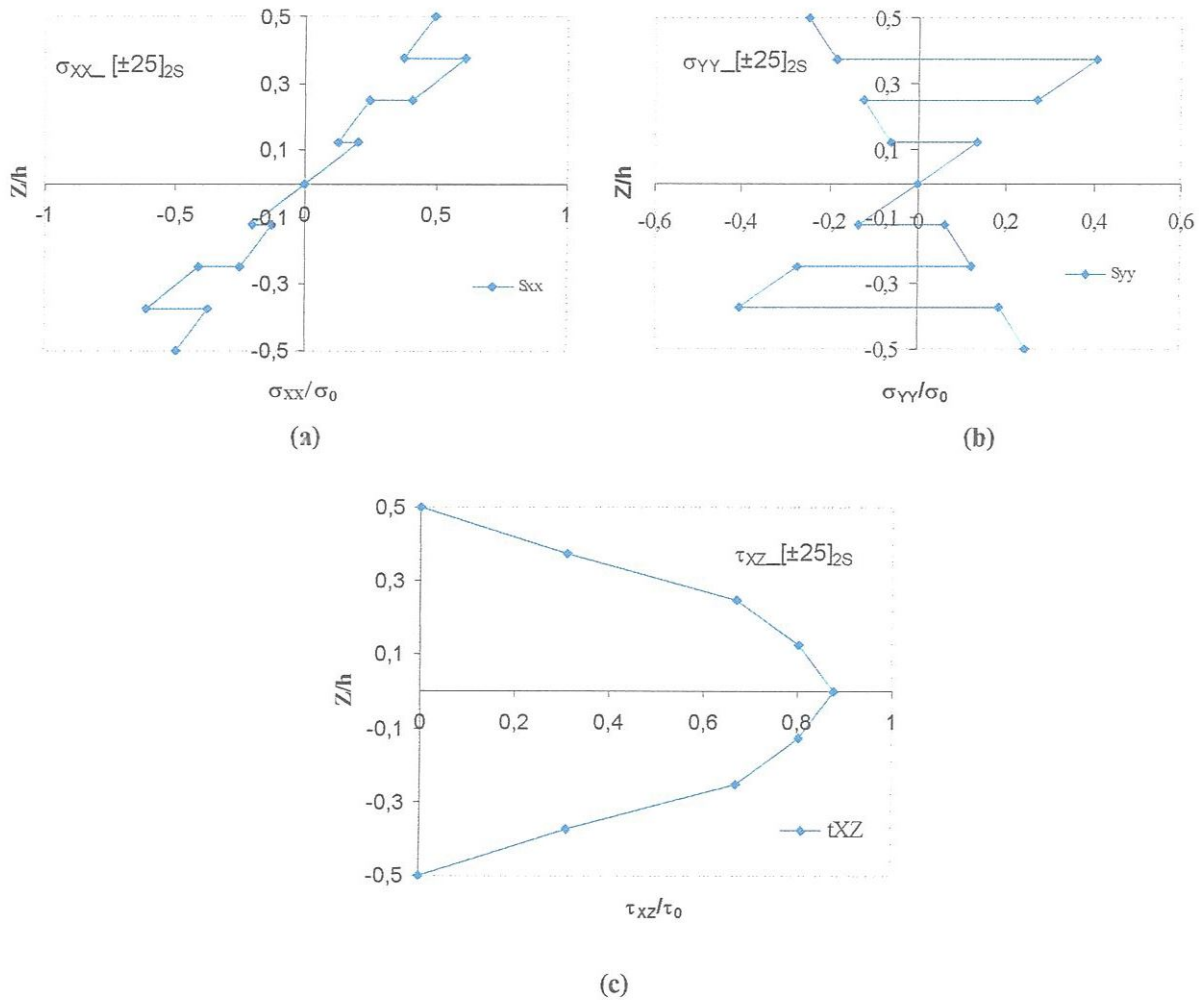


Figure 3.3 Distribution des champs de contrainte du stratifié $[\pm 25]_2S$
 (a) Contrainte σ_{xx} ; (b) Contrainte σ_{yy} ; (c) Contrainte σ_{xz}

3.6 Etude et modélisation des stratifiés étudié en utilisant le logiciel ANSYS V.9.1

3.6.1 Introduction

L'apport d'un logiciel de simulation permet des gains de temps et d'argent significatif au niveau des études. La simulation numérique est aujourd'hui un outil essentiel du bureau d'étude du pré dimensionnement au calcul spécialisé, les logiciels existants sur les marchés sont capable

de simuler à peu près tous les phénomènes physiques en mécanique, magnétisme, fluide acoustique, etc., aussi bien au niveau d'une pièce que d'un ensemble de pièces. Pour des problèmes techniques très pointus, des modèles spécifiques sont développés dans les laboratoires de recherche des universités.

3.6.2. Principes et méthodologies

Depuis une dizaine d'années, l'évolution des performances des ordinateurs et des logiciels d'éléments finis permettent de simuler les systèmes mécaniques le plus près possible des cas réels. La finesse des modèles permet d'accroître la précision des résultats avec des temps de calcul de plus en plus réduits. D'autre part, l'étude des problèmes couplés (thermo-mécanique, fluide-structure, piézoélectrique, magnéto-mécanique...) est devenue abordable grâce à des logiciels plus performants, plus conviviaux, mieux couplés à la C.A.O, et à des ordinateurs plus rapides (fréquences et mémoires élevées) [ANS 9.1].

