

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DJILLALI LIABES
SIDI BEL ABBES
Laboratoire des Matériaux & Hydrologie



FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE GENIE CIVIL ET TRAVAUX PUBLICS

THESE DE DOCTORAT EN SCIENCES
Spécialité : Génie Civil

Option : Structures et Matériaux

Présentée par
DRAOUI Aicha
Sujet de thèse

ETUDE DE LA RÉPONSE STATIQUE ET DYNAMIQUE DES PLAQUES EN COMPOSITES
RENFORCÉES PAR DES NANOTUBES DE CARBONE

Soutenu le 09/Juillet/ 2020 Devant le Jury composé de :

Mr. M.BOURADA	MCA	UDL-SBA	Président du jury
Mr. M. ZIDOUR	Professeur	U. TIARET	Directeur de thèse
Mr. A. TOUNSI	Professeur	UDL-SBA	Co-Directeur de thèse
Mr.T.H.DAOUADJI	Professeur	U. TIARET	Examineur
Mr. A.A. BOUSAHLA	MCA	UDL-SBA	Examineur
Mr.T.BENSATTALAH	MCA	U.TIARET	Examineur

Année universitaire : 2019/2020

Dédicaces

Du plus profond de mon cœur et avec tout le respect que je
leurs dois,

Je dédis sincèrement ce travail :

A mon cher mari pour leur affection et soutien,

A mes chers parents,

A mes chères filles,

A mon cher frère et sœurs,

A toute ma famille et mes collègues,

A tous ceux que nous aimons et surtout qui nous aiment.

Remerciements

Ce travail a été réalisé sous la direction de Monsieur **ZIDOUR Mohamed**, et Professeur **TOUNSI Abdelouahed**. Je tiens tout d'abord à exprimer ma profonde gratitude et mes plus vifs remerciements au Monsieur **ZIDOUR Mohamed** Professeur de l'université Ibn Khaldoune de TIARET, pour son encadrement efficace, sa présence continuelle, son soutien et ses conseils qui m'ont favorablement impressionné sur le plan humain et scientifique. J'ajouterai une mention spéciale à cet homme pour sa capacité à découvrir instantanément les cotés sombres et vaseux des résultats.

Mes remerciements s'adressent aussi au Professeur **TOUNSI Abdelouahed** Professeur de l'université Djillali Liabes de SIDI BELABBES. Je le remercie vivement pour leur soutien en tant que Co-rapporteur.

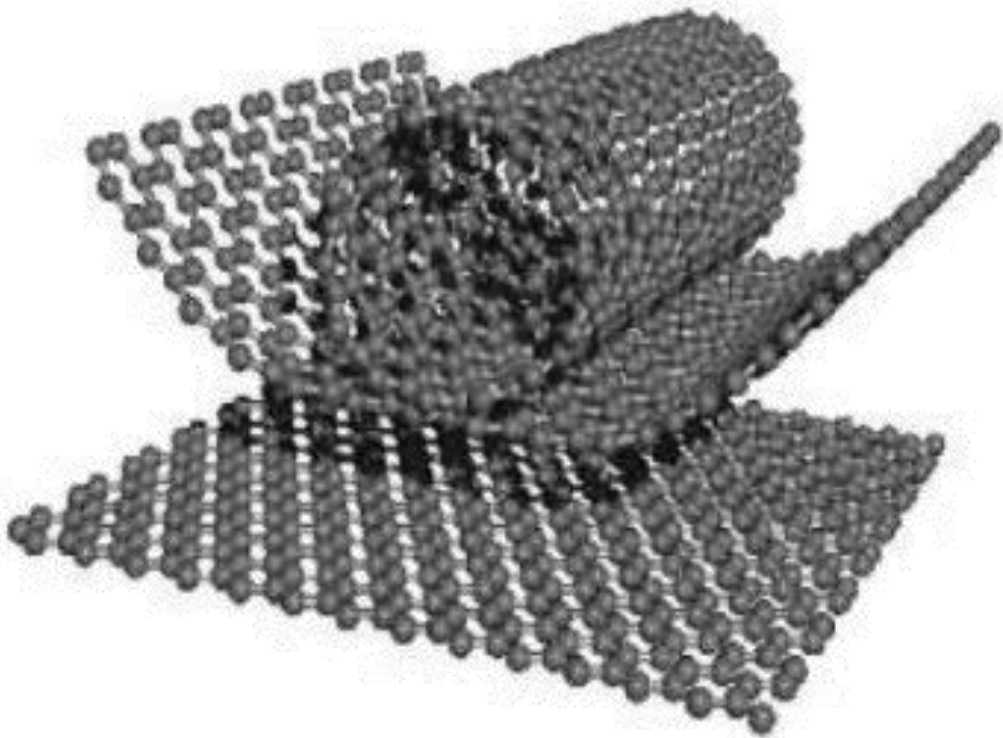
J'exprime mes remerciements au Monsieur **BOURADA Mohamed**, Maître de conférences de l'université Djillali Liabes de SIDI BELABBES, pour avoir accepté de présider mon jury de thèse.

Je voudrais remercier Monsieur **HASSAINE DAOUADJI Taher**, professeur de l'université Ibn Khaldoune de TIARET, Monsieur **A.A. BOUSAHLA**, Maître de conférences de l'université de SIDI BELABBES ainsi que Monsieur **BENSATTALAH Tayeb**, Maître de conférences de l'université Ibn Khaldoune de TIARET, pour avoir accepté de participer à ce jury.

Ce travail n'aurait jamais pu être mené à bien sans la contribution de nombreuses personnes que nous tenant à remercier vivement. Je veux citer Monsieur **ADIM Belkacim** enseignant au centre universitaire de Tissemsilt.

Je terminerai en remerciant tout mes collègues de l'université Ibn Khaldoune de TIARET.

RÉSUMÉ



RÉSUMÉ

Dans la présente étude, le comportement statique et dynamique des plaques sandwichs composites renforcées par des nanotubes de carbone a été analysé sur la base de la théorie des plaques de déformation par cisaillement de premier ordre (FSDT). Deux types des plaques en sandwich, à savoir le sandwich à âme homogène et peaux renforcées et le sandwich à peaux homogènes et âme renforcée sont pris en compte. Les deux types de la plaque sont renforcés par des nanotubes de carbone à paroi simple avec deux types de distributions de matériau de renforcement aligné de manière uni-axiale qui sont uniformément (UD-CNT) et fonctionnellement graduées (FG-CNT).

Les équations analytiques sont dérivées et les solutions exactes pour les analyses de flexion et de vibration des plaques de ce type sont obtenues. Les modèles mathématiques fournis et les solutions actuelles sont validés numériquement par comparaison avec certains résultats disponibles dans la littérature. Influence de divers paramètres des plaques sandwich renforcées, tels que les rapports géométriques, la fraction volumique, les types de renforcement et l'épaisseur de la plaque sur les analyses de flexion et de vibration des plaques sandwichs composées renforcées avec des nanotubes de carbone sont étudiés et discutés.

Mots - clés : nanotubes ; flexion ; déformation par cisaillement ; la fréquence ; sandwich.

ABSTRACT

Based on the first order shear deformation plate theory (FSDT) in the present study, static and dynamic behavior of carbon nanotube-reinforced composite sandwich plates has been analysed. Two types of sandwich plates, namely, the sandwich with face sheet reinforced and homogeneous core and the sandwich with homogeneous face sheet and reinforced core are considered. The face sheet or core plates are reinforced by single-walled carbon nanotubes with two types of distributions of uniaxially aligned reinforcement material which uniformly (UD-CNT) and functionally graded (FG-CNT).

The analytical equations are derived and the exact solutions for bending and vibration analyses of such type's plates are obtained. The mathematical models provided and the present solutions are numerically validated by comparison with some available results in the literature. Influence of Various parameters of reinforced sandwich plates such as aspect ratios, volume fraction, types of reinforcement and plate thickness on the bending and vibration analyses of carbon nanotube-reinforced composite sandwich plates are studied and discussed.

Keywords: nanotubes; Bending; shear deformation; frequency; sandwich.

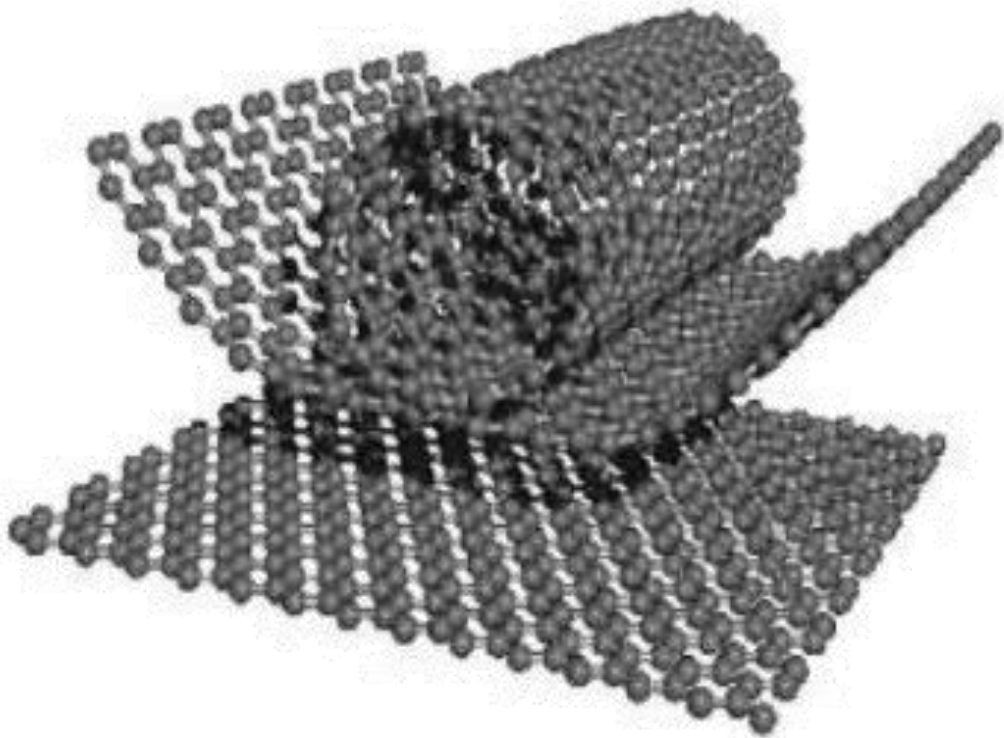
ملخص

في هذه الدراسة، تم تحليل السلوك الثابت والديناميكي لصفائح الساندويتش المركبة المقواة بالأنايبب النانوية الكربونية على أساس النظرية الأولى لتشوّه الصفائح (FSDT). تؤخذ في الاعتبار نوعان من صفائح الساندويتش، وهما السندويتش ذو اللب المتجانس والأسطح المقواة والسندويتش مع الأسطح المتجانسة والقلب المقوى. يتم تقوية الصفائح بواسطة الأنايبب النانوية الكربونية أحادية الجدار بنوعين من توزيعات مواد التقوية المحاذية المحور والموحدة (UD-CNT) والمتدرجة وظيفيا (FG-CNT).

بعد اشتقاق المعادلات التحليلية تم الحصول على الحلول الدقيقة لتحليلات الانحناء والاهتزاز للصفائح من هذا النوع. تم التحقق من صحة النماذج الرياضية المقدمة والحلول بالمقارنة مع بعض النتائج المتاحة في البحوث المقدمة. قمنا بدراسة ومناقشة تأثير مختلف العوامل على صفائح الساندويتش المقواة مثل نسب الطول، جزء الحجم، أنواع التقوية، وسمك الصفيحة على تحليلات الانحناء والاهتزاز لصفائح الساندويتش المركبة المقواة بأنايبب الكربون النانوية.

الكلمات الرئيسية: الأنايبب النانوية؛ الانحناء؛ تشوّه القص؛ التردد؛ سندويتش.

SOMMAIRE



SOMMAIRE

Résumé.....	i
Sommaire.....	iv
Liste des figures.....	x
Liste des tableaux.....	xi
Liste des abréviations.....	xii
Liste des notations.....	xiii
Introduction générale.....	01

Chapitre I : Généralité sur les nano-charges ou nano-renforts

I.1 Introduction.....	04
I.2 Les nano charges.....	04
I.2.1 Classification des nano-charges ou nano-renforts.....	05
1.2.1.1 Classification selon leurs familles.....	05
I.2.1.1.1 Les charges organiques.....	05
I.2.1.1.2 Les charges minérales.....	05
I.2.1.1.3 Les charges métalliques.....	05
I.2.1.2 Classification des nano-charges selon leur géométrie.....	05
I.2.1.2.1 Nano-charges à une dimension nanométrique.....	06
I.2.1.2.2 Nano-charges à deux dimensions nanométriques.....	06
I.2.1.2.3 Nano-charges à trois dimensions nanométriques.....	06
I.2.1.3 Classification selon leurs aspects.....	06
I.2.1.3.1 Les charges particulières renforçantes.....	06
I.2.1.3.2 Les charges particulières inertes.....	06
I.2.1.3.3 Les fibres qui peuvent être minérales ou organiques.....	07
I.3 Le carbone.....	07
I.3.1 Structure électronique.....	07
I.3.2 Formes du carbone.....	07
I.3.2.1 Le graphite.....	08

I.3.2.2 Le diamant.....	08
I.3.2.3 Les fullerènes.....	09
I.4 Nanotube de carbone.....	10
I.4.1 Découverte des nanotubes de carbone.....	10
I.4.2 Structure des nanotubes de carbone.....	11
I.4.2.1 Nanotubes de carbones mono-feuillets.....	12
I.4.2.1.1 Enroulement des nanotubes de carbone.....	12
I.4.2.1.2 Extrémités des nanotubes de carbone.....	13
I.4.2.2 Nanotubes de carbone multi-feuillets.....	13
I.4.2.2.1 Défauts des nanotubes de carbone.....	14
I.4.3 Propriétés des nanotubes de carbone.....	15
I.4.3.1 Propriétés mécaniques.....	15
I.4.3.2 Propriétés électriques.....	16
I.4.3.3 Propriétés chimiques.....	16
I.4.3.4 Propriétés physiques.....	16
I.4.3.5 Propriétés optiques.....	17
I.4.4 Synthèse des nanotubes de carbone.....	17
I.4.4.1 Méthodes à haute température.....	17
I.4.4.1.1 Ablation par arc électrique.....	17
I.4.4.1.2 Ablation par laser.....	18
I.4.4.1.3 Possibilités et limites des procédés dits « haute température ».....	18
I.4.4.2 Procédés à température modérée.....	19
I.4.4.2.1 Méthode par dépôt chimique en phase vapeur (CVD).....	19
I.4.4.2.2 La PECVD – une méthode CVD particulière.....	20
I.4.5 Les méthodes de purification du nanotube de carbone.....	21
I.4.5.1 Les méthodes chimiques de purification.....	22
I.4.5.2 Méthodes physiques de purification.....	22
I.4.5.3 Purification a plusieurs étapes.....	22
I.4.6 Applications des nanotubes de carbone.....	22
I.4.6.1 Application au Génie Civil.....	22
I.4.6.2 Autre application.....	24
I.4.7 Toxicité des nanotubes de carbone.....	24

I.4.8 État actuel de la technologie et les producteurs sur le marché.....	25
I.5 Conclusion.....	27
<i>Chapitre II : Les nano-composites à base de (CNTs et polymère)</i>	
II.1 Introduction.....	28
II.2 Généralités sur les polymères.....	28
II.2.1 Structure des polymères.....	29
II.2.2 Classification des polymères.....	30
II.2.2.1 Selon leur nature chimique.....	30
II.2.2.2 Selon leur origine.....	30
II.2.2.2.1 Polymères naturels.....	30
II.2.2.2.1 Polymères artificielles.....	30
II.2.2.2.3 Polymères synthétiques.....	30
II.2.2.3 Selon leurs structures des chaînes (dimensionnalité).....	30
II.2.2.3.1 Celle des polymères linéaires (ou monodimensionnels).....	30
II.2.2.3.2 Celle des polymères bidimensionnels.....	31
II.2.2.3.3 Celle des polymères tridimensionnels.....	32
II.2.2.4 Selon leur comportement thermique.....	32
II.2.2.4.1 Polymères thermoplastiques.....	32
II.2.2.4.2 Les polymères thermodurcissables.....	33
II.2.2.4.3 Les élastomères.....	33
II.2.2.4.4 Les polymères thermostables.....	34
II.2.2.5 Selon les usages technologiques.....	34
II.2.2.6 Selon l'importance économique.....	34
II.2.2.6.1 Les polymères de grande diffusion.....	34
II.2.2.6.2 Les polymères à hautes performances.....	34
II.2.2.6.3 Les polymères techniques.....	34
II.2.3 Propriétés des polymères.....	35
II.2.3.1 Les Propriétés physiques.....	35
II.2.3.1.1 La masse volumique.....	35
II.2.3.1 Les Propriétés thermique.....	35
II.2.3.2 Applications des polymères.....	35
II.3 Les matériaux composites.....	36

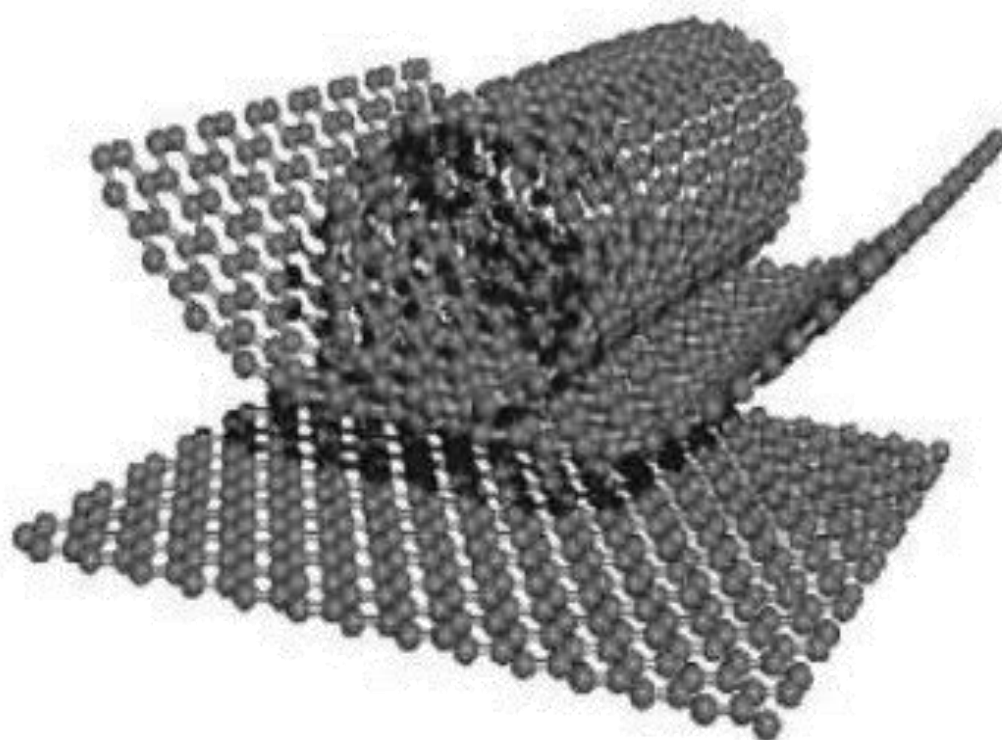
II.3.1 Matrice.....	37
II.4 Matériaux nano-composites.....	38
II.4.1 Nano-composites à matrice polymère.....	38
II.4.2 Nano-composites à matrice polymère.....	38
II.4.3 Nano-composite polymère/Nanotube de carbone.....	39
II.4.3.1 Préparation des Nano-composites.....	40
II.4.3.1.1 Polymérisation in situ.....	40
II.4.3.1.2 Voie fondue.....	41
II.4.3.1.3 Mélange en solution.....	42
II.4.3 Alignement des nanotubes de carbone dans les nano-composites.....	42
II.4.3.1 Propriétés des nano-composites CNT / polymère.....	43
II.4.3.1.1 Propriétés mécaniques des nano-composites CNT / polymère.....	44
II.4.3.1.2 Propriétés électriques des nano composites CNT / polymère.....	44
II.4.3.2 Propriétés thermiques.....	46
II.4.3.2.1 Autre propriétés.....	47
II.4.3.2.1.1 Verrouillage micromécanique.....	47
II.4.3.2.1.2 Liaison chimique entre la charge et la matrice.....	47
II.4.3.2.1.3 Faible liaison de van der Waals entre la charge et la matrice.....	47
II.4.3.3 Application de nano composites NTC / polymère.....	48
II.4.4 Marchés.....	48
II.5 Conclusion.....	49