La méthode des éléments finis est issue des développements mathématiques qui consistent schématiquement à discrétiser un problème complexe en un grand nombre de problèmes simples.

a) modélisation et discrétisation de la structure

Pour modéliser un système, l'opérateur commencera par définir le type d'analyse (statique, dynamique, thermique, couplée ...) qu'il va utiliser; ensuite, il discrétisera la pièce (chaque pièce dans le cas d'un assemblage), en éléments simples (barres, plaques, poutre ... etc.). Cette première étape est souvent réalisée automatiquement mais peut être adaptée. De sa qualité dépend la précision, le temps de calcul et l'espace mémoire (qui grossissent avec la finesse globale du modèle).

b) Application des charges extérieures

La seconde étape consiste à définir le chargement c'est-à-dire les appuis et les forces (les pressions, les températures...), c'est ici que le savoir faire est le plus important car le passage de la réalité au modèle numérique se fait par des estimations (hypothèse de l'opérateur). De cette étape dépend la pertinence des résultats.

c) Résolution du problème

La troisième étape est la résolution. Il ne s'agit ici que de définir les bonnes options du logiciel et de lancer la résolution qui s'effectue automatiquement. C'est un problème complexe de mathématiques appliquées, principalement de calcul matriciel.

d) Visualisation et exploitation des résultats

La dernière étape est le post-processeur, on y observe les résultats sous une grande variété de formes. La structure déformée est celle que tout le monde peut appréhender, mais l'opérateur spécialiste à besoin d'observer bien d'autres variables (contraintes, déformations, réactions des

appuis, températures ...). Son premier souci c'est de chercher les résultats qui lui indiqueront la pertinence de ces choix et éventuellement, quoi modifier dans son modèle pour relancer une nouvelle (meilleure) étude. Ensuite, il transmettra ses résultats sous forme explicite (justification du modèle et résultats directement exploitables) à ses partenaires, car en élément finis, il ne faut pas toujours croire ce que l'on voit: les modèles sont à remettre en question à l'issue de chaque calcul. La démarche par élément finis est le plus souvent itérative pour converger finalement vers une solution satisfaisante.

3.6.3. Validation numérique

L'évolution rapide de la puissance des P.C permet, pour tout industriel, d'accéder aujourd'hui aux techniques de calculs par élément finis, ce qui n'était possible auparavant que sur de très grosses machines, donc réservé aux grands groupes industriels.

Aujourd'hui, ces outils sont donc de plus en plus avec des degrés de précisions tout à fait satisfaisants dans la plus part des cas. Afin d'améliorer encore plus les performances de cette méthode et des outils qui la supporte, beaucoup de possibilités de développement demeurent, elles concernent principalement les points suivants :

- ❖ au niveau des bases de données matériaux : intégration de nouvelles lois de comportement.
- ❖ Accroissement de l'espace mémoire nécessaire au calcul et diminution des données de calcul.
- ❖ Facilité de la préparation et l'exploitation des résultats issus des logiciels de simulation numériques qui représente actuellement 80% du temps de l'expert: (20% en préparation des données, 20% en chargement, 40% en récupération). A ce niveau de nombreux progrès sont attendus dans l'interface avec des outils de C.A.O.

3.7 Présentation du logiciel ANSYS

Le logiciel ANSYS est un logiciel multi- physiques, il permet l'analyse structurale, thermique, fluide et électromagnétique. Les principales étapes à suivre pour l'analyse d'un modèle sont classiques à tous les logiciels, et peuvent être comme suit :

- Définition du type d'analyse (thermique, mécanique, électrique, électromagnétique, ou mécanique des fluides.) ;
- Entrée des valeurs numériques des paramètres (caractéristiques physiques des matériaux et paramètres géométriques) ;
- Définition des éléments à utiliser pour le maillage ;
- Création de la géométrie du modèle et entrée des différents types de matériaux ;
- Association des matériaux et des surfaces par rapport aux valeurs correspondantes ;
- Création du maillage ;
- Entrée des conditions aux limites et chargement (forces, pressions, flux de chaleur, vitesse, spectres sismiques, etc ...) ;
- Résolution ;

- Affichage des résultats en terme de : détermination des déplacements, des contraintes au niveau de chaque noeud, de chaque élément ainsi que leurs fréquences naturels correspondantes.

L'objet de notre étude étant un composite stratifié multi-couches symétrique sollicité en flexion trois point (Figure.3.2). Les deux types de stratifiés sont calculés par la théorie classique des stratifiés puis ils sont modélisés par le logiciels de calcul (ANSYS 9.1) en utilisant l'élément coque SHEL 99 dont les caractéristiques et la géométrie sont illustrées ci-dessous (Figure 3.4).

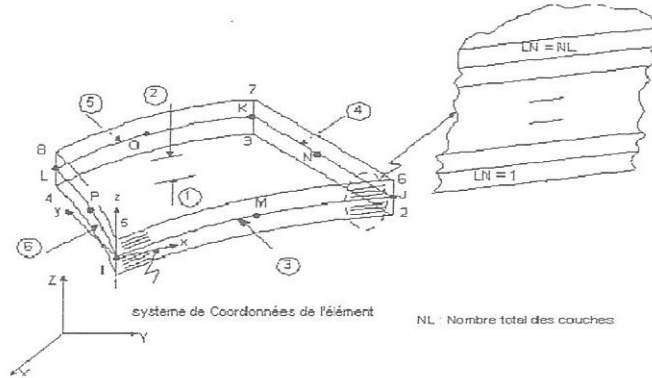
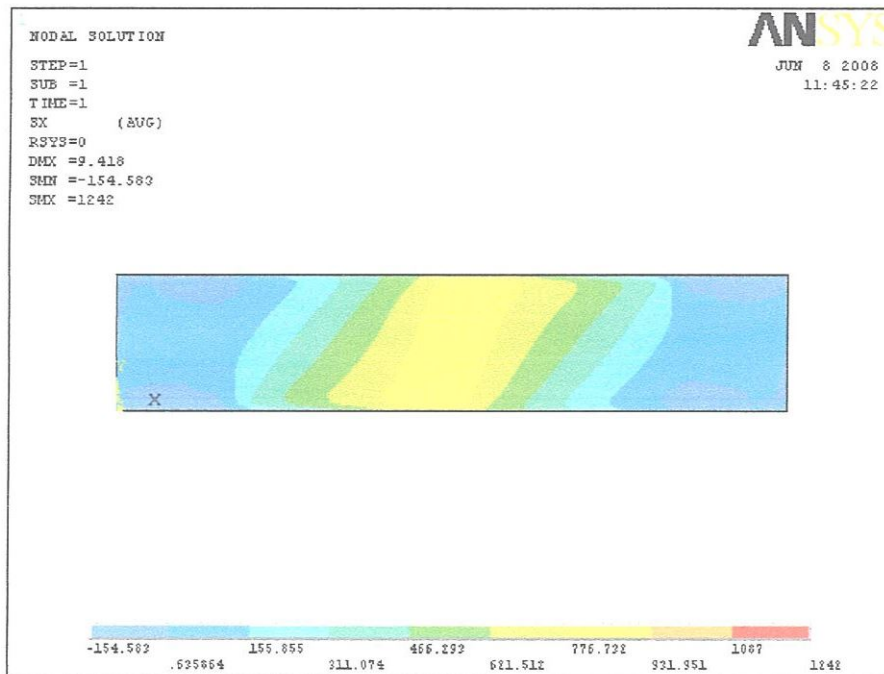


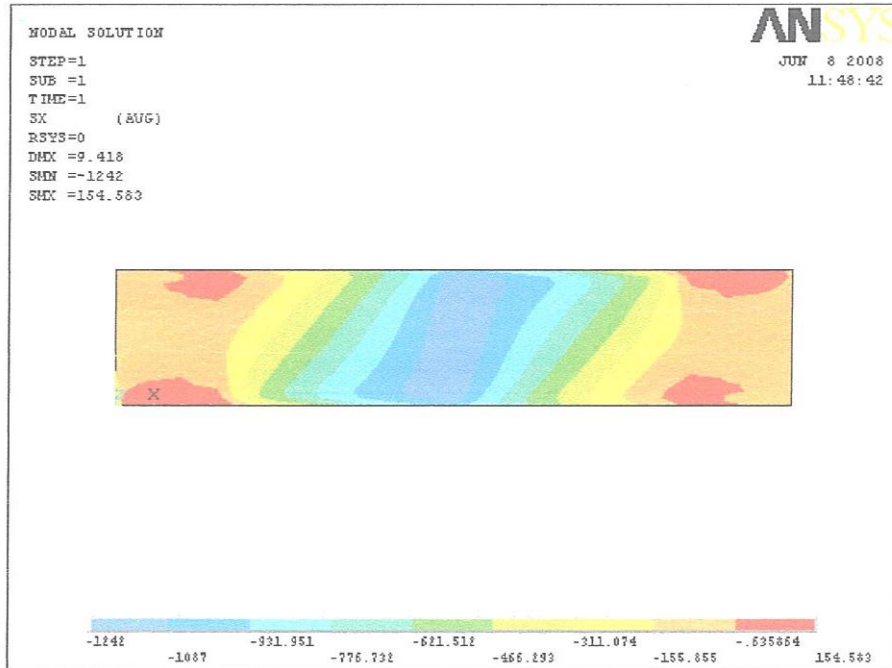
Figure 3.4 Définition de la structure et des empilements testés en utilisant l'élément coque SHEL 99.