Chapitre III : Plaques et Sandwichs

III .1 Introduction.....	50
III.2 Description des plaques.....	51
III.3 Les Sandwichs.....	51
III.4 Les hypothèses fondamentales de la théorie des poutres et des plaques.....	52
III.4.1 La théorie classique des plaques minces de Love-Kirchhoff (CLPT).....	52
III.4.2 La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDT).....	53
III.4.3 La théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé (HSDT).....	55
III.4.4 La théorie de déformation en cisaillement d'ordre zéro (ZSDT).....	57
III.4.5 Théorie de zig-zag.....	58
III.5 Configuration géométrique et propriétés de la plaque sandwich renforcée.....	59

III.6 Équations de mouvement.....	62
III.7 Conclusion.....	68
<i>Chapitre IV : Résultats et discussions</i>	
IV.1 Introduction.....	69
IV.2 Résultats et discussions.....	69
IV.3 Conclusion.....	82
Conclusion générale.....	83
Références bibliographiques.....	84

LISTE DES FIGURES



LISTE DES FIGURES

Chapitre I : Généralité sur les nano-charges ou nano-renforts

Figure I.1 : Les trois catégories de nano-charges.....	05
Figure I.2 : Formes allotropiques du carbone.....	07
Figure I.3 : représentation de la structure atomique du graphite.....	08
Figure I.4 : la structure du diamant.....	09
Figure I.5 : Représentation schématique des différentes formes allotropiques du carbone..	09
Figure I.6 Enroulement d'une feuille de graphène.....	10
Figure I.7 : Diagrammes schématiques d'un nanotube de carbone (SWCNT) et (MWCNT).....	12
Figure I.8 : Une feuille de graphène laminée.....	12
Figure I.9 : Nanotube de carbone multi-feuillet.....	14
Figure I.10. Défauts usuels des SWNT.....	14
Figure I.11 : Configuration de décharge d'arc de plasma.....	18
Figure I.12 : Configuration d'ablation laser.....	18
Figure I.13 : Installation de dépôt chimique en phase vapeur.....	20

Chapitre II : Les nano-composites à base de (CNTs et polymère)

Figure II.1 : Modèle schématique de la synthèse d'un polymère.....	28
Figure II.2 : Représentation de la chaîne d'un polymère linéaire.....	31
Figure II.3 : Représentation schématique d'un polymère Bidimensionnel.....	31
Figure II.4 : Représentation schématique d'un polymère tridimensionnel.....	32
Figure II.5 : Représentation schématique d'un polymère thermoplastique.....	32
Figure II.6 : Thermodurcissable.....	33
Figure II.7 : Élastomères.....	33
Figure II.8 : Types de matrice.....	37
Figure II.9 : Classification des nano-composites polymères selon le type de la nano-charge renforçant.....	39
Figure II.10 : Représentation du procédé polymérisation in situ.....	41

Figure II.11 : Représentation schématique d'une extrudeuse à double vis pour le mélange en phase fondue de NTC avec des matrices thermoplastiques.....	41
Figure II.12. Représentation schématique de la méthode de traitement de mélange en solution.....	42

Chapitre III : Plaques et Sandwichs

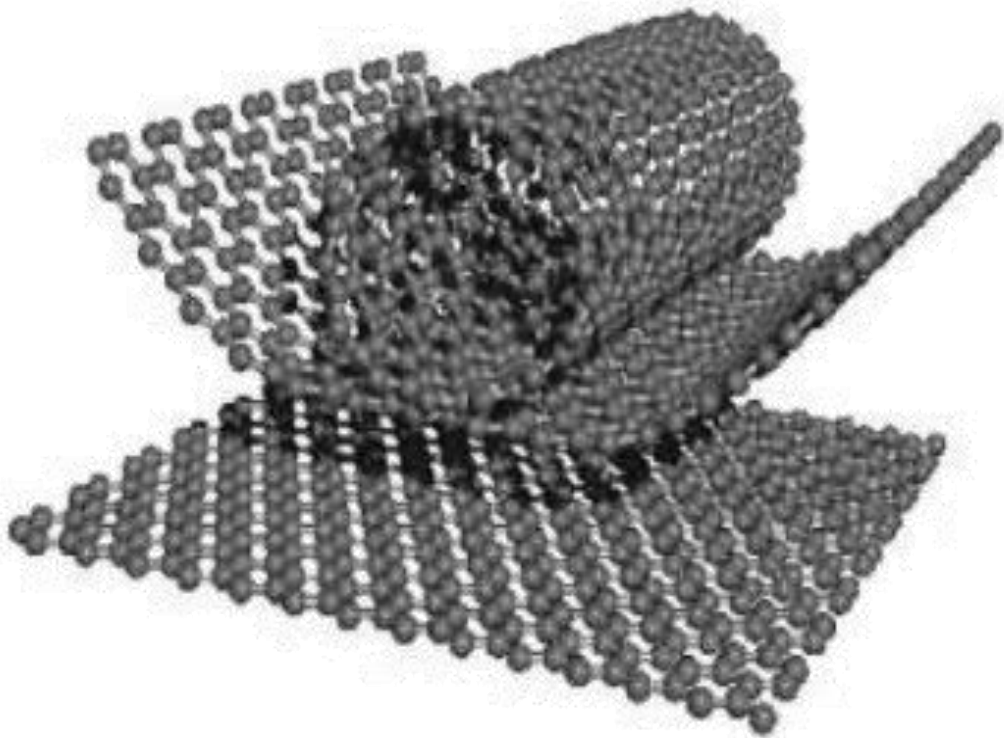
Figure III .1 Plaque de sandwich.....	51
Figure III.2 Illustration de la plaque de Love-Kirchhoff.....	52
Figure III.3 : Illustration de la plaque de REISSNER-MINDLIN.....	54
Figure III.4 : Description de la déformation d'une plaque selon les théories : classique (CLPT, FSDT, HSDT).....	55
Figure III.5 Champ de déplacements du modèle zig-zag d'ordre élevé.....	59
Figure III.6 Géométries de la plaque sandwich renforcée en âme.....	59
Figure III.7 : Géométries des plaques sandwich renforcée en peaux.....	60

Chapitre IV : Résultats et discussions

Figure IV.1: Effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{W}) de plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 et soumise à une charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$).....	73
Figure IV.2: Effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{W}) de plaque sandwich carrée à âme renforcée pour divers types de chargement sous charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$).....	76
Figure IV.3 : Effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{W}) de plaque sandwich carrée à faces renforcées pour divers types de chargement sous une charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$).....	76
Figure IV.4: Contraintes adimensionnelle (σ_{xx}) à travers l'épaisseur d'une plaque sandwich carrée 1-2-1 renforcée sous une charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$, $a/h = 10$).....	77
Figure IV.5 : Contraintes adimensionnelles (σ_{yy}) à travers l'épaisseur de la plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous une charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$, $a/h = 10$).....	78

Figure IV.6 : Contraintes adimensionnelle (σ_{xy}) à travers l'épaisseur de plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous une charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$, $a/h = 10$).....	78
Figure IV.7 : Première, deuxième et troisième fréquences adimensionnelles de la plaque sandwich carrée à âme renforcée 1-2-1 soumise à une charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$).....	80
Figure IV.8 : Première, deuxième et troisième fréquences adimensionnelles d'une plaque sandwich carrée a des peaux renforcées 1-2-1 sous charge uniforme ($V_{crit}^* = 0.17$).....	81

LISTE DES TABLEAUX



LISTE DES TABLEAUX

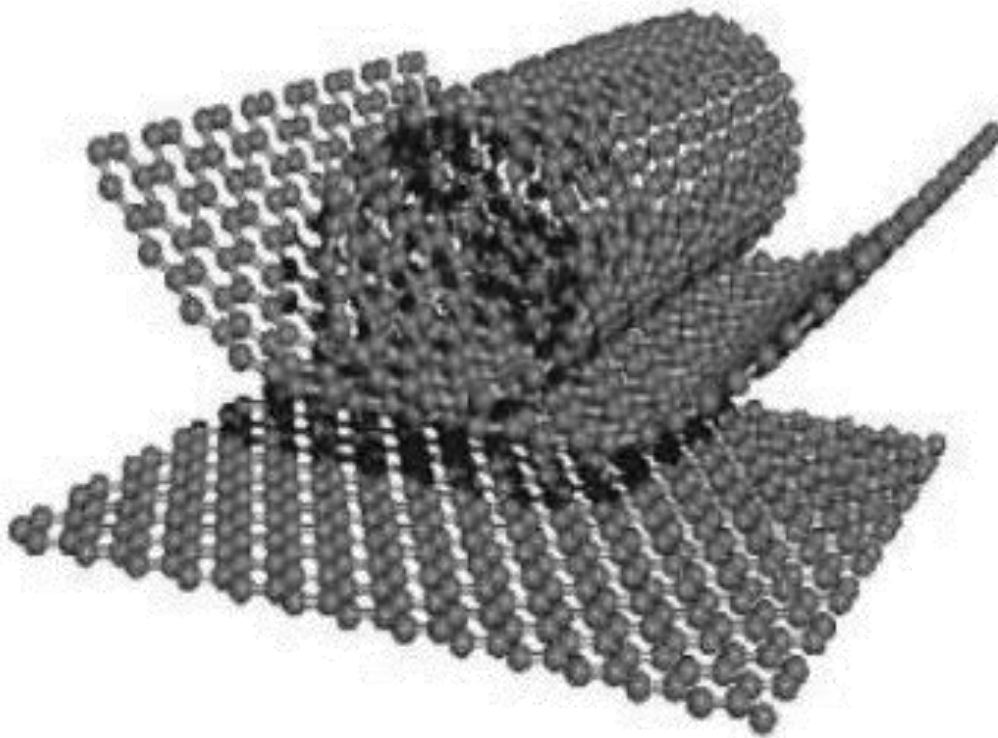
Chapitre II : Les nano-composites à base de (CNTs et polymère)

Tableau II.1 : Principaux groupes fonctionnels intervenant en chimie macromoléculaire.....	29
Tableau II.2 : Les domaines d'application des polymères	36

Chapitre IV : Résultats et discussions

Tableau IV.1: Comparaisons des flexions adimensionnelles $w^* = -(w_0/h)10^{-2}$ de la plaque sandwich carrée renforcée.....	70
Tableau IV.2: Etudes de convergence pour les déformations et les contraintes de la plaque sandwich carrée 1-2-1 renforcées sous une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$, $a/h = 10$).....	71
Tableau IV.3: Effet de la fraction volumique des NTC sur les flexions adimensionnelle (\bar{W}) du plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous des charges uniformes.....	72
Tableau IV.4: flexion adimensionnelles de la plaque sandwich carrée 1-2-1 renforcée sous des charges uniformes et sinusoïdales ($V_{cnt}^* = 0.17$).....	74
Tableau IV.5: Effet du rapport géométrique (a/h) sur la déflexion adimensionnelle et les contraintes du plaque sandwich carrée renforcée pour divers régimes sous charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$).....	75
Tableau IV.6: Comparaisons des fréquences adimensionnelles ($\bar{\omega}$) de plaque sandwich carrée renforcée sous des charges uniformes ($V_{cnt}^* = 0.17$).....	79

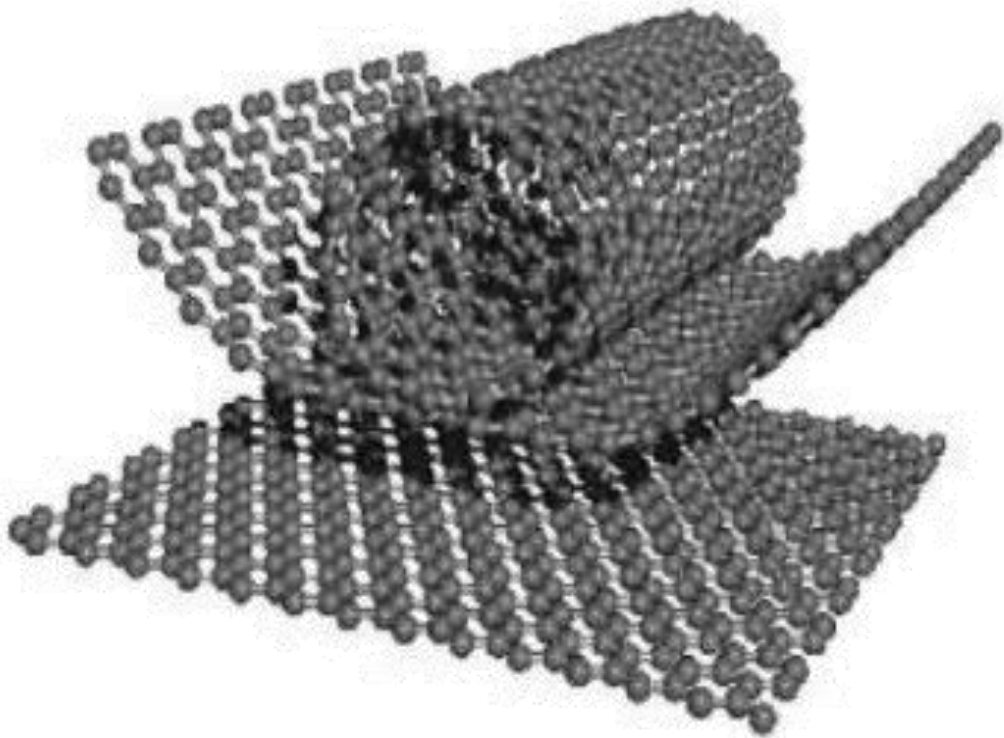
LISTE D'ABRÉVIATION



LISTE DES ABREVIATIONS

CNTs	Nanotube de carbone
CNTRCs	Plaque de composite renforcée par des nanotubes de carbone
SWCNT	Nanotube de carbone simple paroi
MD	Dynamique moléculaire
CNT	Nanotube de carbone
SWCNTs	Nanotube de carbone simple paroi
MWCNT	Nanotube de carbone double paroi
FG	Fonctionnellement gradué
CNTRC	Plaque de composite renforcée par des nanotubes de carbone
NC	Nano-composite
PVC	Polychlorure de vinyle
PA	Polyamide
PC	Polycarbonate
TP	Thermoplastique
MMCs	Composites à matrice métallique
AFM	Microscopie à force atomique
MWNT	Nanotube de carbone à simple paroi
CVD	Chemical Vapor Deposition
AFM	Microscopie à force atomique
STM	Microscopie à effet tunnel

LISTE DES NOTATIONS

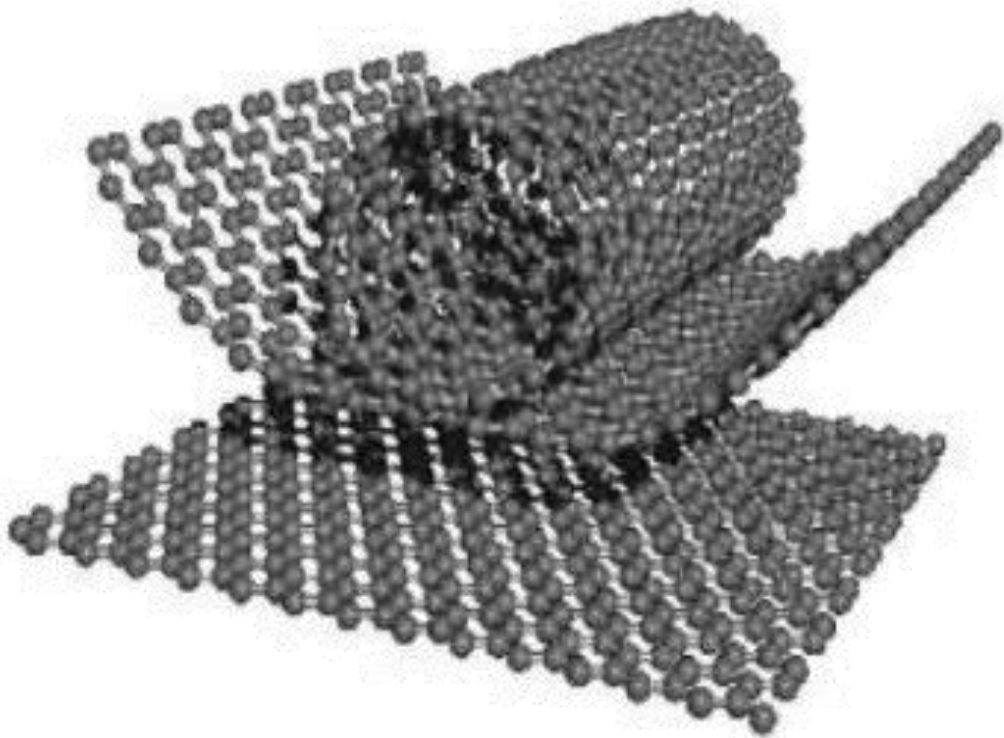


LISTE DES NOTATIONS

Θ	Angle chiral
a, \vec{a}	Les vecteurs de base du graphène
C60	Fullerène C60
C70	Fullerène C70
C80	Fullerène C80
a	longueur de la plaque
b	largeur de la plaque
h	l'épaisseur de la plaque
E	Module de Young
E_{11}	Module de Young longitudinal
E_{22}	Module de Young transversal
G_{12}, G_{13}, G_{23}	module de cisaillement
ν	Coefficient de Poisson
G	module de cisaillement transverse
η_1, η_2, η_3	Les paramètres d'efficacité
ν_{12}^{cnt}	Coefficient du poisson du nanotube de carbone
ν^p	Coefficient du poisson de la matrice polymère
ρ^{cnt}	Masse volumique du nanotube de carbone
ρ^p	Masse volumique de la matrice polymère
V_{cnt}^*	Fraction volumique du nanotube de carbone
W_{cnt}	Fraction massique du nanotube de carbone
u, v, w	Les déplacements suivant les directions x, y et z
$u_0, v_0,$	Les composantes du champ de déplacement sur le plan moyen de la plaque
$f(z)$	Fonction de gauchissement (fonction de cisaillement transverse)

ω, ϖ	Fréquences naturelles
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	Contraintes normales suivant les directions x, y et z
$\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$	Contraintes de cisaillement
$\varepsilon_x, \varepsilon_y$	Déformations dans les directions x et y
$\gamma_{xy}, \gamma_{xz}, \gamma_{yz}$	Déformations de distorsion
ϕ_x, ϕ_x	rotations totale de courbure de la section transversale
$\delta u_0, \delta v_0, \delta w_b, \delta w_s$	Champ virtuel de déplacement
w_b	Composante de la flèche due à la flexion
w_s	Composante de la flèche due au cisaillement
N_x, N_y, N_{xy}	Efforts normaux de membrane
A_{ij}	Termes de rigidité en membrane de la plaque
B_{ij}	Termes de rigidité de couplage de la plaque
D_{ij}	Termes de rigidité de flexion de la plaque
Ω	La surface supérieure
Q_{ij}	Les coefficients de rigidité
$U_{MN}, V_{MN}, W_{MN}, \Theta_{xMN}, \Theta_{yMN}$	<i>paramètres arbitraires</i>
\bar{Q}_{ij}	Les coefficients de rigidité en fonction de l'orientation des fibres
[C]	Matrice symétrique des valeurs propres
s_{ij}	Valeurs propres

INTRODUCTION GÉNÉRALE



INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les nanotechnologies et l'avènement du nano-monde sont la nouvelle révolution de demain. Depuis les années 90, la manipulation de la matière à l'échelle nanométrique connaît un développement important et régulier. Les nanotubes de carbone ont provoqué une révolution dans le domaine de ce monde innovant. Ces nano-objets possèdent des propriétés électriques et mécaniques originales. Ainsi, ils ont provoqué un réel engouement dans de nombreux laboratoires de recherche puisqu'ils apportent une richesse incontestable dans des nombreux domaines tels que l'électronique, la chimie, la biochimie, l'électrochimie et le génie civil.