3.8 Résultat du calcul statique pour le stratifié $[\pm 20]_{2S}$.

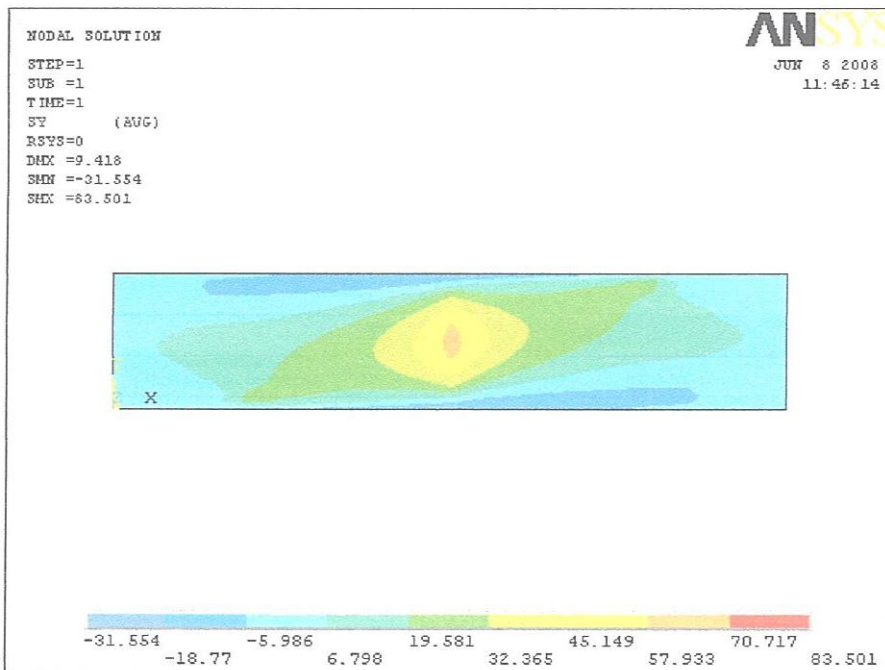
Contrainte σ_{xx} pour la couche 1



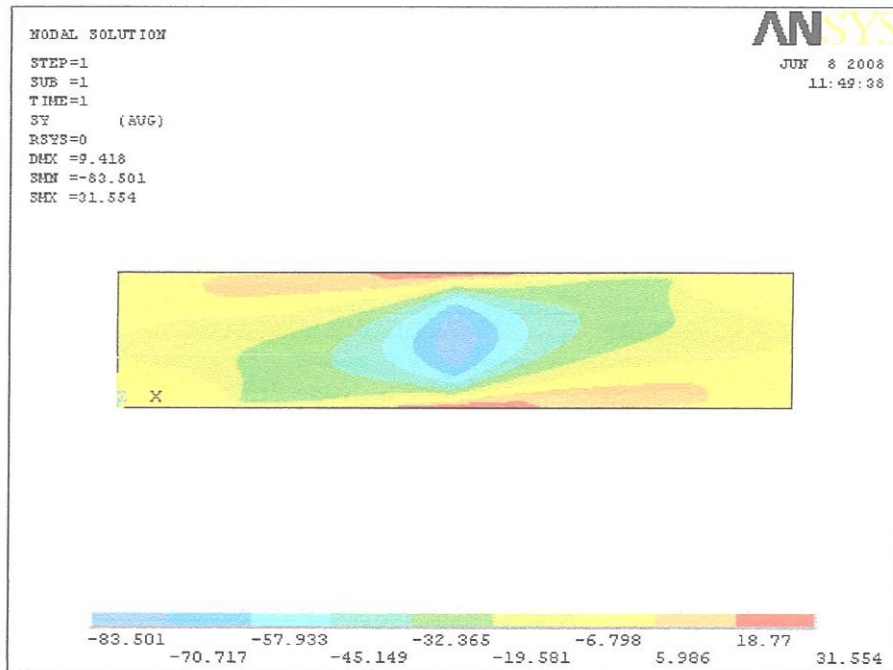
Contrainte σ_{xx} pour la couche 8



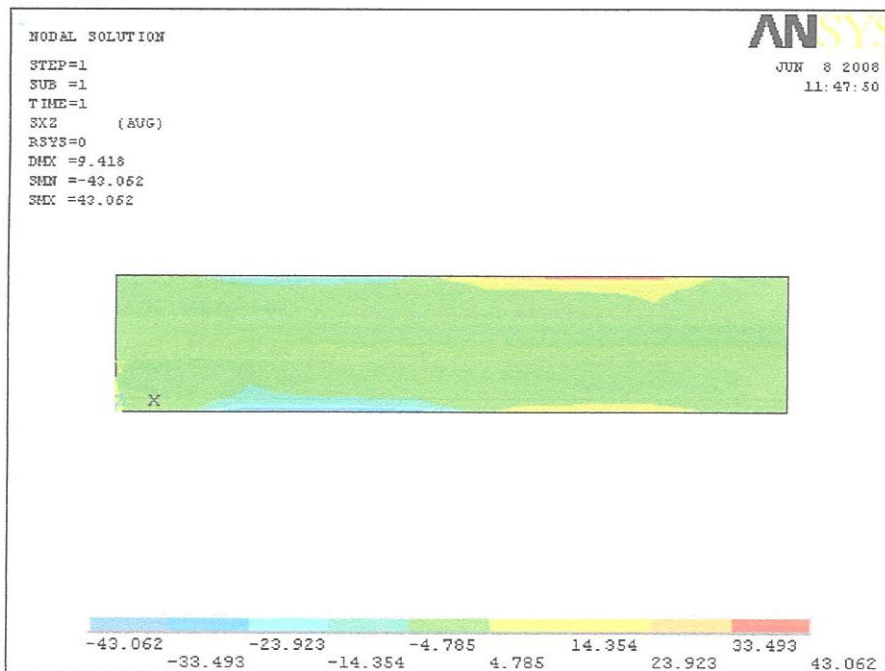
Contrainte σ_{yy} pour la couche 1



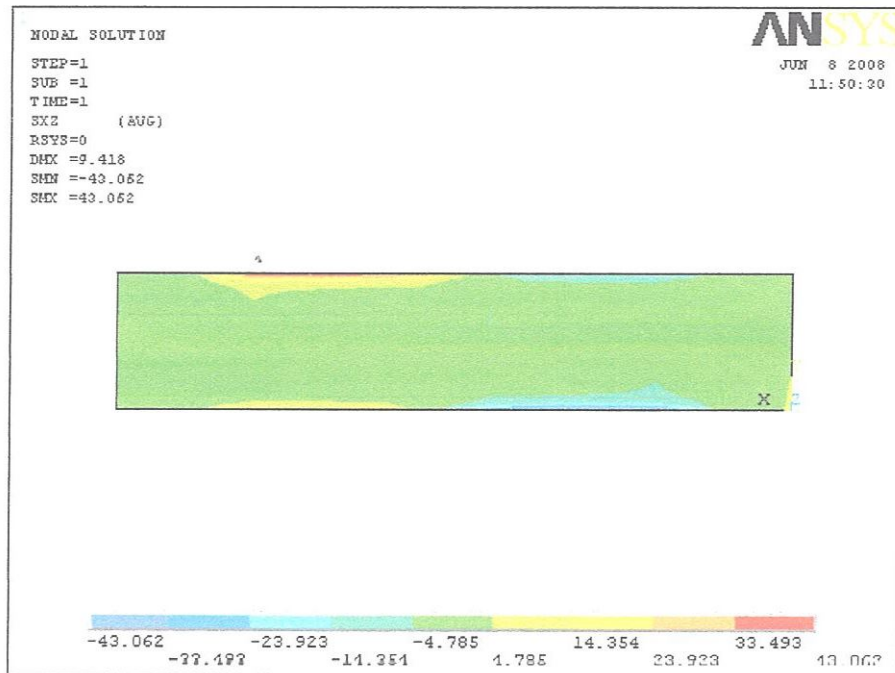
Contrainte σ_{YY} pour la couche 8



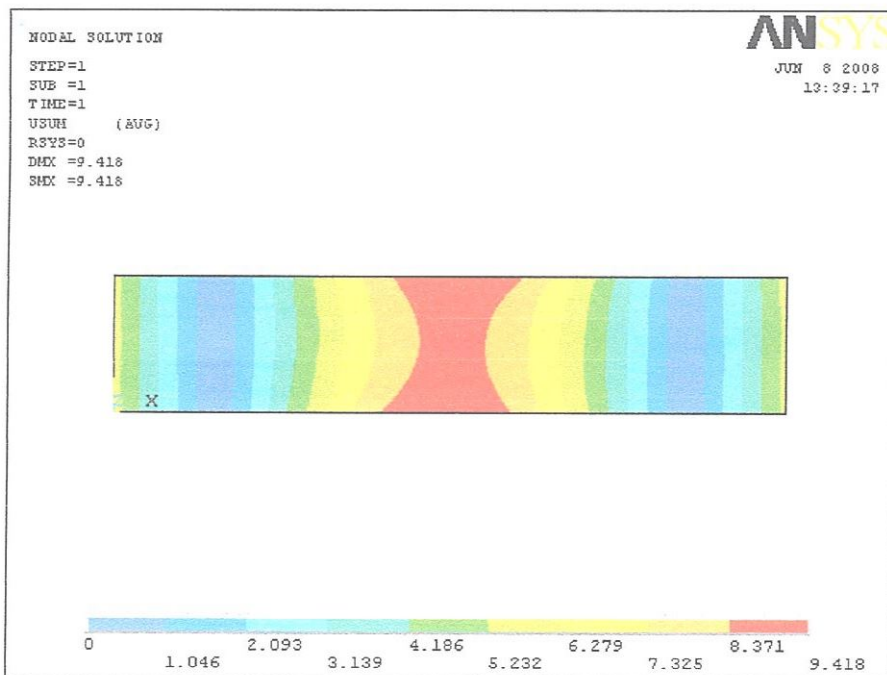
Contrainte σ_{XZ} pour la couche 1



Contrainte σ_{xz} pour la couche 8



Le déplacement maximal



3.9 Synthèse des résultats

Les phénomènes observés lors de la simulation des essais statiques en flexion 3-point sont presque identiques aux valeurs trouvées par théorie classique de stratifiés (Tableau 3.1). Ces résultats montrent que les champs de contraintes sont non uniformes, les fibres les plus tendues sont soumises à des contraintes de traction tandis que les plus comprimées sont soumises à une compression due à la nature de l'essai effectué.

Tableau 3.1 Comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats par élément fini

Stratifié	Déplacement W_{max} (mm)		Contrainte σ_{xx} (MPa)		Contrainte σ_{yy} (MPa)		Contrainte σ_{xz} (MPa)	
	expérimentale	Ansys	TCS	Ansys	TCS	Ansys	TCS	Ansys
$[\pm 20]_{2S}$	9.8	9.34	904	931.531	68.3	70.717	0	$4 \cdot 10^{-6}$
Erreur en %	3.52		3.05		3.5		-	

D'après les différents résultats trouvés par élément fini concernant les extremums des valeurs en déplacements et en contraintes, comparés aux résultats analytiques obtenus des deux types de stratifiés, nous avons constaté que le stratifié à 8 plis $[\pm 20]_{2S}$ nous donne le meilleur compromis en termes de contraintes maximales et déplacements.

En effet, en termes de déplacements, les résultats trouvés par élément fini et expérimentaux sont presque identiques pour les deux types de stratifiés. Par contre pour les deux matériaux; en termes de contraintes, on a constaté que les résultats convergent dans les couches supérieures et inférieures, après ils divergent en termes de valeurs dans les couches intérieures.

Sur la base de ces résultats, nous présentons sur le tableau 3.1, les résultats en déplacement et en contraintes par rapport aux axes (X, Y) ainsi que la distribution des contraintes de cisaillement des deux types de stratifiés étudiés.

3.10 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons présenté notre travail en trois étapes :

- ❖ La première étape est consacrée à l'étude de l'influence du coefficient de Poisson à travers l'épaisseur pour les deux types de stratifiés étudiés. C'est-à-dire qu'un stratifié avec un empilement de $[\pm\theta]_{2S}$, le coefficient de Poisson ν_{xz} change radicalement avec l'orientation des fibres de $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$, mais relativement peu à l'extérieur de cet intervalle; et comme dans le cas de ν_{xy} diffère rigoureusement des valeurs pour un pli continu. Le coefficient de Poisson, hors plan, dépend des orientations des fibres utilisées dans le stratifié fortement anisotrope.

Finalement dans cette étape, la valeur négative de ν_{xz} est possible pour les orientations de fibres comprises entre $\theta = 15$ et 40 et ceci est dû à un couplage membrane-

cisaillement qui est très élevée [HER 08], ainsi que l'influence des contraintes adjacentes dans les couches du stratifié symétrique. Le phénomène correspond à une remarquable valeur du coefficient de Poisson dans le type de stratifié $[\pm 25]_{2S}$, d'une manière semblable, le module de cisaillement, pour le stratifié, est maximisé quand ν_{xz} atteint une valeur négative maximale [HER 08].

- ❖ la deuxième étape est l'étude de l'influence de la séquence d'empilement par l'utilisation de la théorie classique des stratifiés pour la détermination des distributions des champs de contraintes normales et de cisaillement pour les deux types de stratifiés exprimés dans les axes globaux. Les résultats de cette analyse montrent que comparativement aux valeurs des contraintes, les valeurs des contraintes de σ_{xy} sont beaucoup plus faibles par rapport aux autres contraintes (σ_{xx} et σ_{xz}). Par conséquent les contraintes (σ_{xx} et σ_{yy}) maximales sont situées au centre de l'éprouvette pour les couches supérieures (au dessus de l'axe de symétrie) et dans les extrémités pour les couches inférieures de l'éprouvette (au dessous de l'axe de symétrie).
- ❖ la dernière étape et d'après les différents résultats concernant les extremums des valeurs en déplacements et en contraintes, comparés au résultats obtenu pour les deux types stratifié, nous avons constaté que le stratifié à 8 plis $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$, il nous donne presque les mêmes valeurs trouver la théorie des stratifiés en terme de contraintes maximales et déplacements.

Conclusion générale

Conclusion générale

Très peu de recherches sont trouvées dans la littérature et notamment en fatigue sur les stratifiés composite ayant un coefficient de Poisson négatif (auxétiques). L'objectif général de ce mémoire de Magister est d'établir une démarche complète de l'influence de l'orientation des fibres ainsi que du coefficient de Poisson sur le comportement en statique et fatigue des stratifiés à différentes orientations de fibres. Pour atteindre ce but, on a utilisé une technique expérimentale suivie d'une analyse théorique dans le but de déterminer le coefficient de Poisson d'une part et d'autre part la détermination de la distributions des champs de contraintes en utilisant la théorie des stratifiés (TDS). De plus, une étude numérique par élément finis qui a permis de valider les valeurs des déplacements obtenus expérimentalement et de vérifier les contraintes obtenues par TDS.

Notre étude est menée sur des stratifiés constitués en fibre de carbone T300 et une résine 914 en utilisant un préimprégné commercialisé par Hexcel et utilisé dans l'industrie aéronautique notamment par Air bus. Le préimprégné utilisé est fortement anisotrope du fait de la grande différence entre les modules de Young E_1 et E_2 .

L'analyse des résultats expérimentaux effectués sur des stratifiés d'empilement du type $[\pm\theta]_{2s}$ sollicités en flexion 3 points en statique et en fatigues cyclique permet de dégager les conclusions suivantes :

- l'étude statique permet de montrer clairement qu'avec l'augmentation de l'angle d'orientation des fibres θ la rigidité ainsi que la charge maximale à la rupture du stratifié diminue, cependant on obtient une augmentation du déplacement à la rupture.

- L'observation au microscope optique des faciès de rupture après les essais statique révèle que la rupture est obtenue principalement par délaminage.

- Le suivi de la perte de charge (raideur) F/F_0 se déroule en trois phases dans le cas des essais de fatigue.

- la rupture totale des éprouvettes est obtenue pour quelques milliers de cycles pour des niveaux de chargements élevés ($r = 0.95$), alors qu'elle n'est que partielle même pour 1 million de cycles dans le cas de niveau de chargement faible ($r = 0.6$).

- l'analyse de la comparaison des courbes de perte de charge permet de confirmer que le stratifié $[\pm 20]_{2s}$ résiste mieux à la fatigue que le stratifié $[\pm 25]_{2s}$.

- Les boucles d'hystérésis ont été tracées et comparées pour les stratifiés étudiés.

- L'énergie de dissipation a été calculée pour un certain nombre de cycles pour différents niveaux de chargement r et pour les deux empilements étudiés. Pour de faibles niveaux de chargement les boucles d'hystérésis sont pratiquement équivalentes ce qui

monte presque la même dissipation d'énergie. Cependant, pour des niveaux de chargement importants les courbes du stratifié $[\pm 20]_{2s}$ sont au-dessous de celle du stratifié $[\pm 25]_{2s}$ c'est-à-dire qu'on obtient une dissipation plus importante pour le premier. Ceci conforte bien le fait que c'est le stratifié $[\pm 20]_{2s}$ qui résiste le mieux à la fatigue.

L'étude a été suivie par la détermination de la distribution du champ de contrainte en utilisant la théorie classique des stratifiés. Les résultats sont en bonne corrélation avec ceux trouvés par la simulation en utilisant le logiciel ANSYS.

Références bibliographiques

Références bibliographiques

[A380] Airbus. « Advanced materials and technologies for A380 structure. » Disponible (15/05/2007):

<www.couitoul.airbusworld.com/SITES/Customcr_services/html/acrobat/fast_32_p03_08_adva380.pdf>

[B787]Boeing. « 787 Dreamliner : Program facts. » Disponible (15/05/2007) :

<www.boeing.com/commercial/787family/programfacts.html>

[BEZ 07] BEAZI A., SCARPA F. Mechanical behaviour of conventional and negative Poisson's ratio thermoplastic polyurethane foams under compressive cyclic loading. *International Journal of Fatigue*, Volume 29, pp 922-930, 2007.