La première étude menée par Iijima [IIJIMA.S 1991] et par Iijima et Ichihashi [IIJIMA.S 1993] était un nanotube de carbone à paroi unique (SWNT) et un nanotube de carbone à parois multiples (MWNT). Il y a peu de temps, de nombreuses études ont indiqué que les nanotubes de carbone (CNT) constituaient un excellent candidat pour le renforcement des composites polymères en raison de leur module d'élasticité élevé, de leurs propriétés mécaniques, de leur résistance au contact et de leur faible densité [DRESSELHAUS.MS 2001]. Des bonnes propriétés produire des composites structurels et multifonctionnels hautes performances pour diverses applications potentielles. Ajayan et al. [AJAYAN.PM1994] ont étudié les composites renforcés par des nanotubes de carbone (CNTRC) fabriqués à partir de polymère renforcé par des matrices alignées de CNT. Différentes approches de simulation expérimentales, théoriques et informatiques indiquent que les nanotubes de carbone (CNT) peuvent être utilisés dans des structures nano-composites (composite renforcé par des nanotubes de carbone (CNTRC)) [MORADI.R- JIMÉNEZ.A 2016], intégrées dans des microplaques renforcées de FG-SWCNT [KOLAHCHI.R 2015]. La propagation des ondes de plaques sandwich intégrées viscoélastiques renforcées de FG-CNT et l'analyse de fréquence non linéaire thermo-élastique d'une structure sandwich fonctionnellement graduée renforcée par des CNT sont étudiées par Kolahchi et al [KOLAHCHI.R 2017] et Mehar et al [MEHAR.K 2017] respectivement. Les propriétés thermomécaniques de nano-composites à base d'époxy et de fractions de faible poids de nanotubes de carbone à parois multiples et à orientation aléatoire ont été présentées par Fidelus et al [FIDELUS.JD 2005].

En raison des difficultés rencontrées dans les méthodes expérimentales, les simulations de dynamique moléculaire (MD) sont utilisées pour prédire les propriétés élastiques des composites polymères / nanotubes de carbone [GRIBEL.M 2004,HAN.Y2007]. Les études

sont limitées par de calcul des systèmes. Les méthodes de la mécanique du continuum sont souvent utilisées pour étudier le comportement de micro et nanostructures [SHOKRAVI.M2017–SHAHSAVARI.D 2017]. Nanotube de carbone simple et multicouche [HAMIDI.A 2018 - RAVI KUMAR.B 2017]. Vodenitcharova et Zhang [VODENITCHAROVA.T 2006] ont développé un modèle de continuum pour la flexion pure d'un faisceau de nano-composites rectilignes de section transversale circulaire renforcée par un nanotube de carbone à paroi simple, permettant de déterminer la contrainte critique de flambement local des SWCNT en flexion longitudinale de l'apparition d'un échec possible. Récemment, l'approche de la mécanique du continuum a été largement utilisée pour étudier les plaques de matériau de calibre fonctionnel (FGM) [AIT YAHIA.S 2015]; Analyse de la terminaison B, de la vibration et du flambement de plaques sandwich qualifiées [EL-HAINA.F 2017–TOUNSI.A 2016] et (FGM) nano-plaques [KARAMI.B 2018, SHAHSAVARI.D 2017].

Les modèles constitutifs et les propriétés mécaniques des composites polymères à base de nanotubes de carbone ont été étudiés analytiquement, expérimentalement et numériquement. Cooper et al [COOPER.C 2002] et Barber et al [BARBER.A 2003], qui démontre que les nanotubes de carbone renforcent efficacement un polymère en raison d'une contrainte de séparation remarquablement élevée, conformément à une série d'essais d'arrachement de nanotubes de carbone individuels incorporés dans une matrice polymère. Wan et al. [WAN.H 2005] ont étudié les modules efficaces du composite polymère renforcé de CNT, en insistant sur l'influence de la longueur de CNT et de l'interphase de la matrice de CNT sur la rigidité du composite.

Les distributions de nanotubes de carbone à paroi unique dans la direction de l'épaisseur, intitulées nanotubes de carbone fonctionnellement graduée (FG-CNT), ont suscité une attention croissante au cours des dernières années. Les propriétés exceptionnelles des nanotubes de carbone en font un excellent renfort pour la matrice polymère. En conséquence, Wattanasakulpong et Chaikittiratana [WATTANASAKULPONG.N 2015] ont étudié les analyses statiques et dynamiques de plaques composites renforcées par des nanotubes de carbone sur fondations élastiques de Pasternak. Lei et al. [LEI.Z 2013] ont analysé le flambement des plaques (FG-CNTRC) en utilisant la méthode kp-Ritz sans éléments. Mehar et al [MEHAR.K 2017] et Wang et al [WANG.Z 2011] ont étudié les propriétés non linéaires et thermo-élastiques de la plaque composite déformable au cisaillement renforcée par FG-CNT sous diverses charges. Shen [SHEN.H2009] a suggéré que le comportement en flexion

non linéaire des plaques CNTRC pouvait être considérablement amélioré grâce à l'utilisation d'une distribution fonctionnellement graduée des NTC dans la matrice.

La présente analyse a pour objet d'examiner les problèmes de flexion et de vibration des plaques CNTRC renforcées par des CNT en utilisant la théorie de la plaque de déformation par cisaillement de premier ordre. Les plaques sandwichs CNTRC simplement supportées sont prises en compte et les influences de divers paramètres sur les flexions, les contraintes et les fréquences propres de telles plaques sandwich à âme renforcée et peaux homogènes, ainsi que le sandwich à peaux renforcées et à âme homogène sont présentés et discutés en relation avec plusieurs des aspects tels que l'épaisseur de la plaque, les rapports géométriques, la fraction volumique de NTC et les types de plaques sandwich, etc. Les résultats numériques sont comparés à ceux qui sont donnés dans la littérature.

Ce travail est composé de quatre chapitres : Dans le premier chapitre, nous décrirons des généralités sur les nano renforts et leur classifications, différents types de nanotubes de carbone en détaillant leurs propriétés et les différentes techniques de synthèse tel que la méthode d'ablation laser, l'arc électrique, dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HiPCo), en nous attachant à exposer les avantages et les inconvénients de chacun d'entre eux. De nombreuses applications, défauts et purification seront ensuite présentés.

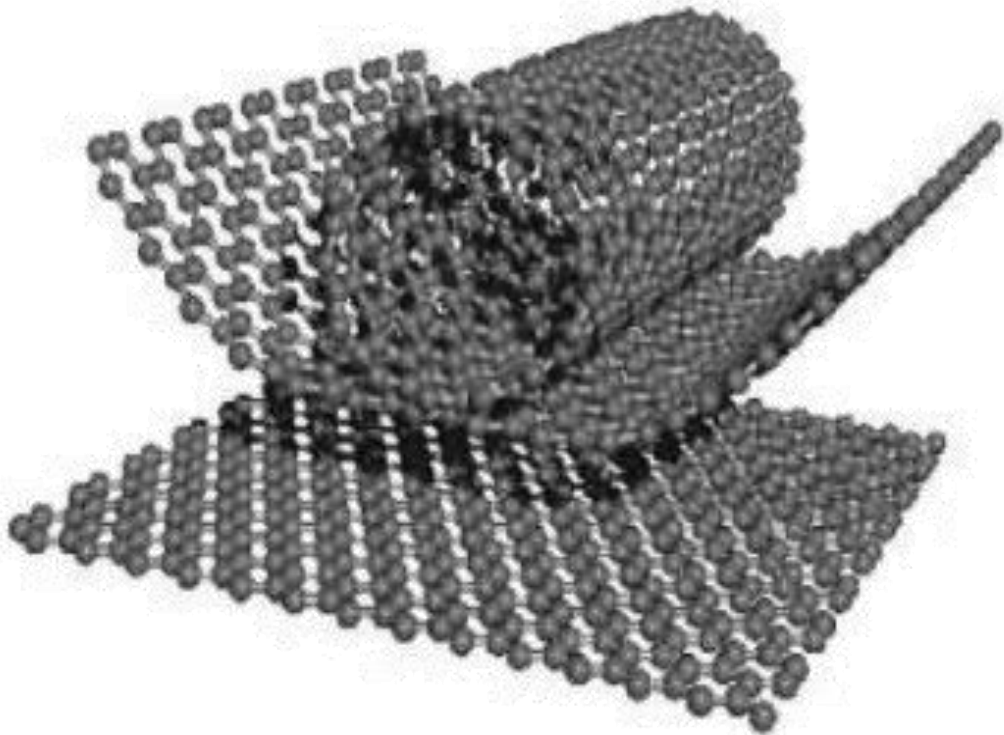
Le second chapitre présentera les différents types de matrices existants ainsi leur classification et propriétés. Plus particulièrement on s'intéressera aux nano-composite à matrice polymère et à renforts de (NTC). Ensuite, nous traitons particulièrement la dispersion des renforts dans la matrice polymère et la production mondiale des nano-composites à base (polymère / NTC).

Dans le troisième chapitre, nous présenterons la problématique de notre travail, en présentant la configuration géométrique d'une plaque en sandwich renforcée par un nanotube de carbone avec un développement détaillé afin de déterminer la formulation mathématique.

Le dernier chapitre sera consacré aux résultats et discussions du présent modèle, les résultats numériques obtenus au cours de ce travail analytique concernant la vibration libre et la flexion des plaques sandwichs renforcées par des nanotubes de carbone avec deux distribution (UD et FG) dans les peaux et l'âme sur la base de la théorie de déformation du premier ordre (FSDT).

Enfin, une conclusion rappellera les résultats les plus marquants de ce travail et proposera des perspectives envisagées pour des futurs travaux.

***CHAPITRE I : GÉNÉRALITÉ SUR
LES NANO-CHARGES OU NANO-
RENFORTS***



I.1 Introduction :

Les nanotechnologies reposent sur la connaissance et la maîtrise de l'infiniment petit. Elles constituent un champ de recherche et de développement multidisciplinaire impliquant la fabrication de nouveaux matériaux et de nouveaux dispositifs à partir d'outils ou de techniques permettant de structurer la matière au niveau atomique, moléculaire ou supramoléculaire. Les échelles caractéristiques des nanotechnologies vont de 1 à 100 nanomètres. L'unité de référence du monde des nanotechnologies est donc le nanomètre (nm). Le préfixe nano vient du grec *nannos* qui signifie nain. Un nanomètre est une unité de mesure qui équivaut à un milliardième de mètre ($1 \text{ nm} = 10^{-9} \text{ m}$). Un nanomètre correspond environ à la taille de 4 atomes de silicium mis côte à côte, à 1/100 de la largeur d'une molécule d'ADN, à 1/50 000 de l'épaisseur d'un cheveu humain ou encore à 1/500 000 de l'épaisseur du trait d'un stylo à bille.

Les nanotechnologies conduisent donc à l'élaboration de matériaux dont les propriétés fondamentales (chimiques, physiques, thermiques, optiques, biologiques, mécaniques, magnétiques, etc.) peuvent être modifiées : il convient de les considérer comme de nouvelles substances chimiques. Par exemple, l'or est totalement inactif à l'échelle micrométrique alors qu'il devient un excellent catalyseur lorsqu'il prend des dimensions nanométriques. Toutes les grandes familles de matériaux sont concernées : les carbones, les polymères, les céramiques, les diélectriques, les oxydes magnétiques, les métaux, etc.

Les nanomatériaux sont des matériaux composés ou constitués pour tout ou partie de nano-objets qui leur confèrent des propriétés améliorées ou spécifiques de la dimension nanométrique. Les nano-renforts sont dispersés dans une matrice polymère sous forme de poudres ou nano-fibres, destinées à modifier de manière sensible les propriétés mécaniques, électriques ou thermiques, d'améliorer l'aspect de surface, et éventuellement, à diminuer le prix de revient du produit final. Elles varient beaucoup selon leur prix, leur composition et leurs caractéristiques physiques et chimiques.

I.2 Les nano charges :

Une nano-charge est un renfort qui possède au moins une dimension de l'ordre nanométrique. Parmi les plus connues on cite : les nanotubes de Carbone, le fullerène, les nano-argiles ou encore les poudres métalliques. Tous ces éléments (nano-charges) représentent les ingrédients clefs des matériaux du futur. Ils permettent même sous de faibles taux de charges d'améliorer les propriétés des résines et peut se présenter sous forme de particules ou de nano-fibres [KACIA 2012].

I.2.1 Classification des nano-charges ou nano-renforts :

L'incorporation d'une charge au sein d'une matrice permet d'agir sur plusieurs propriétés du matériau composite formé [ABDOULAY.S 2008] :

- propriétés physico-chimiques (résistances aux produits acido-basiques...),
- propriétés mécaniques (résistances aux chocs, à la compression, aux cisaillements...),
- propriétés électriques (amélioration de la conductivité ou de la résistance)
- facilité de mise en œuvre,
- réduction du coût...

I.2.1.1 Classification selon leurs familles :

Les renforts sont répartis en trois familles qui sont [ABDOULAY.S 2008]:

I.2.1.1.1 Les charges organiques : ce sont des polymères qui peuvent apporter une bonne tenue mécanique.

I.2.1.1.2 Les charges minérales qui sont souvent utilisées comme additifs et permettent d'améliorer les propriétés mécaniques du composite tout en réduisant son prix de revient.

I.2.1.1.3 Les charges métalliques qui améliorent les propriétés électriques et thermiques du composite.

I.2.1.2 Classification des nano-charges selon leur géométrie :

Les nano charges sont des particules ayant au moins une de leurs dimensions inférieures à 100 nm, elles peuvent être classées en trois catégories en fonction de leur géométrie (Figure I.1)

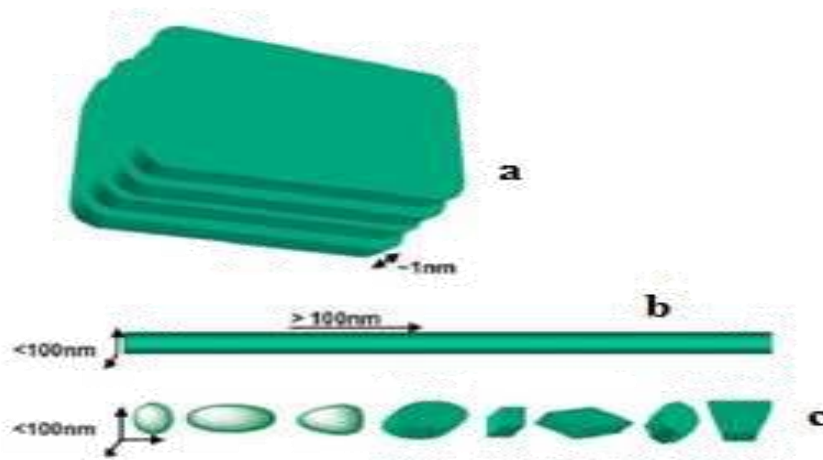


Figure I.1 : Les trois catégories de nano-charges : (a) une dimension, (b) deux dimensions et (c) trois dimensions [HUA.H 2010].

I.2.1.2.1 Nano-charges à une dimension nanométrique (plaques/lamelles/feuillet) (Figure. I.1a):

Dans ce cas, une des dimensions est de l'ordre du nanomètre; ces charges se présentent sous forme de plan d'épaisseur de l'ordre du nanomètre, de dimensions latérales allant de quelques dizaines à plusieurs centaines de nanomètres et d'un facteur de forme (longueur/largeur) au moins égal à 25. Ces charges lamellaires peuvent être aussi bien des argiles naturelles (montmorillonite) ou synthétiques (laponite) que des phosphates de métaux de transition (phosphate de zirconium).

Les argiles sont généralement utilisées à des taux inférieurs à 10% en masse en raison de l'augmentation importante de la viscosité avec le taux de la charge élevé [LASMIS 2014].

I.2.1.2.2 Nano-charges à deux dimensions nanométriques (nanotubes et nano-fibres) (Figure. I.1b) :

Les deux dimensions sont de l'ordre du nanomètre et le troisième est très largement plus grand, formant ainsi une structure fibrillaire telle que celle des nanotubes de carbone ou des whiskers de cellulose. De tels renforts conduisent à des matériaux ayant des propriétés exceptionnelles en particulier en matière de rigidité [ABDELLI.F 2008]

I.2.1.2.3 Nano-charges à trois dimensions nanométriques (nanoparticules sphériques) (Figure. I.1c) :

Les trois dimensions des nano-charges sont de l'ordre du nanomètre. Il s'agit de nanoparticules iso dimensionnelles (nanoparticules sphériques telles que la silice). [Hua.H 2010] Pour améliorer les propriétés mécaniques et barrière, des nano-charges fortement anisotropes sont préférées (structures lamellaires). Par contre, une structure fibrillaire favorisera plutôt la rigidité. Du fait de leur très petite taille, certaines nano-charges sphériques augmentent la rigidité du composite tout en conservant la transparence de la matrice. [Friederich.B 2011]

I.2.1.3 Classification selon leurs aspects:

On peut également les classer selon leurs aspects. On distingue ainsi [ABDOULAY.S 2008] :

I.2.1.3.1 Les charges particulières renforçantes :

Dont certaines peuvent permettre de modifier la masse volumique du composite, ses propriétés électriques, mécaniques et physico- chimiques. Elles sont généralement de petites tailles et peuvent être sphériques, en paillettes, ...

I.2.1.3.2 Les charges particulières inertes qui, de par leur faible coût, réduisent le prix du composite. Ce sont essentiellement des minéraux comme le carbonate de calcium, la

craie, la silice ou le kaolin. Ce type de charge peut éventuellement augmenter la dureté et la résistance à la rupture du composite,

I.2.1.3.3 Les fibres qui peuvent être minérales (verre, carbone, céramique) ou organiques : et conférer au composite un module de Young, une résistance à la rupture ou une conductivité électrique élevés.

I.3 Le carbone :

Élément chimique non métallique, le carbone est l'un des éléments les plus abondants dans la nature. Essentiel à la vie, on le retrouve à l'état naturel dans de nombreux composés chimiques (hydrocarbures, carbonates, molécules organiques ...) ainsi que sous trois formes allotropiques cristallines : le graphite, fullerènes et le diamant.

I.3.1 Structure électronique :

Le carbone possédant six électrons adopte une configuration électronique à l'état fondamental $1s^2 2s^2 2p^2$. Il possède quatre électrons sur sa couche de valence, ce qui lui permet de former quatre liaisons covalentes, dont des liaisons de type (première liaison avec un atome) ou de type (seconde ou troisième liaison). Les liaisons de type sont toujours accompagnées d'une liaison de type. Le recouvrement des fonctions électroniques dans une liaison est plus faible. Ces liaisons sont donc moins « solides ».

I.3.2 Formes du carbone :

Le diamant et le graphite sont les deux formes allotropiques les plus répandues du carbone, elles diffèrent par leur aspect et leurs propriétés. Cette différence est due à leur structure.