[BJE 77] J. G. Bjeletich, F. W. Crossman and W. J. Warren. 1977. "The Influence of Stacking Sequence on Failure Modes in Quasi-Isotropic Graphite-Epoxy Laminates," *Failure Modes in Composites IV*, (Cornie and Crossman, eds.), The Metallurgical Society of AIME.

[CAD 89] Caddock, B.D. and Evans, K.E., Microporous materials with negative Poisson's ratio: I. *Microstructure and mechanical properties*, J. Phys. D-Appl. Phys., Vol.22, No.12, 1877-1882, 1989.

[DUB 05] DUBOIS, T. « Boeing 787 : Les belles promesses de la légèreté. » *Science & vie*, Juin 2005, hors-série N° 231, p. 22-29.

[EVA 90] Evans, K.E., Tailoring the negative Poisson's ratio, *Chem. Ind.*, Vol.20, pp.654-657, 1990.

[EVA, 91] Evans, K.E., Nkansah, M.A., Hutchinson, I.J. and Rogers, S.C., Molecular network design, *Nature*, Vol.353, p.124, 1991.

[FUK 90] H. Fukunaga. 1990. "On isotropic laminate Configurations," *Jornal of Composite Materials*, vol. 24, p. 519-535

[FRI 89] FRIEDRICH, K. « Fractographic analysis of polymer composites. » Dans: *Application of fracture mechanics to composite materials*. Ed. par K. FRIEDRICH. Amsterdam, Pays-Bas : Elsevier Science Publishers B.V., 1989, p. 425-487. ISBN 0444872868 (vol. 6).

[GIB 82] Gibson, L.J. and Ashby, M.F., Schajer, G.S. and Robertson, C.I., *Proc. R. Soc. Lond.*, Vol. A382, pp.25-42, 1982.

[GIB 88] Gibson, L.J. and Ashby, M.F., Cellular Solids: Structure and Properties, Pergam Press, London, 1988.

[GUR 99] GÜRDAL, Z, HAFTKA, R.T, & HAJELA, P. « Design and optimization of laminated composite materials. » Canada: Wiley-Interscience Publication, 1999, 352 p. ISBN 047125276X.

[HAS 97] HASHIN, Z., ROSEN, B.W., HUMPHREYS, E.A., NEWTON, C. & CHATERJEE, S. « Fiber composite analysis and design: Composite materials and laminates, Volume I. » Washington D.C., USA: Federal Aviation Administration, 1997, N° DOT/FAA/AR-95/29-I, 339 p.

[HOR 87] HORTON, R.E. & McCARTY, J.E. « Damage tolerance of composites. » Dans: *Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites*. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 259-267. ISBN 0871702797 (v.1).

[HER 84] Carl T. Herakovich. 1984. "Composite Laminates with Negative Through-the-Thickness Poisson's Ratios," *Journal of Composite Materials*, Vol. 18, pp. 447-455.

[JON 75] JONES, R.M. « Mechanics of composite materials. » Washington D.C., USA: Scripta Book Company, 1975, 355 p. ISBN 0070327904.

[KIM 87] KIM, R.Y. « Fatigue strength. » Dans : *Engineered materials handbook - Vol 1 : Composites*. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 436-444. ISBN 0871702797 (v.1).

[KIM 98] KIM, J.K. & MAI, Y.W. « Engineered interfaces in fiber reinforced composites. » Pays-Bas : Elsevier Science Ltd., 1998, 416 p. ISBN 0080426956.

[LAK 87a] Lakes, R.S. (1987a), Foam structures with a negative Poisson's ratio, *Science*, Vol. 235, pp.1038-1040 1987.

[LAK 87b] Lakes, R.S. (1987b), Polyhedron cell structure and method of making same, Int. Patent Publ. No. WO88/00523, May 1987.

[MIZ 98] Mizuno M., Zhu S., Kayawa Y. and Kaya H. Stress, strain and elastic modulus behaviour of SiC/SiC composites during creep and cyclic fatigue. *Journal of the European Society*, Vol. 18, pp 1869-1878, 1998.

[MAS 87] MASTERS, J.E. « Basic failure modes of continuous fiber composites. *Engineered materials handbook - Volume 1: Composites*. Ohio, USA: ASM International, 1993, p. 781-785. ISBN 0871702797 (v.1).

[NAS 07] Etats-Unis. NASA. Dryden Flight Research Center. « Fact sheets : X-29. » Californie., USA. Disponible (15/05/2007):
< www.nasa.gov/science/dryden/new/FactSheets/FS-008-DFRC.html >

[NUR 69] Nur, A. and Simmons, G. The effect of saturation on velocity in low porosity rocks, *Earth Planet Sci. Lett.*, Vol.7, p.183-193, 1969.

[PIP 70] PIPES, R.B. & PAGANO, N.J. « Interlaminar stresses in composite laminates under uniform axial extension. » *Journal of composite materials*, 1970, vol. 4, p. 538-548.

[PAY 04] PAYAN, J. Etude du comportement de composites stratifiés sous chargement statique et de fatigue. Thèse : Mécanique. Marseille : Université de la Méditerranée Aix-Marseille II, 2004, 139 p.

[PIC 96] Pickles, A.P., Alderson, K.L. and Evans, K.E., The effects of powder morphology on the processing of auxetic polypropylene PP of negative Poisson's ratio), *Polym. Eng. & Sci.*, Vol.36, n°5, p.636-642, 1996.