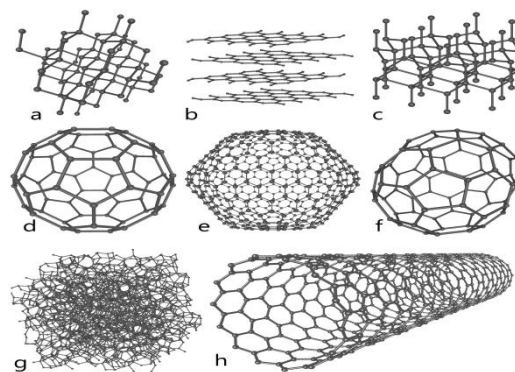


Figure I.2 : Formes allotropiques du carbone

Huit formes allotropiques du carbone. (a) diamant, (b) graphite, (c) lonsdaléite, (d) C_{60} (e) C_{540} (f) C_{70} (g) carbone amorphe (h) nanotube. Nous distinguons trois formes allotropiques du carbone : le graphite, le diamant et les fullerènes.

I.3.2.1 Le graphite :

Est la forme la plus abondante et la plus stable à température et à pression ambiante. Sa structure est constituée de feuillets hexagonaux non compacts, nommés graphènes, séparés d'environ 0,34 nm le long de la direction de leur normale. Dans chaque feuillet, les atomes de carbone sont fortement liés par des liaisons covalentes de type sp^2 , tandis que les liaisons entre les feuillets sont faibles, de type Van der Waals, ce qui explique le clivage et la faible dureté. La figure (I.3) est une représentation de la structure atomique du graphite [RIZK.S 2009].

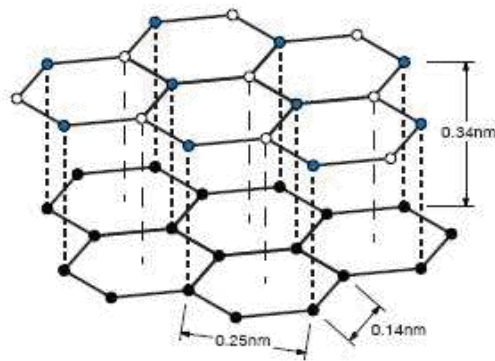


Figure I.3 : Représentation de la structure atomique du graphite

I.3.2.2 Le diamant :

Possède une structure cubique à faces centrées avec la moitié des sites tétraédriques occupés (Figure I.4). Chaque atome est lié à quatre autres atomes de carbone par des liaisons hybridées sp^3 formant ainsi des tétraèdres réguliers. Ainsi, contrairement au cas du graphite, tous les électrons de valence sont impliqués dans les liaisons covalentes. C'est cette structure rigide qui fait du diamant le minéral naturel le plus dur qui soit [GARRIDO.E 2012].

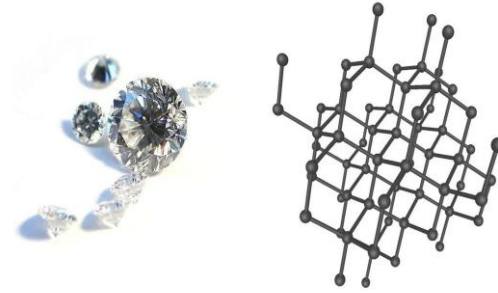


Figure I.4 : la structure du diamant

I.3.2.3 Les fullerènes :

Un fullerène est une molécule composée de carbone pouvant prendre une forme sphérique, ellipsoïdale, d'un tube (appelé nanotube) ou d'un anneau. Les fullerènes sont similaires au graphite, et sont composés de feuilles d'anneaux hexagonaux liés, mais contenant des anneaux pentagonaux et parfois heptagonaux, ce qui empêche la feuille d'être plate. Le premier fullerène découvert, le C₆₀ est composé de 12 pentagones et de 20 hexagones, chaque sommet correspondant à un atome de carbone et chaque côté à une liaison covalente. Il a une structure identique au dôme géodésique. Pour cette raison, il est appelé « buckminsterfullerène », en l'honneur de Buckminster Fuller qui a conçu le dôme géodésique, ou « footballène » [RIZK.S 2009].

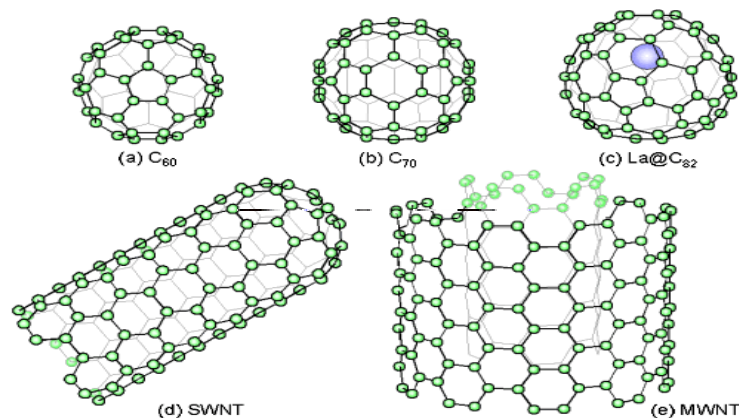


Figure I.5 : Représentation schématique des différentes formes allotropiques du carbone. (a)

structure d'un ballon de football C₆₀ (b) C₇₀ (c) La@C₈₂ constitue la présence d'un métal dans la cage de carbone (d) nanotube de carbone mono-feuillet (e) nanotube de carbone multi-feuillets

I.4 Nanotube de carbone :

Les nanotubes de carbone sont une forme allotropique du carbone appartenant à la famille des fullerènes [David R 2009]. Ils sont composés d'un ou plusieurs feuillets d'atomes de carbone enroulés sur eux-mêmes formant un tube. Le tube peut être fermé ou non à ses extrémités par une demi-sphère. On distingue les nanotubes de carbone simple-feuillet (SWNT ou SWCNT, pour Single-Walled (Carbon) Nanotubes) et multi-feuillets (MWNT ou MWCNT, pour Multi-Walled (Carbon) Nanotubes). L'étude des conditions de synthèse des fullerènes C₆₀ par Iijima en 1991 conduit à la découverte des nanotubes de carbone définis comme un enroulement de feuilles de graphène sur elles-mêmes (*Figure I.6*). Un nanotube mono-feuillet (SWNT) consiste en l'enroulement d'une seule feuille de graphène.

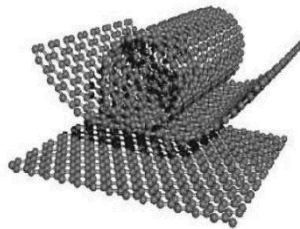


Figure I.6 : Enroulement d'une feuille de graphène

La conductivité électrique, conductivité thermique et résistance mécanique des nanotubes de carbone sont remarquablement élevées dans leur sens longitudinal. Ils font partie des produits issus des nanotechnologies actuellement utilisés et commercialisés dans différents domaines [AUBRY.C 2009].

I.4.1 Découverte des nanotubes de carbone :

La première observation réelle de nanotubes semble dater de 1952, année où Radushkevich et Lukyanovich ont publié des images claires de tubes de carbone d'environ cinquante nanomètres de diamètre dans le Journal of Physical Chemistry [CHUNG.L 2002] (soviétique). Cette découverte ne s'est pas répandue, l'article étant publié en russe, les scientifiques de l'ouest n'ayant plus à cause de la guerre froide un accès que restreint aux publications de l'Académie des sciences d'URSS car elles n'étaient plus traduites en anglais [SOLYOM.J 2007].

Comme on l'a dit, des nanotubes de carbone furent produits bien avant cette date, mais c'est l'invention du microscope électronique en transmission qui rendra possible la visualisation directe de ces structures.

Les nanotubes de carbone furent donc produits et observés sous différentes conditions, bien avant 1991. Un article d'Oberlin, Endo et Koyama publié en 1976 montre clairement des fibres de carbone creuses (hollow carbon fibres) de taille nanométrique, obtenues à partir de méthodes CVD [SCIFINDERS 2009].

En 1981, un groupe de scientifiques soviétiques publia les résultats de la caractérisation chimique et structurelle de nanoparticules de carbone produites par dismutation thermocatalytique de monoxyde de carbone. En utilisant des images MET et aux rayons X, les auteurs suggérèrent que leurs « cristaux tubulaires multi-couche de carbone » étaient formés par enroulement de couches de graphène en cylindres. De plus, ils supposèrent que durant cet enroulement, plusieurs dispositions du réseau hexagonal du graphène étaient possibles. Ils envisagèrent deux possibilités : une disposition circulaire (nanotubes de type « fauteuil ») et une disposition en spirale (nanotubes chiraux) [Étymol. et Hist 1787].

En 1993, Sumio Iijima et Donald S. Bethune d'IBM en Californie réussissent indépendamment à synthétiser des nanotubes monofeuillets [Louis-Bernard 1932]. Si Iijima obtient ses nanotubes monofeuillets en phase gazeuse, Bethune utilise quant à lui une technique de covaporisation de carbone et de cobalt.

I.4.2 Structure des nanotubes de carbone :

Il existe deux types de nanotubes de carbone :

- les nanotubes de carbone mono-feuillets, (en anglais single-walled carbon nanotubes, SWNT ou SWCNT) ;
- les nanotubes de carbone multi-feuillets, (multi-walled carbon nanotubes, MWNT ou MWCNT).

On parle aussi de nanotubes de carbone double-feuillets (double-walled carbon nanotubes, DWNT ou DWCNT) aux propriétés à mi-chemin entre les deux types précédents.

Un SWNT non supporté a un diamètre compris entre 0,44 et 6 nanomètres pour une longueur variable, pouvant aller jusqu'à plusieurs micromètres [Ferchault.R 1722].

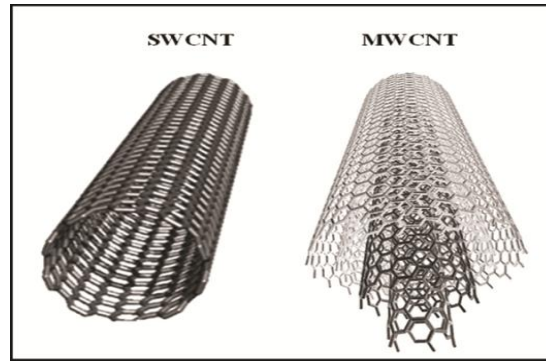


Figure I.7 : Diagrammes schématiques d'un nanotube de carbone à paroi unique (SWCNT) et d'un nanotube de carbone à parois multiples (MWCNT)

I.4.2.1 Nanotubes de carbones mono-feuillets (SWNT, single-walled nanotubes) :

La structure d'un nanotube de carbone mono-feuillet peut être représentée par un feuillet de graphène enroulé sur lui-même et fermé ou non à ses deux extrémités par une demi-sphère. La façon dont le feuillet de graphène est replié sur lui-même définit un paramètre, appelé chiralité, qui fixe la structure du nanotube. La chiralité permet de caractériser les différents types de nanotubes existants.

I.4.2.1.1 Enroulement des nanotubes de carbone :

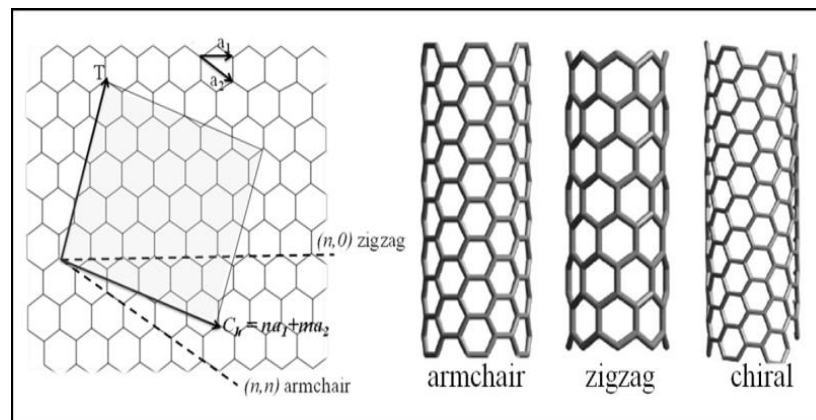


Figure I.8 : Une feuille de graphène laminée montrant la formation de différents types de nanotube de carbone à paroi simple

Structure de type nid d'abeille du graphène. Soient a_1 et a_2 deux vecteurs directeurs du système cristallin. On définit m et n , deux entiers, tels que le vecteur de chiralité C_h , axe selon lequel s'enroule le nanotube, soit $C_h = n a_1 + m a_2$.

Le nanotube mono-feuillet peut être modélisé par l'enroulement d'une feuille de graphène sur elle-même. Cette feuille de graphène présente une structure de type nid d'abeille, dont on peut donner deux vecteurs directeurs, a_1 et a_2 . On définit ensuite le vecteur de

chiralité, C_h , axe selon lequel le graphène s'enroule pour former le nanotube. Ce vecteur peut donc être décomposé en deux composantes, selon les vecteurs a_1 et a_2 . Soient m et n les scalaires tels que $C_h = n a_1 + m a_2$.

Selon la valeur de ces deux scalaires, trois types d'enroulements, donc trois types de nanotubes peuvent être décrits :

- si $m = 0$, le nanotube a une structure de type « zig-zag » ;
- si $m = n$, le nanotube a une structure de type « chaise ou armchair » ;
- dans tous les autres cas, le nanotube est « chiral ».

Ces différences de chiralité donneront aux nanotubes de carbone des propriétés différentes. Notamment, en ce qui concerne les propriétés électriques. Un nanotube de carbone de type « chaise » possède un comportement électrique métallique par exemple. D'autres chiralités ont des comportements semi-conducteurs [BECQUREL 1865].

I.4.2.1.2 Extrémités des nanotubes de carbone :

On obtient ainsi un tube ouvert à ses deux extrémités, il reste donc à le fermer. Pour cela il faut introduire des défauts de courbure dans le plan de graphène, il s'agit ici de pentagones.

Ces pentagones introduisent une courbure de 112° dans le feuillet et les lois mathématiques d'Euler montrent qu'il faut un minimum de douze pentagones pour fermer le feuillet (soit six pentagones à chaque extrémité du tube). Les études montrent que la molécule de C_{60} contient justement douze pentagones et vingt hexagones : il s'agit donc du plus petit fullerène possible. Cependant, alors qu'une distribution théorique régulière de ces pentagones donne une forme hémisphérique, on observe le plus souvent une pointe de forme conique.

I.4.2.2 Nanotubes de carbone multi-feuillets (MWNT, multi-walled nanotubes) :

Les MWNT correspondent à un agencement de plusieurs nanotubes disposés de manière concentrique. Le nanotube central détermine le diamètre interne du MWNT puis les nanotubes successifs s'arrangent les uns sur les autres, le dernier nanotube représentant le diamètre externe. Un MWNT à deux parois sera souvent différencié des autres MWNT par son appellation DWNT (double walled).

Dans un MWNT, les feuillets de graphite interagissent par les interactions de Van der Waals (Kelly, 1981). La distance inter-feuillets est légèrement supérieure à la distance entre deux plans de graphite ($d_{002} = 0,341$ nm [DESCH.C 1935]). Cet espace inter-feuillets croît légèrement à mesure que le diamètre du tube diminue via une combinaison de l'effet de

courbure et des interactions de Van der Waals pour atteindre 0,36 nm pour les plus petits diamètres [ENDO.M 1997]. Le diamètre en question peut varier jusqu'à plusieurs dizaines de nanomètres. La longueur moyenne des tubes est de l'ordre du micromètre et peut cependant atteindre la centaine de micromètres, ce qui leur procure alors un facteur de forme (rapport longueur/diamètre) exceptionnellement grand (de 100 à 100 000). Ces paramètres dépendent fortement des conditions de synthèse des nanotubes.

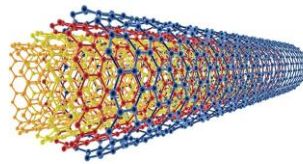


Figure I.9 : Nanotubes de carbone multi-feuillets (MWNT)

I.4.2.2.1 Défauts des nanotubes de carbone :

Il faut aussi avoir conscience que les nanotubes de carbone ne sont pas des structures parfaites. Les parois peuvent contenir des défauts structuraux développés au cours de la synthèse. Par exemple la Figure I.10 fait apparaître à la place des hexagones des paires heptagone-pentagone appelées défaut « Stone-Wales », des défauts d'hybridation sp^3 ou encore des lacunes dans la structure atomique. Ces défauts de structure ainsi que les extrémités des CNT sous tension sont des zones plus réactives pouvant être facilement fonctionnalisés ou oxydés, lors de l'étape de purification par exemple.

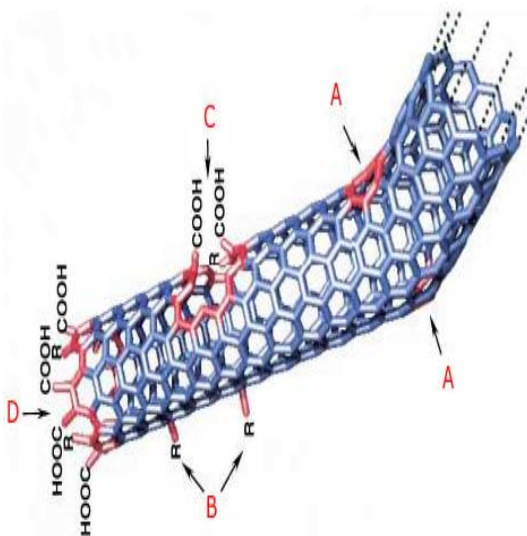


Figure I.10. Défauts usuels des SWNT.
 A : Cycles à 5 ou 7 carbones dans la structure conduisant à un coude. B : site hybridé sp^3 (R = H ou OH). C : Endommagement par des conditions oxydantes laissant un trou dans la structure et des fonctions acides.

D : Ouverture d'un SWNT à une extrémité et terminée par des fonctions acides. En plus des terminaisons $-COOH$, des terminaisons $-NO_2$, $-OH$, $-H$ et $C=O$ sont possibles. [BAENERJEE.S 2005]

I.4.3 Propriétés des nanotubes de carbone :

Les nanotubes de carbone suscitent un énorme intérêt dans le monde de la recherche autant fondamentale qu'appliquée car leurs propriétés sont exceptionnelles à bien des égards. D'un point de vue mécanique, ils présentent à la fois une excellente rigidité (mesurée par le module de Young), comparable à celle de l'acier, tout en étant extrêmement légers. Des points de vue électrique et optique, les nanotubes mono-feuillets ont la particularité tout à fait exceptionnelle de pouvoir être soit métalliques soit semi-conducteurs en fonction de leur géométrie (angle d'enroulement de la feuille de graphène).

Ces propriétés extraordinaires sont cependant à modérer car ces objets de taille nanométrique ne sont jamais utilisés seuls mais dispersés dans une matrice hôte. Le composite ainsi formé verra ses propriétés mécaniques, électriques, thermiques, etc., changer en fonction du taux d'incorporation et de la qualité de la dispersion. Par exemple, une matrice polymère diélectrique verra sa conductivité électrique augmenter à la suite de l'ajout de nanotube de carbone si le seuil de percolation électrique est dépassé. L'intérêt majeur du nanotube de carbone est son très haut facteur de forme (ratio diamètre sur longueur). Cette forme particulière permet de changer les propriétés d'une matrice hôte avec des taux infimes de nanoparticules. Le taux de nanotubes de carbone dans un composite final dépasse rarement le pourcent massique.

I.4.3.1 Propriétés mécaniques :

Les nanotubes de carbone présentent des propriétés mécaniques étonnantes grâce aux liaisons covalentes C-C qui sont à la base de leur structure. Pour pouvoir exploiter les nanotubes dans des applications il est nécessaire d'étudier leurs différents comportements mécaniques tels que les réponses élastiques et inélastiques ou leurs résistances à la traction et à la fracture. Le comportement élastique a été étudié par Treacy en analysant l'amplitude des vibrations intrinsèques d'un nanotube SWNT dans un microscope électronique à transmission. Les résultats montrent que le module de Young est de l'ordre de 1,05 TPa. Le groupe de recherche de Wong a déterminé le module de Young de divers MWNT en utilisant un microscope à force atomique (AFM) et en mesurant leurs mouvements latéraux au passage du cantilever. La valeur obtenue de 1,26 Tpa, est légèrement supérieure à celle des SWNT et bien plus élevée que celle des fibres de carbone (230 GPa). De plus, il faut observer que la résistance à la traction pour les deux types de nanotubes est de l'ordre de 150 GPa, largement plus élevée que celle d'autres matériaux « classiques » tels que les fibres de carbone, l'acier, le bois ou les résines époxydes. Ces deux caractéristiques, ajoutées au fait

que les nanotubes de carbone présentent des densités très faibles (densité réelle de 1,9 pour un des échantillons de MWNT), font des CNT d'excellents candidats pour un emploi dans les composites structuraux [CORRIAS.M 2005].

I.4.3.2 Propriétés électriques :

Les propriétés électriques des nanotubes de carbone dépendent directement de leur chiralité. Seuls les nanotubes dits « chaise » sont conducteurs, tous les autres sont semi-conducteurs. Les différentes études réalisées sur les nanotubes de carbone montrent que les tubes armchair sont conducteurs électriques (type métallique). Il en est de même pour les tubes zigzag pour lesquels l'indice n est un multiple de 3. Plus généralement tous les tubes pour lesquels $(m+2n)/3$ prend une valeur entière sont des conducteurs de type métallique (il s'agit en fait de semi-conducteurs avec un très faible gap). Si cette formule ne donne pas un entier alors le nanotube de carbone est semi-conducteur [DRESSELHAUS 1996]

I.4.3.3 Propriétés chimiques :

Les nanotubes sont des structures creuses, que l'on peut remplir avec d'autres composés chimiques, ce qui en fait des récipients clos à l'échelle nanométrique.

Les nanotubes de carbone sont relativement peu réactifs et une modification chimique de leur surface fait souvent appel à des espèces fortement réactives (oxydants forts, réducteurs forts, espèces radicalaires par exemple). C'est pourquoi une chimie de greffage de nanotubes basée sur des interactions non covalentes s'est fortement développée ces dernières années (adsorption de tensioactifs, enroulement de polymères, d'ADN, adsorption de pyrènes, etc.) [HIRSCH.H 2002].

I.4.3.4 Propriétés physiques :

Lorsque l'on souhaite associer les nanotubes de carbone à un polymère afin de réaliser des nano-composites, il est important d'évaluer le potentiel d'interaction et d'affinité entre matrice polymère et NTC. Un bon mouillage des nanotubes par le polymère (sous la forme liquide) est constaté dans la mesure où l'énergie de surface du composé organique (prépolymère dans le cas de matrices thermodurcissables et polymère fondu dans le cas de matrices thermoplastiques) est inférieure à celle de la surface à mouiller (ici les parois externes des nanotubes). L'évaluation de l'énergie de surface de polymères a été réalisée dans différents travaux pour des valeurs allant de 15 et 50 mJ/m² [FAN 1995]. Barber et al (2004)

ont mesuré une énergie de surface de 28 mJ/m² pour des nanotubes de carbone présentant un diamètre de 20 nm

I.4.3.5 Propriétés optiques :

Le matériau le plus noir jamais conçu par l'homme est un tapis de nanotubes disposés verticalement, réalisé par des chercheurs de l'université Rice autour du professeur Pulickel Ajayan ; avec un indice de réflexion de 0,045 %, il est trente fois plus sombre que le carbone, ce qui lui permet d'absorber 99,955 % de la lumière qu'il reçoit. Les nanotubes de carbone présentent des propriétés de limitation optique dans une très large gamme de longueurs d'onde (du visible au proche infra-rouge). Des densités optiques égales voire supérieures à celles d'autres bons limiteurs optiques (C 60 ou noir de carbone) ont été obtenues avec des SWNT en suspension dans des solutions aqueuses [VIVIEN et al, 1999]. Ce type de dispersion s'avère donc être un excellent système de limitation optique à bande large. Il faut noter que ce phénomène peut aussi s'observer dans un film polymère [SUN et al, 1998].

I.4.4 Synthèse des nanotubes de carbone :

Il existe plusieurs procédés de synthèse. On peut citer deux grandes familles : les synthèses à haute température, et les synthèses à moyenne température, ou CVD (Chemical Vapor Deposition).

I.4.4.1 Méthodes à haute température :

C'est la méthode préférentielle pour obtenir des nanotubes monofeuillets. Sous des conditions de température et de pression élevées, on fait évaporer du carbone (du graphite, le plus souvent) dans une atmosphère de gaz rare, en général de l'hélium ou de l'argon.

I.4.4.1.1 Ablation par arc électrique :

L'arc électrique est historiquement la première méthode qui a permis la synthèse des NTC. Le principe consiste à appliquer entre deux électrodes de graphite séparées d'environ 1 mm une différence de potentiel de l'ordre de la vingtaine de volts [Ebbesen 1992].

La méthode historique utilisée par Sumio Iijima établit en fait un arc électrique entre deux électrodes de graphite. La méthode de l'arc électrique pour la synthèse des nanotubes, ont utilisé des anodes légèrement trouées pour les remplir de mélange métalliques en poudre purs (Fe, Ni ou Co) et du graphite. Les électrodes ont été vaporisées avec un courant de 95-105A sous 100-500 torrs He. De grandes quantités de SWNT étaient produites par cette

technique, [JOURNET.C 1997]. L'arc a été produit entre deux électrodes en graphite dans un réacteur sous l'atmosphère d'hélium (660 mbar).

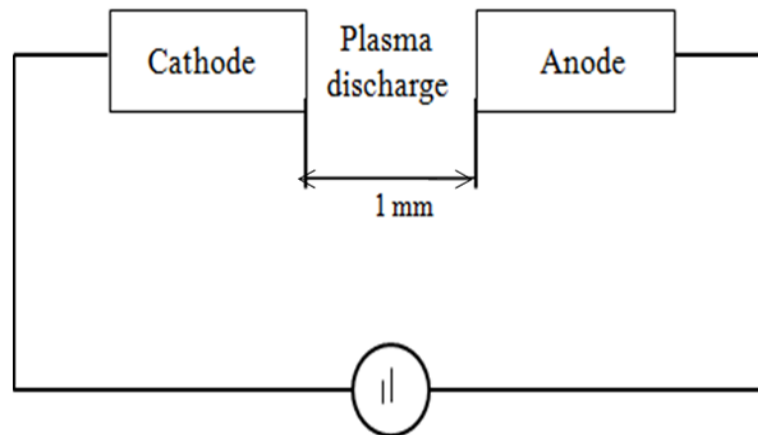


Figure I.11 : Configuration de décharge d'arc de plasma

I.4.4.1.2 Ablation par laser :

L'ablation laser est basée -comme l'arc électrique- sur la sublimation du graphite. La méthode présentée en 1995 par Guo *et al.* [GUO. T 1995], consiste à focaliser le faisceau d'un laser pulsé sur une cible de graphite placée dans un four à 1200°C. Des agrégats de quelques atomes sont ainsi expulsés de la cible. Un flux de gaz inerte permet d'évacuer les produits de synthèse vers un collecteur, refroidi par un circuit d'eau [GOHIER.A 2007].

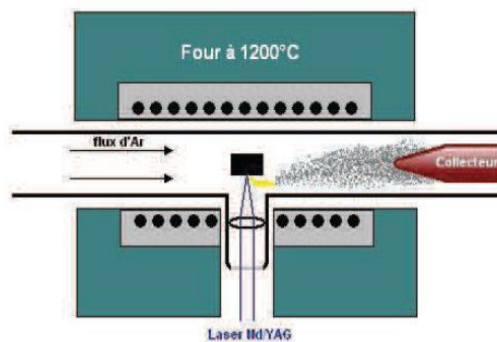


Figure I.12 : Configuration d'ablation laser

I.4.4.1.3 Possibilités et limites des procédés dits « haute température » :

Les procédés dits « haute température » sont restés jusqu'en 1996 les seuls moyens de production de SWNT. L'arc électrique et l'ablation laser permettent de synthétiser de très grandes quantités de SWNT de manière très sélective. De par sa simplicité de mise en œuvre,

l'arc électrique est d'ailleurs une des méthodes les plus efficaces pour la production de masse. Dans les deux procédés « haute température », les SWNT obtenus sont assemblés en fagots et possèdent un diamètre souvent autour de 1,4 nm. De nombreuses études ont été menées pour définir les paramètres pouvant influencer leur diamètre. C'est en jouant sur la nature du catalyseur, en utilisant des alliages contenant notamment du soufre ou des métaux lourds, que les résultats les plus significatifs sont obtenus. D'autres paramètres de synthèse nature du gaz, puissance du laser peuvent être aussi ajustés pour influencer le diamètre des SWNT. Il est ainsi possible de déplacer les distributions en diamètre des SWNT (mais non de contrôler finement la chiralité des SWNT). L'arc électrique est une technique précurseur dans de nombreux domaines de synthèse concernant les nanotubes. C'est par exemple la méthode qui a permis pour la première fois la synthèse de manière très sélective de nanotubes double-feuillet (DWNT). C'est encore cette méthode qui a présenté les premiers nanotubes multi-feuillet dopés (azote/bore). La synthèse de SWNT dopés est elle aussi possible par ce moyen. Malgré les nombreuses possibilités et réussites exposées ci-dessus, il existe un handicap majeur commun aux techniques dites « haute température ». En effet, l'utilisation de nanotubes produits par ces méthodes nécessite des phases de purification, de dispersion et de nano-manipulation. Pour ces raisons, les procédés par dépôt chimique en phase vapeur apparaissent beaucoup plus appropriés en vu de leur intégration comme composant actifs dans les nano-dispositifs [THESS1996].

I.4.4.2 Procédés à température modérée :

Si les premières études sur la croissance de nanotubes de carbone se sont focalisées dans un premier temps sur les méthodes à « haute température », les méthodes par dépôt chimique en phase vapeur (CVD) se sont révélées être extrêmement prometteuses. En effet, elles semblent prêtes à relever les différents défis existants dans le domaine de la synthèse et semblent par conséquent plus adaptées pour concrétiser les espoirs portés sur les nanotubes dans le domaine applicatif.

I.4.4.2.1 Méthode par dépôt chimique en phase vapeur (CVD) :

Le dépôt chimique en phase vapeur en présence de catalyseur (C-CVD) consiste en la de composition catalytique de précurseurs carbonés (hydrocarbures par exemple) sur des particules catalytiques, a base de métaux de transition (Co, Fe, Ni) et de taille nanométrique, a des températures variant entre 800 et 1200°C. Ce procédé conduit a l'obtention de SWNTs et MWNTs. Selon les catalyseurs employés, il est toutefois possible de ne produire qu'un seul

des deux types de nanotubes. En adaptant les catalyseurs, il est également possible de contrôler le nombre de parois et d'obtenir des nanotubes doubles ou triples parois [FLAHAUT.E 2003]. Bien que les nanotubes ainsi produits contiennent des défauts structuraux qui provoquent une ondulation longitudinale plus ou moins prononcée, cette méthode présente l'avantage de produire de très longs nanotubes de carbone. Un autre avantage notable du procédé CVD réside dans la possibilité d'un apport continu en source de carbone, ce qui autorise des productions de nanotubes à grande échelle. C'est d'ailleurs ce procédé qui est utilisé par les principaux producteurs industriels. Une des variantes du procédé de synthèse par dépôt chimique en phase vapeur est le procédé HiPCO [HAFINER.J 1998] (High Pressure CO (carbon monoxide)), il consiste à décomposer un précurseur carbonyle [$\text{Fe}(\text{CO})_5$] dans un flux de monoxyde de carbone à des pressions pouvant atteindre 10atm et des températures comprises entre 800 et 1200°C. En se décomposant, le précurseur forme des particules de fer à partir desquelles des faisceaux de SWNTs croissent. Cette méthode présente l'avantage de produire des nanotubes exempts d'impuretés carbonées et où les particules catalytiques (fer) peuvent être relativement facilement éliminées par traitement acide [CHIANG.I 2001], mais reste difficile à mettre en œuvre à grande échelle.

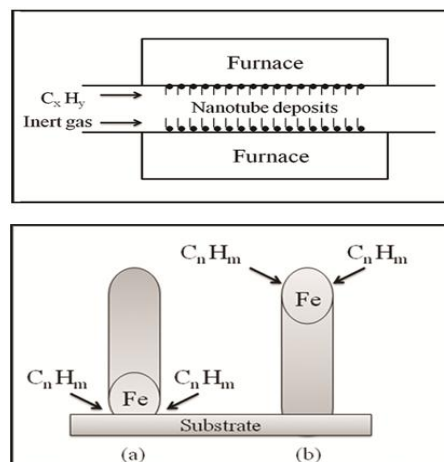


Figure I.13 : Installation de dépôt chimique en phase vapeur; (a) mode de base et le mode de croissance b. Modes de croissance pour le mode de croissance CVD de pointe

I.4.4.2.2 La PECVD – une méthode CVD particulière :

la PECVD repose sur le même principe catalytique que la CVD, elle n'en reste pas moins une méthode singulière. Deux aspects principaux la différencient et lui confèrent ses particularités et de son originalité : la présence d'électrons libres dans la phase gazeuse qui

favorise une chimie différente de celle présente en CVD. Le champ électrique au niveau du porte-substrat (imposé ou résiduel), qui influence la croissance des NTC.

I.4.5 Les méthodes de purification du nanotube de carbone :

Les NTC synthétisés par les techniques décrites dans le paragraphe précédent contiennent des impuretés diverses, notamment des formes carbonées (du carbone amorphe, des fibres de carbone, des fullerènes...) et des catalyseurs métalliques résiduels. Le taux d'impuretés est d'autant plus élevé que le diamètre des NTC produits est faible [HOU. P-X 2008]. Les méthodes de purification des NTC peuvent être classées dans trois catégories : méthodes chimiques, méthodes physiques et une combinaison des deux méthodes.

I.4.5.1 Les méthodes chimiques de purification :

Les formes carbonées généralement contenues dans les NTC s'oxydent plus facilement que les NTC eux mêmes, notamment le carbone amorphe et le fullerène. Ceci est dû à la présence de liaisons pendantes et à des défauts dans leurs structures. En utilisant le principe d'une oxydation sélective, plusieurs techniques d'oxydation ont été développées : l'oxydation en phase vapeur, l'oxydation en phase liquide et l'oxydation électrochimique. L'oxydation en phase vapeur se fait normalement dans une gamme de température allant de 225 à 760°C sous atmosphère oxydante. Les oxydants en phase vapeur les plus utilisés sont : l'air, un mélange de Cl₂, H₂O et HCl, un mélange de Ar, O₂ et H₂O, un mélange de O₂, SF₆ et C₂H₂F₄. L'oxydation en phase vapeur est une méthode simple qui permet d'extraire en plus du carbone amorphe, une partie des catalyseurs métalliques et des particules de graphite. L'oxydation en phase liquide permet d'éliminer préférentiellement les catalyseurs métalliques présents après la synthèse. Le plus souvent, elle est réalisée grâce à l'acide nitrique qui permet, par exemple, de réduire en 4 heures à reflux, le taux de 1 % massique. H₂O₂ est également utilisé pour la purification des NTC, mais le problème de cet oxydant est sa faible capacité à éliminer les catalyseurs métalliques. Pour cette raison il est souvent utilisé en combinaison avec un traitement à l'acide chlorhydrique. Le problème de cette méthode de purification est l'élimination de MnO₂ qui résulte de la réaction. Enfin, on peut utiliser un mélange H₂SO₄/HNO₃ qui permet d'obtenir des NTC plus courts avec des fonctions carboxyliques aux extrémités. En conclusion, l'oxydation en phase liquide permet une meilleure élimination des impuretés que l'oxydation en phase vapeur et également la fonctionnalisation des NTC, ce qui augmente l'activité chimique des nanotubes et favorise leur dispersion [SEMAAN.C 2002].

I.4.5.2 Méthodes physiques de purification :

Les méthodes physiques de purification présentent l'avantage de préserver la structure intrinsèque des NTC, ce qui est important pour profiter des propriétés notamment électriques de ces derniers. Différentes techniques ont été utilisées comme la filtration, la centrifugation et la séparation par FFF (field-flow fractionation).

La séparation par filtration est basée sur la différence d'aspect de forme et de solubilité entre les NTC, les carbones amorphes, les fullerènes et les particules métalliques. Les particules de petites tailles ainsi que les particules solubles sont récupérées dans le filtrat tandis que les NTC (présentant un grand aspect de forme) demeurent dans le résidu. La séparation par FFF permet le triage des particules en fonction de leurs dimensions. Cette technique permet ainsi de séparer les NTC suivant leur taille. Elle peut s'appliquer sur une large quantité de produit. Cette technique permet ainsi d'obtenir des NTC bien définis qui peuvent être utilisés dans des applications précises telles que la nanoélectronique. Le problème des méthodes physiques est la dispersion préalable en solution des NTC, qui requiert l'ajout d'un agent dispersant ou d'un traitement acide afin de fonctionnaliser les NTC avant la purification [CHUN.J 2008].

I.4.5.3 Purification a plusieurs étapes :

Comme indiqué dans les paragraphes précédents une technique seule ne permet pas de retirer toutes les impuretés. Plusieurs techniques chimiques et physiques sont donc souvent combinées afin d'obtenir des NTC purs avec un rendement élevé. Bandow et al ont purifié les SWCNT en combinant la microfiltration [BANDOW.S 1997] avec une oxydation en phase gazeuse (sous air). La microfiltration permet ainsi de retirer les particules solubles ainsi que les fullerènes puis, le traitement à 450°C sous air permet d'éliminer les particules métalliques. Les NTC obtenus sont purs à plus de 90 %. Le point clé dans une purification à plusieurs étapes est de savoir bien choisir les différentes techniques pour l'application finale désirée.

I.4.6 Applications des nanotubes de carbone :

I.4.6.1 Application au Génie Civil :

Les nanotubes de carbone sont censés avoir une rigidité et une résistance axiale élevées grâce à leur liaison carbone-carbone sp^2 . L'application pratique des nanotubes nécessite l'étude de la réponse élastique, du comportement élastique, du flambement, du rendement la force à la rupture. Les nanotubes sont les fibres plus rigides connues, avec un module de

Young de 1,4 Pa. Par effet de comparaison, le module de Young de l'acier est de 210 GPa (1 GPa=Pa) et du Kevlar est de l'ordre de 112 GPa. L'autre paramètre important est la contrainte de rupture qui est la valeur maximale de contrainte que le matériau tient avant de se déformer ou de rompre. Alors que l'acier et le Kevlar possèdent des valeurs respectives de l'ordre de 400 Mpa et 3000 Mpa, (1 Mpa=10Pa) la contrainte de rupture des graphènes est de l'ordre de 1300000 MPa et celle des nanotubes de carbone peut varier de 11000 MPa à 63000 MPa selon le type, leur chiralité et le nombre de couches. On s'aperçoit que les nanotubes de carbones sont des structures extrêmement résistantes. Les propriétés physiques présentées précédemment confèrent au nanotube de carbone une résistance aux contraintes au moins cent fois supérieur que l'acier. Dans le Génie Civil, on pourrait donc imaginer des structures comme des bâtiments ou encore des grattes ciel en nanotube de carbone. Ces bâtiments pourraient être résistants aux séismes, être beaucoup plus grands, ce qui rentrerait dans l'enjeu des protections de l'environnement : réduire l'impact de l'Homme sur les sols, et donc les paysages. De plus, le bâtiment pourrait être beaucoup plus léger, en raison de la faible densité comparé aux autres matériaux couramment utilisés dans le Génie Civil. Cette même propriété pourrait donner naissance un jour à des ponts, moins coteux, plus grands, préservés par les incroyables propriétés du nanotube de carbone [Fonseca.A 2011].