[REE 92] REEDER, J.R. An evaluation of mixed-mode delamination failure criteria. Virginia: Langley research center, 1992, N° NASA-TM-104210, 49 p.

[REI 87] REINHART, T.J. & CLEMENTS, L.L. Introduction to composites. *Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites*. Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 27-34. ISBN 0871702797 (v.1).

[ROB 99] Robert M. J. *Mechanic of composites materials*. 2nd Edn. USA: Taylor & Francis

[SMI 87] SMITH, B.W. Fractography for continuous fiber composites. *Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites* Ohio, USA : ASM International, 1993, p. 786-793 ISBN 0871702797 (v.1).

[SHE 01] Shen Y., Golnaraghi F., Plumtree A. Modelling compressive cyclic stress-strain behaviour of structural foam. *International Journal of Fatigue*, vol 23, p 491-497, 2001.

[TSA 80] S. W. Tsai, and H. T. Hahn. 1980. *Introduction to Composite Materials*, Technomic, Lancaster, PA.

[TSA 05] TSAI, S.W. Three decades of composites activities at US Air Force Materials Laboratory. *Composites science and technology*, 2005, vol. 65, p. 2295-2299.

[WAN 87] WANG, A.S.D., Strength, failure, and fatigue analysis of laminates. *Engineered materials handbook - Volume 1 : Composites*. Ohio, USA: ASM International, 1993, p. 236-251. ISBN 0871702797 (v.1).

[YEH 92a] H.-L. Yeh, T. Huang and H.-Y. Yeh. 1992., An Optimization Study of Randomly-Oriented Composite Laminate Made of Corneal Material Subjected to Plane Stress Condition. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 11, n° 6, p. 661-669.

[YEH 92b] H.-L. Yeh and H.-Y. Yeh. 1992. "A Further Investigation of the Isotropy of Randomly-Oriented Composite Laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 11, n° 12, p. 1431-1445.

Références bibliographiques

[YEH 00] H.-L. Yeh and H.-Y. Yeh. 2000. Dilatation and Through-the-Thickness Poisson's Ratio of Composite Laminates. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 19, n°. 12, p. 966–991

[ZHA 98] Zhag R., Yeh H.-L. and Yeh H.-L (1998) A preliminary study of negative poisson's ratio of laminate fiber reinforced composite. *Journal of Reinforced Plastic and Composite*, 17(18): 1657-1664.

Abstract

The composite materials of carbon fibre emerged in an organic matrix has currently an important place among structural materials. But their development is still based on a better knowledge of their long-term behaviour under mechanical loading (loading mode and speed loading), which will become more severe. The composite prepreg T300/914 carbon/epoxy was chosen as the material in this study because it has several special features in terms of mechanical properties particularly for aeronautical and aerospace applications (Airbus and Boeing). The main objective of this work is to investigate the Poisson's ratio influence, as well as the stacking sequence influence (lay up) on the behaviour and damage of composite laminate. For this purpose various lay up are used in static tests were for the fatigue test two lay up $[\pm 20]_{2S}$ and $[\pm 25]_{2S}$ were carried out in 3-point bending. The fatigue tests have been performed in displacement control, and then subjected to a range of different amplitudes, leading to different loading levels r . The static tests have shown that the rigidity and the maximum load until failure decrease with increasing of the fibre orientation angle of the laminate. At the same time, the fatigue test shows the stiffness degradations versus the number of cycles and the recording of the hysteresis loops leads to calculate the energy dissipation. The experimental study is flowed by the determination of the stress distribution using the classical laminate theory witch is in good correlation with the results found by simulation using ANSYS software.

Keywords: auxetic materials, laminate composites, Flexural 3-points, carbon/epoxy.

Résumé

Les matériaux composites à fibre de carbone noyé dans une matrice organique, occupent désormais une place importante parmi les matériaux de structure. Cependant, leur développement repose encore sur une meilleure connaissance de leur comportement à long terme dans des conditions de sollicitations mécaniques (mode de chargement et la vitesse de sollicitation) qui deviennent plus sévères. Le composite carbone/époxyde préimprégné T300/914 a été choisi comme matériau dans cette étude parce qu'il présente plusieurs particularités en termes de propriétés mécaniques notamment pour les applications aéronautique et aérospatiales (Airbus et Boeing). L'objectif principal de notre étude est de voir l'influence du coefficient de Poisson, ainsi que l'influence de la séquence d'empilement sur le comportement et l'endommagement du composite stratifié. A cet effet, une analyse du comportement en flexion 3-points de plusieurs empilements sous chargement statique alors que l'étude en fatigue cyclique a été menés en contrôle déplacement pour différents niveaux de chargement r pour les empilements $[\pm 20]_{2S}$ et $[\pm 25]_{2S}$. L'étude statique a montré qu'avec l'augmentation de l'angle d'orientation des fibres θ la rigidité ainsi que la charge maximale à la rupture du stratifié diminue. Par ailleurs, les essais de fatigue permettent d'une part de montrer la perte de charge en fonction du nombre de cycle et d'autre par l'enregistrement des boucles d'hystérésis permet le calcul des énergies de dissipation. L'étude expérimentale a été suivie par la détermination de la distribution du champ de contrainte en utilisant la théorie classique des stratifiés. Les résultats sont en bonne corrélation avec celles trouvés par la simulation en utilisant le logiciel ANSYS.

Mots clés : matériau auxétique, composite stratifié, flexion 3-points, carbone/époxyde.