Certains scientifiques, dès la découverte du nanotube de carbone et le graphène, ont rêvé d'un ascenseur entre la Terre et la Lune. D'autres aspects nous semblent cependant plus intéressants : des villes entières restent à bâtir, comme en Afrique, ou en Inde.

Le manque de pierre dans certaine partie du monde ont empêché le développement de structures résistantes. L'acheminement de graphène vers ces terres, dans lesquelles les populations souffrent dans des bidonvilles. Il faudra construire sur des superficies limitées afin de ne pas agrandir les zones urbaines et de détruire les écosystèmes voisins. Alors le graphène nous permet de rêver des des bâtiments, d'une surface au sol de 400 m² mais d'une hauteur de plusieurs milliers de mètres de haut. Des bâtiments solides, moins coûteux et utiles à l'homme, car il ne faut pas perdre de vu l'objectif du génie civil: suivre les progrès de l'humanité et en assurer le confort dans ses villes, ses déplacements, ses foyers [FONSECA.A 2011].

I.4.6.2 Autre application :

Grâce à leurs propriétés physiques, les nanotubes de carbone sont susceptibles à l'avenir d'être utilisés dans de nombreux domaines, notamment :

- dans les vêtements : possibilité de faire des vêtements (normaux) plus résistants et imperméables ou dans la confection de gilets pare-balles. Il serait également possible de créer des vêtements autonettoyants ;
- dans le polyéthylène : des chercheurs ont découvert qu'en mettant des nanotubes dans du polyéthylène, celui-ci devenait jusqu'à 30 % plus élastique ;
- dans certains équipements sportifs pour remplacer la fibre de carbone (raquettes de tennis, vélos, kayaks, etc.) ;
- dans le stockage de l'hydrogène (par absorption), notamment dans le cadre des piles à combustible ; mais cette propriété est controversée [David.L 2004];
- dans le domaine militaire, particulièrement pour la construction de canon électrique ;
- ou encore dans un domaine qui relève actuellement de la science-fiction, la construction d'un ascenseur spatial.

Il s'agit ici d'exploiter la cavité protectrice que forme le nanotube de carbone :

- réservoirs à hydrogène (contenant ce dernier à l'état gazeux ou sous forme d'hydrure métallique), de façon à stocker celui-ci de façon plus efficace qu'actuellement (en bouteille) ;
- le 19 mai 2006, des chercheurs de l'université de Berkeley et de Livermore, en Californie, ont trouvé une nouvelle application pour les nanotubes : ils pourraient servir à séparer différents gaz ou liquides. En effet, ces chercheurs ont démontré que les molécules passaient bien plus facilement à travers ces tubes que dans d'autres pores de taille équivalente.

I.4.7 Toxicité des nanotubes de carbone :

De par leurs dimensions nanométriques, les NTC présentent un risque potentiel pour la santé. Lors de tests utilisant des conditions d'exposition extrêmes, des effets similaires à ceux de l'amiante ont été observés, tels que des réactions d'inflammations pulmonaires [DONAIDSON.K 2006]. Ces effets étant fortement dépendants de la nature des tubes (longueur, nombre de parois, voie de synthèse...), les études de toxicologie s'avèrent très complexes à mettre en œuvre. Le problème rencontré avec les NTC, mais également avec toutes les autres nanoparticules, réside dans leur très grande surface spécifique. En effet, ce paramètre va être responsable d'une augmentation de la réactivité du matériau, et donc de sa toxicité. Des effets de toxicité cellulaire ont également été observés [MONTEIRO.R 2005].

Toutefois, les méthodes de préparation, de purification, de dispersion, le type de catalyseur utilisé, les protocoles d'exposition et de très nombreux autres paramètres ayant une influence sur la réaction de l'organisme à l'exposition aux NTC, il est très difficile de conclure quant à leur réel danger pour la santé. Notons également que quelques effets positifs, tel que des propriétés antibactériennes, ont pu être observés [FLORENT.S 2011].

I.4.8 État actuel de la technologie et les producteurs sur le marché :

En juin 2005, des chercheurs du Nanotech Institute de l'université de Dallas (Texas, États-Unis) et de la Commonwealth Scientific and Industrial Research Organisation (Csiro, Australie), sous la houlette de Mei Zhang, ont publié un article dans la revue Science indiquant qu'ils avaient mis au point une méthode permettant de produire un à sept mètres par minute de nanotubes de quelques centimètres de long et quelques dizaines de nanomètres d'épaisseur. Ce processus devrait permettre de faire tomber la principale barrière à la mise en application de cette matière, qui pourra participer à l'émergence rapide de nouveaux produits finis.

Au mois d'avril 2007, des chercheurs de l'université de Cincinnati aux États-Unis ont annoncé avoir synthétisé des nanotubes de près de 2 cm de long, soit 900 000 fois leur section. Les chercheurs Vesselin Shanov et Mark Schulz, assistés du post-doctorant Yun Yeo Heung et de quelques étudiants, ont utilisé la méthode de la déposition chimique de couches minces de leur matériau par vapeur, dans un fourneau appelé « EasyTube 3000 ». Selon ces chercheurs, ce n'est qu'un début.

Au mois de juin 2013, des chercheurs de l'université de Tsinghua à Beijing en Chine ont annoncé avoir synthétisé des nanotubes de 55 cm. Les chercheurs ont utilisé la méthode de déposition chimique en phase vapeur. Les nanotubes synthétisés par ces chercheurs sont constitués d'un à trois feuillets et leur structure est prétendument parfaite [RUFAN.Z 2013].

L'américain Hyperion Catalysis produit des nanotubes de carbones multi-feuillets vendus uniquement en pré-mélanges dans des résines thermoplastiques à une teneur voisine de (15 à 20%). Il ne divulgue pas ses capacités de production mais évoque plusieurs tonnes par an. Il vient de commercialiser des fluors polymères et des élastomères dans sa gamme très axée sur les propriétés de conductivité. En 2004, Thomas Swan (*Grande-Bretagne*) a lancé la production de nanotubes mono et multi-feuillets pour des applications variées (composites, papier, stockage d'énergie, etc.). Fin 2005, Bayer (*Allemagne*) a franchi le stade commercial avec le lancement des Baytubes (nanotubes multi-feuillets). Sa capacité de production est

voisine de 30 tonnes par an et devait doubler d'ici la fin de l'année 2007. Raymor (*Canada*) s'est, quant à lui, spécialisé dans la production de nanotubes mono feuillet avec une capacité de production d'environ 4 tonnes par an. Celle-ci devait tripler au cours de l'année 2007 et deux unités Supplémentaires devraient être opérationnelles en 2008. Avec sa nouvelle unité de production d'une capacité de 10 tonnes par an inaugurée début 2006, le groupe chimique français Arkema s'engage également dans la fabrication de nanotubes de carbones multi-feuillets à l'échelle industrielle. Il a pour objectif de se doter d'un pilote de production avec une capacité de 200 tonnes par an courant 2009 et de passer en 2015 à une étape d'industrialisation de masse. Sa gamme de produits comprend également deux pré-composites directement vendus sous forme de granulés (*nanotubes multi-feuillets mélangés à un polymère*). Les autres acteurs sont principalement des petites entreprises essaimées de laboratoires universitaires telles que Nanocyl (*Belgique*), créée en 2002, qui produit environ 30 tonnes de nanotubes multi-feuillets par an [Zidour.M 2012].

D'ici 2025, la taille du marché mondial des nanotubes de carbone devrait atteindre 2,86 milliards USD. La demande croissante de revêtements et de composites dans les plastiques, la construction, les marchés de l'énergie, l'aérospatiale et les métaux devrait stimuler l'industrie mondiale des nanotubes de carbone au cours des prochaines années. Le secteur de l'énergie devrait être prometteur pour les fabricants de nanotubes de carbone, les électrodes à base de nanotubes de carbone sont dix fois plus fines et offrent une conductivité presque 100 fois supérieure par rapport aux électrodes en carbone amorphe. La demande croissante de batteries lithium-ion à conductivité plus élevée dans les véhicules électriques devrait ouvrir de nouvelles voies pour la croissance du marché des nanotubes de carbone au cours des prochaines années.

La taille du marché mondial de l'industrie de l'aérospatiale et de la défense était supérieure à 2 000 milliards de dollars en 2017.

L'Asie-Pacifique représentait plus de 45% de la part de marché mondiale des nanotubes de carbone en 2017. La croissance de l'industrie automobile et de la construction en Inde, en Chine, au Japon et en Corée du Sud devrait offrir une opportunité lucrative aux fabricants de CNT au cours des prochaines années. Le développement économique croissant, l'augmentation du pouvoir d'achat et la forte pénétration de l'électronique grand public en Asie-Pacifique devraient accroître l'adoption des nanotubes de carbone au cours de la période projetée.

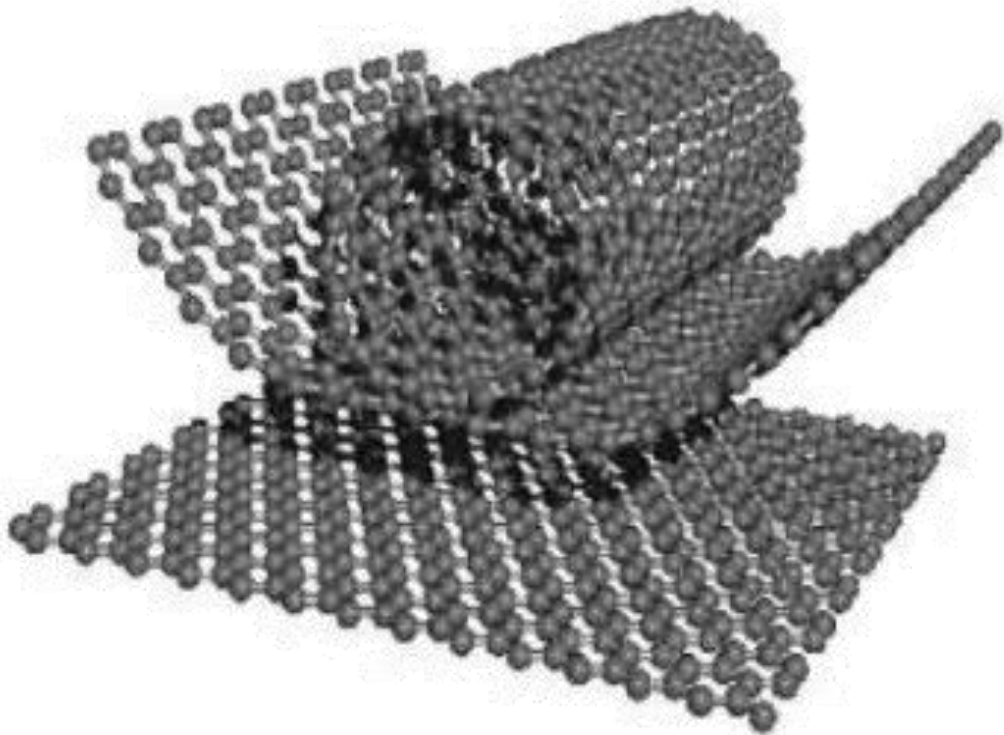
Nanocyl SA, SHOWA DENKO KK, Cnano Technology, Aray International Group Limited, Arkema, Carbon Solutions, Inc., CNT Co., Ltd., Cheap Tubes, OCSiAl, Hanwha Chemical Corporation, Nano-C et Continental Carbon Company sont des fabricants clés opérant sur le marché mondial des nanotubes de carbone. Le marché mondial des nanotubes de carbone est fortement consolidé par nature, les principaux fabricants représentant plus de 60% de la part de marché globale en 2017. En outre, un grand nombre de petits fabricants opèrent en Inde, en Chine et au Brésil.

Les fabricants opérant dans cette industrie adoptent des fusions et acquisitions, l'expansion des installations et de nouvelles stratégies de développement de produits pour renforcer leur réseau de distribution et gagner des parts de marché. Par exemple, en 2019, SABIC, une société de fabrication basée en Arabie spécialisée dans les produits chimiques, les engrais, la pétrochimie et les polymères industriels, a acquis Black Diamond Structures, une société spécialisée dans la production de nanotubes de carbone. L'ajout d'un portefeuille de produits BDS tels que MOLECULAR REBAR dans les activités de spécialité de SABIC devrait ouvrir de nouvelles voies au-delà de l'industrie du stockage d'énergie. De plus, en février 2017, LG Chem a commencé à exploiter une nouvelle usine de nanotubes de carbone en Corée du Sud d'une capacité de production annuelle de 400 tonnes [RYAN .J 2020].

I.5 Conclusion :

Ce premier chapitre, est consacré à une présentation générale sur les nano-charges, les carbones et les nanotubes de carbone. Nous commencerons par décrire la définition et la nature des nano-charges ensuite on s'intéresse sur l'histoire de carbone ainsi que leur formation puis nous exposons leur structure électronique et Les formes traditionnelles tel que le graphite, le diamant et le fullerène. En second lieu nous nous focalisons sur les nanotubes de carbone et leur découverte puis nous montons leur structure. Après avoir présenté leurs propriétés mécaniques, thermiques, optiques et électroniques, nous transmettrons les procédés de synthèse les plus répandus tel que la méthode d'ablation laser, l'arc électrique, dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HiPCo), en nous attachant à exposer les avantages et les inconvénients de chacun d'entre eux. Enfin on met en évidence l'état actuel de technologie et le travail des certaines chercheurs sur les nanotubes de carbone. Dans notre cas, nous allons utiliser les CNTs comme renforts dans une matrice polymère. On parlera donc de nano-composites à base de nanotube de carbone.

*CHAPITRE II : LES NANO-
COMPOSITES À BASE DE (CNTs
ET POLYMÈRE)*



II.1 Introduction :

Un nano composite est un matériau solide multi phase dont une des phases a au moins une dimension inférieure à 100 nanomètres [Ajayan.P 2003]. Un nano composite est généralement la combinaison d'une matrice massive avec une phase de renfort nanométrique.

Les propriétés mécaniques des nano composites sont différentes de celles des matériaux composites traditionnels à cause d'un rapport surface/volume élevé du renfort, et de son facteur de forme important. Le renfort peut être sous forme de particules (minéraux), de feuillets (argiles exfoliées) ou de fibres (nanotubes de carbone). L'interface matrice-renfort présente une grande surface qui est typiquement un ordre de grandeur plus grand que celle dans le cas d'un matériau composite traditionnel. Cette interface implique qu'une faible quantité de renfort nanométrique peut avoir un effet observable sur les propriétés macroscopiques du composite. Par exemple, l'ajout de nanotubes de carbone améliore les conductivités électrique et thermique d'un matériau composite.

Dans le présent chapitre, nous discuterons brièvement des polymères et de leurs propriétés, des différentes méthodes de fabrication des nano-composites polymères et de leurs propriétés mécaniques, électriques et thermiques.

II.2 Généralités sur les polymères :

Les polymères sont des matériaux à macromolécules résultant de l'assemblage de molécules élémentaires appelées monomères. Les chaînes obtenues par la répétition de ces monomères atteignent souvent des tailles et des masses molaires très importantes, typiquement supérieures à $10\,000\text{ g}\cdot\text{mol}^{-1}$. Les polymères sont dans l'ensemble peu denses, compte tenu de leur origine organique et par suite de la présence d'éléments constitutifs légers (Carbone, Oxygène, Hydrogène, Azote). La liaison covalente des carbones est forte (438 kJ/mol) par conséquent, les polymères possèdent une élasticité élevée dans le sens de la chaîne macromoléculaire [CAILLERE.S 1982].

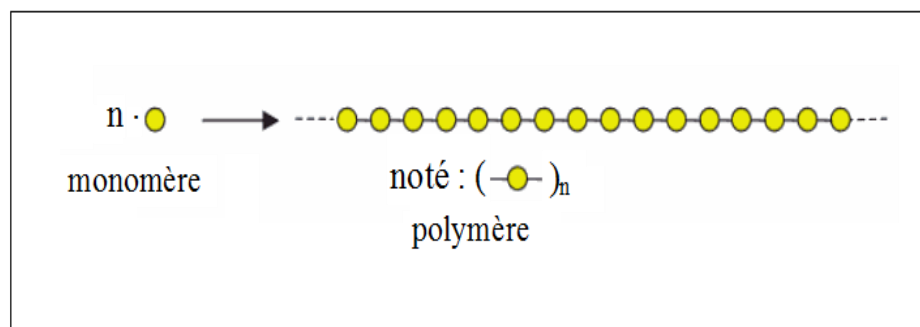
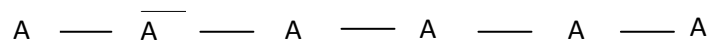


Figure II.1 : Modèle schématique de la synthèse d'un polymère [CERCLÉ.C 2009]

La lettre **n** est appelée « **degré de polymérisation** » ou « **indice de polymérisation** ».

II.2.1 Structure des polymères :

Un polymère est une macromolécule obtenue par la répétition d'une unité constitutive, encore appelée unité de répétition ou monomère, comportant un groupe d'atomes. Les monomères sont liés par des liaisons covalentes. Un polymère peut être schématisé par l'enchaînement covalent suivant, dénommé chaîne macromoléculaire:



Où-A-représente l'unité constitutive.

Les polymères qui sont obtenus par la répétition d'une même unité constitutive sont appelés homopolymères. Par opposition, les copolymères sont des chaînes comportant plus d'un type d'unité de répétition. Un monomère comporte au moins un groupe fonctionnel (voir tableau II.1) qui contient un ou plusieurs sites réactifs capables de former une liaison chimique avec un autre monomère. L'ordre de grandeur des masses molaires de la plupart des polymères linéaires produits industriellement est de ~10⁵ g.mol⁻¹.

Tableau II.1 : Principaux groupes fonctionnels intervenant en chimie macromoléculaire

Groupes	Structures	Fonctionnalité
Groupe vinyle	$\begin{array}{c} \text{H} \quad \diagdown \\ \quad \quad \text{C} = \text{C} \quad \diagup \\ \text{H} \quad \diagup \quad \quad \quad \diagdown \\ \quad \quad \quad \quad \quad \quad \quad \text{H} \end{array}$	2
Groupe hydroxyle	$\begin{array}{c} \text{H} \\ \\ \text{H} - \text{C} - \text{O} \quad \diagdown \\ \quad \quad \quad \\ \quad \quad \quad \text{H} \end{array}$	1
Groupe carbonyle	$\begin{array}{c} \text{H} \quad \diagdown \\ \quad \quad \text{C} = \text{O} \\ \text{H} \quad \diagup \end{array}$	2
Groupe Amine	$\begin{array}{c} \text{H} \\ \diagdown \\ \quad \quad \text{N} - \text{O} \\ \diagup \\ \text{H} \end{array}$	1 ou 2

La fonctionnalité d'un monomère désigne son nombre de sites réactifs qui est caractéristique très importante. Lorsqu'un monomère ou un ensemble de monomères possèdent une fonctionnalité moyenne inférieure à 2, il ne se forme que des composés de faibles masses moléculaires (appelés oligomères) non utilisables comme matériaux. Par contre, une fonctionnalité supérieure ou égale 2 permet une synthèse de polymères linéaire. Lorsque ces derniers sont solubles dans les solvants organiques, ils sont appelés matériaux thermoplastiques.

II.2.2 Classification des polymères :

Il existe plusieurs modes de classification des polymères qui peuvent être classés selon divers critères :

II.2.2.1 Selon leur nature chimique :

On distingue [ATMANI 2016] :

- a. Polymères minéraux ;
- b. Polymères organiques ;
- c. Polymères mixtes.

II.2.2.2 Selon leur origine :

Les polymères classés selon l'origine peuvent être [FONTANILLE.M 2010]:

II.2.2.2.1 Polymères naturels : ce sont des composés organiques formant la matière vivante, comme les protéines, les acides nucléiques, la cellulose, la chitine...etc.

II.2.2.2.2 Polymères artificielles : obtenus par modification chimique d'un polymère naturel, exemple: méthylcellulose.

II.2.2.2.3 Polymères synthétiques: ce sont les matières plastiques, les élastomères, les fibres, les adhésifs.

II.2.2.3 Selon leurs structures des chaînes (dimensionnalité) :

Les polymères peuvent encore être classés en trois catégories :

II.2.2.3.1 Celle des polymères linéaires (ou monodimensionnels) :

En plus des liaisons covalentes, les chaînes de monomères sont aussi reliées entre eux par des ponts hydrogènes ou des liaisons de Van der Waals. Ces liaisons secondaires assurent la stabilité du polymère et lui confèrent une certaine rigidité. Sous l'effet d'une température élevée le polymère acquiert le comportement d'un liquide visqueux, en parle alors d'une

température de transition vitreuse, qui marque le passage de l'état vitreux à l'état caoutchoutique. La figure (II.2) donne un exemple de polymères linéaires [WIESS.P 2010]. Il faut souligner que l'appellation « polymère linéaire » ne signifie pas que les groupes unitaires de la chaîne soient alignés, en effet, ils peuvent être : en zig-zag, en hélice simple ou double ou bien en pelote.

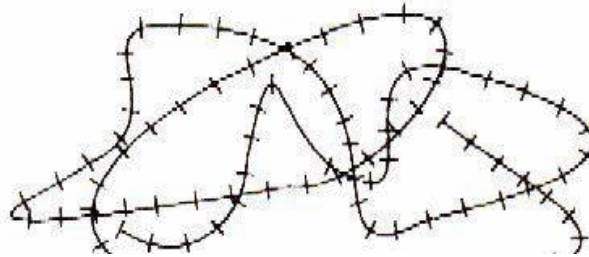


Figure II.2 : Représentation de la chaîne d'un polymère linéaire

II.2.2.3.2 Celle des polymères bidimensionnels :

Des chaînes homopolymériques ou copolymériques peuvent se greffer sur d'autres chaînes au cours de la polymérisation (figure II.3). Au-dessus de la température de transition vitreuse, ces matériaux présenteront un comportement visqueux plus marqué que les polymères linéaires [BENSAID.M 2015].

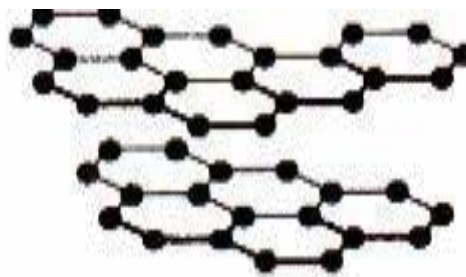


Figure II.3 : Représentation schématique d'un polymère Bidimensionnel, ici le Carbone graphite

II.2.2.3.3 Celle des polymères tridimensionnels :

La réticulation correspond à la formation de liaisons chimiques suivant les différentes directions de l'espace, au cours d'une polymérisation de polymères linéaires, qui conduit à la formation d'un réseau tridimensionnel [WIESS.P 2010] (voir figure II.4).

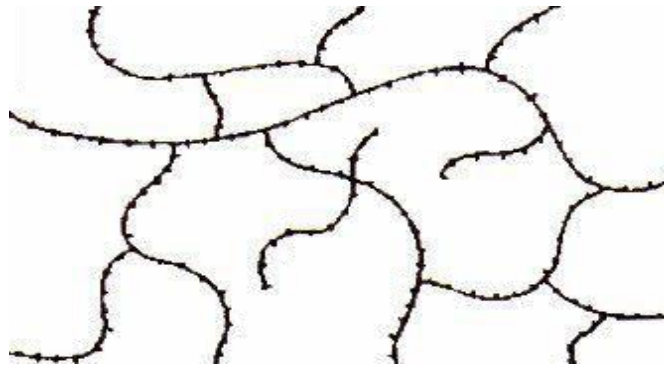


Figure II.4 : Représentation schématique d'un polymère tridimensionnel

II.2.2.4 Selon leur comportement thermique :

Les propriétés des polymères permettent des usages très variés. On peut ainsi les regrouper dans quatre familles :

II.2.2.4.1 Polymères thermoplastiques :

Ce sont des polymères linéaires, fusibles et soluble dans les solvants organiques et ils sont en générale recyclable, c'est-à-dire, ils permettent le chauffage et le refroidissement plusieurs fois lors du moulage des pièces [DUPEUX.M 2004].

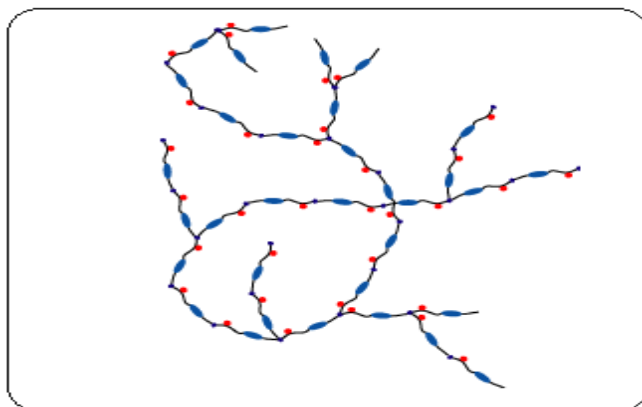


Figure II.5 : Représentation schématique d'un polymère thermoplastique

II.2.2.4.2 Les polymères thermodurcissables :

Ils durcissent au cours de la polymérisation lors de la montée en température en formant un réseau tridimensionnel de monomères liés par liaisons covalentes. La transformation est unique et donne lieu à une pièce définitive. Donc, il n'existe pour eux ni solvant, ni phase fondue. Les thermodurcissables ne sont pas recyclables et leur mise en forme est plus complexe [PARIS.C 2011].

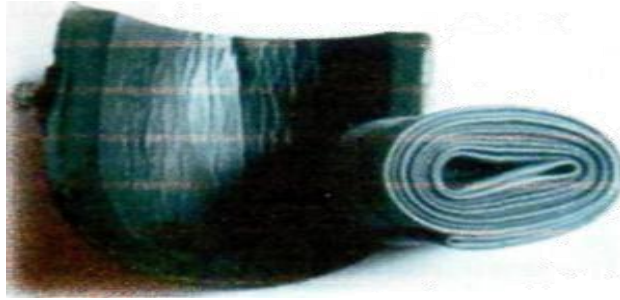


Figure II.6 : Thermodurcissable

II.2.2.4.3 Les élastomères :

Ce sont des polymères qui peuvent être étirés à au moins deux fois leur longueur d'origine et qui se rétractent à leur dimension initiale dès que cesse la force d'étirement et ce sans vulcanisation. Parmi les avantages des élastomères, il faut citer une excellente mise en œuvre, de bonnes propriétés mécaniques, un très faible échauffement interne et un très bon tenu eau froid [ARLIE.J.P1980].



Figure II.7 : Élastomères

II.2.2.4.4 Les polymères thermostables :

Ce sont des polymères qui conservent leurs propriétés quelques minutes à 600°C, quelques heures à 400°C, plus de 100 heures à 300°C et plus de 30000 heures à 220°C [PERRIN.R 1999]

II.2.2.5 Selon les usages technologiques :

On peut distinguer [BEHRENS.G 1995] :

- Les fibres synthétiques (nylon, tergal) ou naturelles (coton, soie) ;
- Les plastiques : ce sont les plastiques au sens large, regroupant les thermodurcissables et les thermoplastiques ;
- Elastomères : Doués de propriétés élastiques et / ou caoutchoutiques ;
- Caoutchoucs synthétiques : polymères du butadiène de l'isoprène chloroprène.
- Caoutchoucs naturels.

II.2.2.6 Selon l'importance économique :

Pour les polymères, comme pour tous produits industriels, il existe une corrélation entre le tonnage et le prix, ceci permet de distinguer trois grandes catégories de polymères commerciaux :

II.2.2.6.1 Les polymères de grande diffusion :

Dont le volume des ventes et de production est élevé et dont le prix est faible. Comme : PE, PP, PS, PVC [BEHRENS.G 1995] :

II.2.2.6.2 Les polymères à hautes performances :

Dont le volume des ventes est le plus faible et les prix les plus élevés.

II.2.2.6.3 Les polymères techniques :

Dont le volume et le prix sont intermédiaires entre les deux catégories précédentes, comme : polyamides, Polyéthylène.

II.2.3 Propriétés des polymères :

II.2.3.1 Les Propriétés physiques :

Les propriétés physiques des matériaux polymères sont une moyenne de celles des composants quand il s'agit de masse volumique ou de la reprise d'humidité. Pour le reste, ces matériaux sont souvent inhomogènes et il n'y a pas de règle d'addition pour prévoir les propriétés à partir de celles des composants [SAEEDI.M 2014]

Avant tout, rappelons qu'il existe une grande variété de matières plastiques, tout comme il existe un grand nombre d'alliages métalliques, une des caractéristiques physiques générales des polymères est :

II.2.3.1.1 La masse volumique :

La masse volumique des matières plastiques est peu élevée. La légèreté des polymères est sans aucun doute une des qualités qui a le plus largement contribué à leur diffusion.

En ce qui concerne le rapport (résistance à la traction / masse volumique), certains polymères sont en fait supérieurs bien à des matériaux métalliques [CARREGA.M 2009].

La faible masse volumique des plastiques est due au faible poids atomique des principaux atomes de leurs chaînes (principalement l'hydrogène et le carbone)

II.2.3.2 Les Propriétés thermiques :

La température de transition vitreuse "T_g" et la température de fusion "T_f" sont les deux températures fondamentales nécessaires dans l'étude des matériaux polymères.

La température de transition vitreuse est partiellement importante pour les polymères amorphes, notamment les thermoplastiques amorphes, pour lesquels, il n'existe aucune force de cohésion importante autre que l'enchevêtrement. Les températures caractéristiques d'un seul et même matériau peuvent alors être classées de la façon suivante :

Température de transition vitreuse < Température de cristallisation < Température de fusion < Température de décomposition thermique

Selon la température à laquelle il est soumis, un matériau polymère peut présenter des comportements mécaniques différents. Ceci peut se produire pour les thermoplastiques semi cristallins dans un domaine même étroit de la température [CARREGA.M 2009]

II.2.3.3 Applications des polymères :

Les polymères constituent une des principales révolutions techniques. Ceux-ci sont utilisés pour un nombre extraordinaires d'applications à tous les échelons de la vie (voir tableau II.2).

Tableau II.2 : Les domaines d'application des polymères

Domaines	Exemples
Le secteur de la construction	Les portes, conduites d'eau et l'assainissement, peinture des murs des planchers et des plafonds, revêtement du sol
Industrie de l'emballage	Bouteilles, pots de yaourt, boîtes aux lettres, problème thermique, gainage films vidéo
Médecine et santé	Poches de sang, gants, lentilles, verres de lunettes, les organes artificiels, Seringues, industrie dentaire, prothèses, outils de chirurgie
Articles ménagers	Tupperware, poubelles, seaux, vaisselle
Matériel électrique et électronique	Tension d'isolement, isolation, laveuses, ordinateurs et les caméras, Radio et télévision, téléphone.
Industrie textile	Système vitre claire, Tapie, carrosserie, optiques, planches de bord, habillage intérieur, Façades de téléviseurs, gainage de câbles.
Sports-loisirs	Certaines parties des bâtiments, des avions et des bateaux, DVD, bandes magnétiques, Files de pêche et les cordons utilisés, piscines, coques de bateaux.
Industrie chimique	Tuyauterie, cuves, revêtements
Le domaine alimentaire	Procédés de fabrication d'aliments, emballages (bouteilles, pots de yaourt, briques de lait, boîtes à œufs) ou industriel (flacons de détergent, sachets et sacs, casiers)...
Le matériel de maison	Meuble, vaisselle, accessoires... ; Utilisés en industrie pour maintenir le matériel d'une violente collision
Industrie automobile	Système vitre claire, Tapie, carrosserie, optiques, planches de bord, habillage intérieur, Façades de téléviseurs, gainage de câbles

II.3 Les matériaux composites :

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

Le rôle du renfort est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. La matrice assure quant à elle la cohésion entre les renforts de manière à répartir les sollicitations mécaniques. L'arrangement des fibres, leur orientation permettent de renforcer les propriétés mécaniques de la structure. Les pièces structurelles sont réalisées par empilement de nappes en optimisant les directions des renforts en fonction des charges qu'elles doivent subir. La nature de la résine ou du renfort est choisie fonction de l'application finale visée. Nous présentons les différents types de matrices et renforts classiquement employés dans l'industrie. Les propriétés mécaniques de l'interface entre fibres et matrice sont très importantes dans la réalisation d'une structure composite. En effet, il ne doit y avoir ni glissement ni séparation entre les différentes phases de la structure pour obtenir de bonnes caractéristiques mécaniques élastiques [LAURENT.G 2008].

II.3.1 Matrice :

Dans un grand nombre de cas, la matrice constituant le matériau composite est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation. Dans les applications où une tenue de la structure aux très hautes températures est requise, des matériaux composites à matrice métallique, céramique ou carbone sont utilisés. Dans le cas des matériaux en carbone des températures de 2200°C peuvent être atteintes. La classification des types de matrices couramment rencontrées est donnée sur la figure II.8 [LAURENT.G 2008].

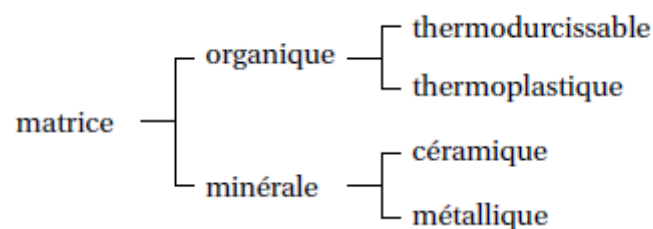


Figure II.8 : Types de matrice

II.4 Matériaux nano-composites :

Les matériaux composites sont formés d'une matrice contenant des hétérogénéités (avec une taille micron) qui sont beaucoup plus grand que les atomes mais suffisamment petites pour que ces matériaux soient homogènes à l'échelle macroscopique. Les nano-composites sont également composés d'une matrice et des charges. La différence par rapport aux matériaux composites classiques provient du fait qu'au moins une des charges a une dimension inférieure à 100 nm (on l'appelle la nano-charge). Cette nano-charge peut être monodimensionnelle (les nanotubes et les fibres de carbone), bidimensionnelle (argiles en feuillets et les nano-feuillets de graphène) ou encore tridimensionnelle (nano-sphères). Les nano-composites présentent plusieurs intérêts par rapport aux composites classiques. Un de ces intérêts réside dans la surface entre les nano-charges et la matrice [CIARLET.A 2004].

Pour un poids donné, les nanoparticules présentent une surface d'échange beaucoup plus importante que les particules de taille microscopique. Les nano-composites ont donc de meilleures propriétés en comparaison avec les composites classiques, comme par exemple une meilleure répartition des contraintes à l'intérieur de la matrice. Bien que l'ajout de charges microscopiques dans une matrice améliore quelques propriétés, cela se fait au détriment d'autres propriétés. Les nano-composites présentent souvent des propriétés similaires aux composites classiques mais pour des teneurs en charges jusqu'à 20 fois inférieures, limitant ainsi la dégradation des propriétés provoquée par l'ajout de charges macroscopiques.

On peut classer les nano-composites en deux grandes familles selon la nature de la matrice :

II.4.1 Nano-composites à matrice céramique :

La fabrication de ces matériaux se fait par frittage de différents oxydes et matériaux inorganiques ce qui consiste en un « compactage » de ces différents composants sous haute pression et quelques fois hautes températures [BRIAN.F 2004].

II.4.2 Nano-composites à matrice polymère :

La deuxième grande famille de nano-composites regroupe les matériaux à matrices polymères. On peut classer les nano-composites à matrice polymères en quatre sous-familles (ce sont les classes les plus importantes) selon le type de la nano-charge incorporée dans la matrice (Figure II.9) et leur intérêt scientifique [ALAMI.M 2015].

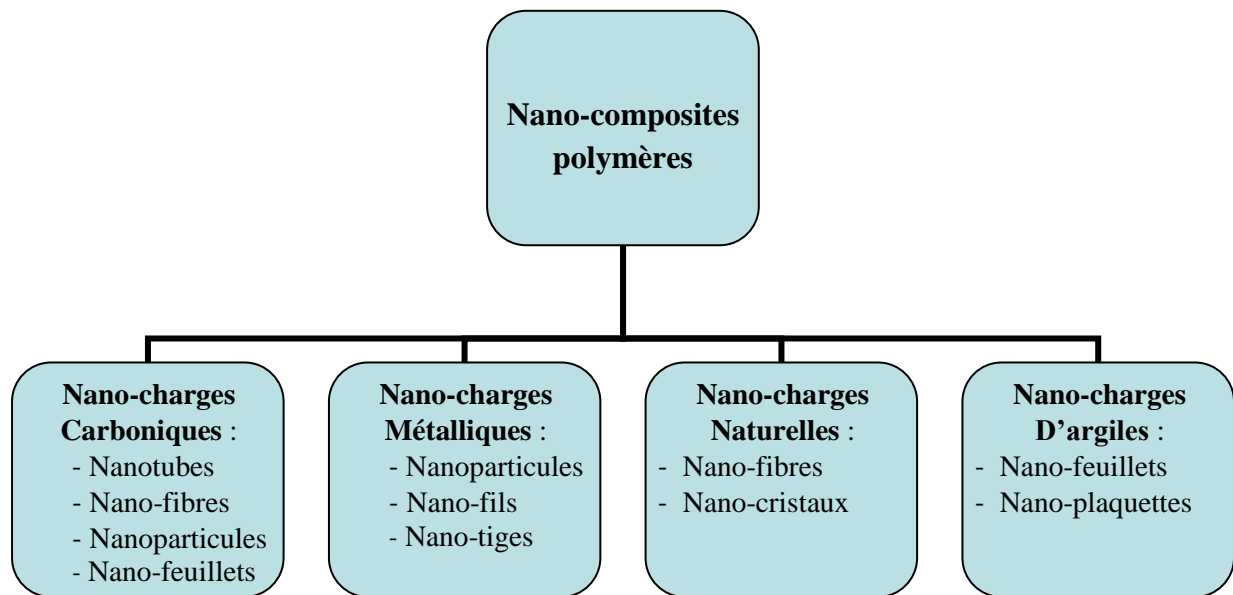


Figure II.9 : Classification des nano-composites polymères selon le type de la nano-charge renforçant

II.4.3 Nano-composite polymère/Nanotube de carbone :

Grâce à leurs excellentes propriétés électriques, thermiques et mécaniques, les NTC peuvent être utilisées comme agents de renforcement pour les nano-composites de hautes performances. Ajayan et al sont les premiers qui ont rapporté des nano-composites polymères en utilisant les NTC comme nano-charges. Puis, le nombre d'articles et de brevets dans les composites polymères contenant des NTC est en augmentation chaque année. Presque toutes les matrices polymères ont été utilisées pour ce type de matériaux composites, en incluant les thermoplastiques, les résines thermodurcissables, les polymères solubles dans l'eau, les polymères cristallins liquides. Les propriétés des composites polymères qui peuvent être améliorées grâce à la présence des nanotubes de carbone comprennent la résistance à la traction, le module de young, la ténacité, la température de transition vitreuse, la conductivité thermique, la conductivité électrique, la résistance au solvant, les propriétés optiques [EL ACHAY.M 2012], etc. Il est nécessaire de développer de procédés pour optimiser l'incorporation des nanotubes de carbone dans les matrices.

Pour y parvenir, quatre paramètres sont déterminants [LUCAS.A 2009] :

- Les propriétés structurales : le facteur de forme et la qualité (quantité de défauts et d'impuretés) ;
- L'état de dispersion au sein de la matrice ;
- Le degré d'alignement dans une direction donnée ;
- Les propriétés adhésives avec la matrice, pour optimiser le transfert de contrainte.

II.4.3.1 Préparation des Nano-composites :

Les choix du procédé de mise en œuvre sont primordiaux pour la fabrication des nano-composites car ils conditionnent la microstructure et ont une influence sur les propriétés physico-chimiques, mécaniques et autres. En effet chaque procédé fait intervenir des paramètres (température, temps de séchage, solvant, etc...) qui affectent la microstructure du nano-composite [GAIKWAD.S 2018]. Il existe dans la littérature trois (3) procédés (polymérisation *in situ*, voie fondue et mélange en solution) qui ont leurs avantages et inconvénients.

II.4.3.1.1 Polymérisation in situ :

Le premier procédé de fabrication est la polymérisation *in situ*. On trouve dans la littérature des données qui montrent son utilisation dès les années 1965 [MAPE.M 2003]. Il est divisé en plusieurs étapes. On ajoute dans un premier temps les renforts aux monomères dissouts dans un solvant. Les renforts sont dispersés dans la solution (solvant + monomères) par ultrasons ou par agitation mécanique. Après la phase de dispersion vient ensuite la polymérisation. A la fin du procédé, il ne reste plus qu'à extraire le monomère résiduel par dégazage sous vide par exemple. L'avantage de ce procédé est qu'il permet également d'obtenir une bonne dispersion des renforts grâce au fait qu'elles sont introduites dans le monomère fondu qui a une faible viscosité.

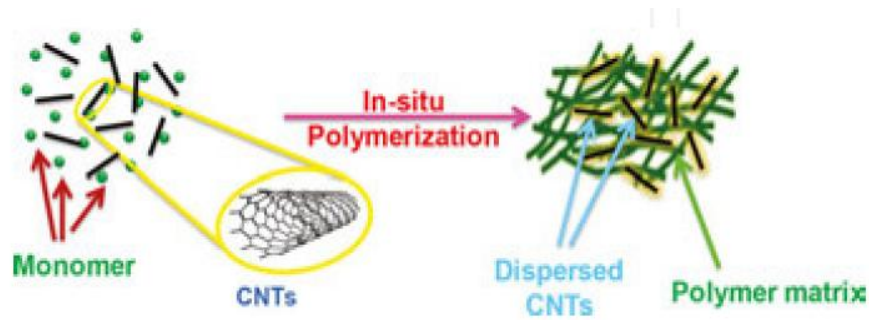


Figure II.10 : Représentation schématique du procédé polymérisation in situ

II.4.3.1.2 Voie fondue :

Le second procédé est celui par voie fondue. Ce procédé est facilement industrialisable car il permet une production en continue. La fabrication des nano-composites se fait par extrusion-injection. Ce procédé permet grâce à des températures et des efforts de cisaillement élevés de fondre le matériau. En plus, il est possible de maîtriser les efforts de cisaillement (notamment à l'aide d'extrudeuse bi-vis), les temps et les températures de mélanges. L'avantage de cette méthode est qu'elle permet de maîtriser les paramètres influençant la dispersion des charges dans la matrice. Son inconvénient est que l'état de dispersion qu'il permet d'obtenir est de l'ordre du micromètre [HU.G 2003], ce qui n'est pas adapté aux nano-composites. L'état de dispersion peut être amélioré en augmentant les efforts de cisaillement mais cela conduit à une dégradation de la matrice.

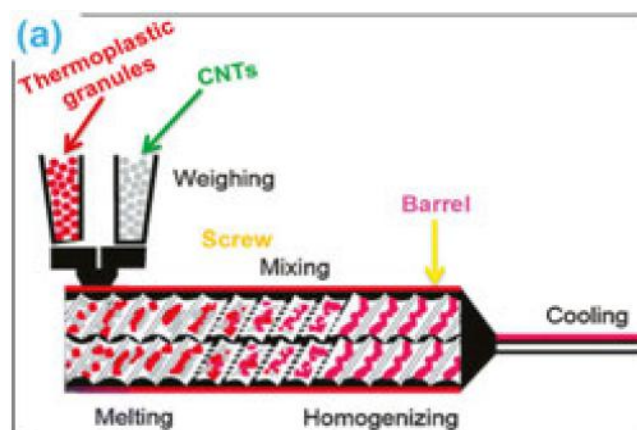


Figure II.11 : Représentation schématique d'une extrudeuse à double vis pour le mélange en phase fondue de NTC avec des matrices thermoplastiques.

II.4.3.1.3 Mélange en solution :

Le troisième procédé est le mélange en solution. Il est particulièrement adapté pour la fabrication des composites en faibles quantités de renforts, ce qui est le cas des nano-composites. Il consiste à mélanger les renforts et le polymère dans un solvant. La dispersion des renforts se fait généralement par ultrasons. Cette méthode implique d'utiliser un solvant compatible avec la matrice et les renforts. Bien que efficace pour disperser les renforts, cette méthode a la réputation de détruire les chaînes macromoléculaires par une exposition non maîtrisée aux ultrasons. Il est également difficile d'éliminer totalement le solvant. Une des solutions pour contourner ces inconvénients est l'utilisation des ultrasons pour disperser les charges dans le solvant et l'ajout du polymère au mélange hors du bain ultrason. Afin de conserver la dispersion obtenue par ultrason et peut-être de l'améliorer, il est nécessaire d'utiliser un agitateur magnétique pour mélanger les charges et le polymère après le bain ultrason [ZOU.Q 2017].

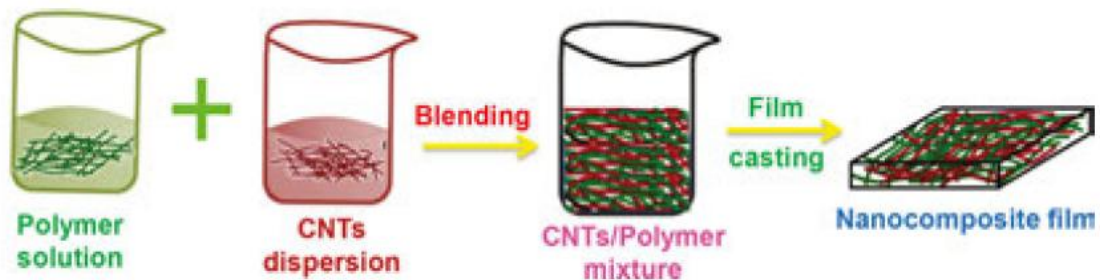


Figure 12. Représentation schématique de la méthode de traitement de mélange en solution.

II.4.4 Alignement des nanotubes de carbone dans les nano-composites :

Les propriétés supérieures des NTC offrent des possibilités intéressantes pour les nouveaux nano-composites, mais la limitation importante pour certaines applications potentielles des NTC provient du fait que les nanotubes orientés de manière aléatoire, noyés dans des matrices polymères, ont présenté des conductivités électriques et thermiques nettement inférieures à celles attendues [FISCHER.J 1997]. L'alignement des nanotubes peut être obtenu avant la fabrication du composite ou pendant la fabrication du composite ou après la fabrication du composite par polymérisation in situ. Haggenueller et al. (2000) ont essayé une combinaison de méthodes de coulée en solution et de mélange à l'état fondu pour disperser des CNT à paroi unique dans des films de PMMA, puis filées à l'état fondu pour donner des fibres. Cependant, seul le procédé de mélange à l'état fondu s'est révélé efficace

pour former des fibres continues. Ma et al. (2008) ont étudié l'alignement et la dispersion de composites fonctionnalisés à base de nanotubes de PMMA induit par un champ électrique et ont obtenu une amélioration significative de la qualité de la dispersion et de la stabilité de l'alignement pour les MWCNT oxydés par rapport aux MWCNT vierges. Camponeschi et al. (2007) ont constaté que l'orientation et l'alignement des NTC incorporés dans l'époxy sous un champ magnétique augmentaient et montraient une amélioration des propriétés mécaniques des nano composites résultants. Gao et al. (2004) ont préparé des fibres SWCNT / poly (vinyl pyrrolidone) par électrofilature à l'aide de forces électrostatiques et ont constaté que les SWCNT présentaient un bon alignement et une bonne dispersion. Xie et al. (2005) ont montré qu'une dispersion et un alignement améliorés des NTC dans les matrices de polymères améliorent considérablement les propriétés mécaniques, électriques, thermiques, électrochimiques, optiques et super-hydrophobes des nano-composites NTC / polymère. Safadi et al. (2002) ont préparé des films nano-composites PS / MWCNT par centrifugation à grande vitesse (2200 tr / min) et ont révélé que les MWCNT étaient alignés selon des angles spécifiques par rapport à la direction radiale: 45 ° et 135 ° en moyenne. La présence d'environ 2,5% en volume de MWCNT double le module de traction et transforme le film d'isolant en conducteur.

II.4.4.1 Propriétés des nano-composites CNT / polymère :

Les nanotubes de carbone sont tout d'abord uniques par leurs dimensions car avec un diamètre (d) de l'ordre du nanomètre et une longueur (L) de plusieurs microns ils possèdent un facteur de forme $a = L/d$ entre 100 et 1000. Au-delà de ces caractéristiques géométriques, les nanotubes possèdent des propriétés électriques, thermiques, mécaniques, magnétiques impressionnantes.

II.4.4.1.1 Propriétés mécaniques des nano-composites CNT / polymère :

Comme discuté ci-dessus, les excellentes propriétés mécaniques des NTC suggèrent que l'incorporation d'une très petite quantité de NTC dans une matrice polymère peut conduire à des matériaux de structure ayant un module et une résistance significativement élevés. Des progrès importants ont été réalisés dans l'amélioration des propriétés mécaniques de la matrice polymère en mélangeant une petite fraction de NTC. Qian et al. (2000) ont rapporté que l'ajout de 1% en poids de MWCNT dans le polymère par la méthode d'évaporation en solution entraîne des améliorations de 36–42 et ~ 25% du module de traction et de la résistance à la traction, respectivement. Biercuk et al. (2002) ont également signalé une augmentation de 3,5 fois la résistance à la pénétration (dureté de Vickers) lors de l'ajout de 2% en poids. % SWCNT en résine époxy. Cadek et al. (2002) ont également constaté une amélioration significative du module et de la dureté (1,8 fois et 1,6 fois) lors de l'ajout de 1% en poids de MWCNT dans la matrice polymère. La dispersion et l'alignement homogènes des NTC dans la matrice polymère ont eu un effet significatif sur les propriétés des composites résultants. Velasco-Santos et al. (2003) ont rapporté qu'en augmentant la dispersion de NTC en utilisant une polymérisation in situ, le module de stockage des nano-composites PMMA / MWCNT à 1% en poids de MWCNT à 90 ° C augmentait de 35%.

Bien que l'addition de NTC conduise à une amélioration des propriétés mécaniques de la matrice polymère, l'amélioration reste bien en dessous de la valeur attendue. Au stade actuel, les propriétés extraordinaires des NTC ne sont pas encore pleinement utilisées dans les composites polymères. De nombreux travaux de recherche ont indiqué qu'une faible adhérence entre la matrice et le nanotube est le facteur limitant pour conférer les excellentes propriétés mécaniques des nanotubes dans les composites. Le transfert de charge de la matrice aux NTC jouant un rôle clé dans les propriétés mécaniques du nano-composite, une bonne liaison interfaciale est très importante. Le transfert de charge entre la matrice et la charge dépend de la contrainte de cisaillement interfaciale entre les deux [SCHADLER.L 1998].

II.4.4.1.2 Propriétés électriques des nano composites CNT / polymère :

Dotés de propriétés mécaniques exceptionnelles, les NTC possèdent également une conductivité électrique intrinsèque très élevée. La conductivité électrique des différents NTC variait de 10^7 à 10^8 S / m, ce qui est comparable à celle des métaux [EBBESEN.T 1996]. La conductivité électrique très élevée des NTC a contribué à conférer une conductivité à un matériau hautement isolant tel qu'un polymère en fabriquant des nano composites

polymères. L'amélioration de la conductivité électrique du polymère isolant de plusieurs ordres de grandeur a été obtenue avec une très faible charge (0,021% en poids) de nanotubes dans les matrices de polymère, ce qui a contribué à préserver d'autres aspects de la performance des polymères tels que la clarté optique, les propriétés mécaniques. Par conséquent, ces matériaux conducteurs sont de plus en plus demandés dans différents domaines d'application, tels que les revêtements conducteurs transparents, la dissipation électrostatique, la peinture électrostatique et les applications de protection contre les interférences électromagnétiques.

La conductivité électrique des nano composites polymères renforcés aux NTC dépend de nombreux facteurs, notamment le type de NTC, le rapport de longueur, la fonctionnalisation de surface et la teneur en NTC. La conductivité électrique du nano composite augmente avec l'augmentation de la charge en NTC jusqu'à une concentration de charge critique où une augmentation spectaculaire de la conductivité est observée. Cette concentration critique de charge est appelée concentration de seuil de percolation électrique. À la concentration de seuil de percolation, la charge forme un réseau conducteur tridimensionnel au sein de la matrice, ce qui permet à un électron de passer d'une charge à une autre, ce qui surmonte la résistance élevée offerte par la matrice polymère isolante. Étant donné que la formation de réseaux de percolation dépend à la fois de la conductivité intrinsèque et du facteur de forme de la charge, les nano-composites nanotube / polymère présentent un seuil de percolation très bas en raison de la conductivité élevée et du facteur de forme élevé des NTC. Bryning et al. (2005) ont étudié l'effet du rapport d'aspect sur la concentration du seuil de percolation en préparant des nano-composites SWCNT / époxy avec des nanotubes provenant de deux sources différentes, HiPco et four à laser, présentant des rapports d'aspect de ~ 150 et ~ 380 respectivement. Ils ont signalé un seuil de percolation plus faible avec les nanotubes à rapport d'aspect élevé. Une observation similaire a également été faite par Bai & Allaoui (2003) ils ont constaté une diminution de plus de 8 fois de la concentration seuil dans les composites MWCNT / époxy lorsque la longueur du MWCNT était augmentée de 1 à 50 μm . En général, la concentration minimale du seuil de percolation pour le SWCNT / nano-composite polymère est de 0,0021% en poids dans une matrice époxy [MARTIN.A 2004]. Pour différents systèmes de polymères, elle variait de 0,0021 à 15% en poids de charge en NTC [BAUHOFER.W 2009]. Ces études montrent que la concentration de seuil de percolation et la conductivité nano-composite dépendent également du type de polymère, de la méthode de synthèse, du rapport de longueur des CNT, du démêlage des agglomérats de CNT, de la distribution spatiale uniforme des différents CNT et du degré

d'alignement [BRYING.M 2005]. Un autre facteur qui affecte considérablement la conductivité électrique des nano-composites est la fonctionnalisation chimique des NTC car elle perturbe la conjugaison étendue des nanotubes et réduit ainsi la conductivité électrique des nanotubes isolés. Sulong et al. (2009) ont montré que l'incorporation de MWCNT fonctionnalisés acides et octadécylés dans une matrice époxy diminuait la conductivité électrique des nano-composites. Des résultats similaires ont également été rapportés par [PARK.C 2002]. Par conséquent, il est important d'optimiser les conditions de modification ou le réactif afin d'obtenir une dégradation minimale des propriétés électroniques des NTC.

II.4.4.2 Propriétés thermiques :

Les propriétés thermiques d'un composite sont tout aussi importantes que ses propriétés mécaniques et électriques car il donne plus de liberté dans la sélection des conditions de traitement et du domaine d'application. Il a été observé que l'incorporation de NTC dans les matrices polymères entraînait une augmentation des températures de transition vitreuse, de fusion et de décomposition thermique en raison de la mobilité entravée des chaînes et des segments des polymères. Pour améliorer l'endurance thermique des nano composites CNT / polymère, un tensioactif en tant qu'agent mouillant a également été incorporé. Gong (2000) et Velasco-Santos et al. (2003) ont indiqué que l'addition de 1% en poids de NTC avec un agent tensioactif dans une matrice époxy et en PMMA augmentait la température de transition vitreuse d'environ 25 et environ 40 ° C. La stabilité thermique et la température de fusion des matrices polymères ont été améliorées en présence de NTC. En raison de l'excellente conductivité thermique des NTC, leur incorporation améliore considérablement les propriétés de transport thermique des nano-composites polymères, ce qui a pour conséquence son utilisation en tant que cartes de circuit imprimé, connecteurs, matériaux d'interface thermique, dissipateurs de chaleur et autres systèmes de gestion thermique à hautes performances. Choi et al. (2003) ont rapporté une augmentation de 300% de la conductivité thermique de la matrice époxy à la température ambiante sous une charge de 3% en poids de SWCNT et une augmentation supplémentaire (10%) lorsque aligné magnétiquement [CHOIE 2003].

II.4.4.2.1 Autre propriétés :

Dotés de propriétés exceptionnelles des nano-composites, ils sont aussi possèdent d'autres propriétés essentielles, on peut citer :

II.4.4.2.1.1 Verrouillage micromécanique :

Il s'agit de la quantité de transfert de charge due à l'emboîtement mécanique qui est très médiocre dans les composites à nanotubes en raison de la surface lisse au niveau atomique des nanotubes. Comme les NTC présentent certains défauts de surface, tels que des diamètres variables et des courbures / torsions dues à des défauts non hexagonaux, le long des NTC, l'enchevêtrement mécanique joue un rôle dans l'adhérence NTC – polymère.

II.4.4.2.1.2 Liaison chimique entre la charge et la matrice :

Une liaison chimique ionique ou covalente améliore de manière significative l'interaction interfaciale entre la matrice et la charge qui permet un transfert de contrainte.

II.4.4.2.1.3 Faible liaison de van der Waals entre la charge et la matrice :

L'interaction de van der Waals découle de la proximité moléculaire et constitue le seul mode d'interaction entre les NTC et la matrice en l'absence de liaison chimique.

Par conséquent, la formation d'une liaison chimique entre les NTC et le polymère peut améliorer considérablement les propriétés mécaniques des nano-composites. Récemment, Blake et al. (2004) ont mis au point des MWCNT fonctionnalisés au butyl-lithium qui peuvent être liés par covalence au polypropylène chloré (CPP). Le CPP / MWCNT a ensuite été composé avec une solution de CPP / tétrahydrofurane (THF) pour obtenir des nano-composites CPP / MWCNT. Ils ont montré que lors de l'addition de 0,6% en volume de MWCNT, le module était augmenté de trois fois et la résistance à la traction et la ténacité (mesurées par l'aire sous la courbe contrainte-déformation) augmentées de 3,8 fois (de 13 à 49 MPa) et 4 fois (de 27 à 108 J / g), respectivement. Bal & Samal (2007) ont montré que les NTC fonctionnalisés par une amine sont complètement dispersés dans la matrice polymère par rapport aux NTC non modifiés. Un arrachement télescopique a également été observé dans le cas de MWCNT fonctionnalisés [GOJNY.F 2005]. Il a été observé que, bien que les NTC aient été retirés de la matrice, le mur extérieur restait toujours dans la matrice. Ceci est possible car seules des forces de van der Waals faibles sont présentes entre les différents tubes concentriques du MWCNT, le tube externe étant lié de manière covalente à la matrice. Un tel processus d'arrachement suggère qu'un transfert de charge efficace se

produit de la matrice au tube externe, en raison de la forte liaison covalente entre la matrice époxy et le CNT.

II.4.4.3 Application de nano composites NTC / polymère :

Grâce à leur excellente gamme de propriétés, les NTC ont ouvert une nouvelle ère de matériaux multifonctionnels avancés. L'incorporation de NTC dans les matrices polymères fournit des matériaux qui pourraient être utilisés pour de nombreuses applications d'ingénierie à haute performance. À l'heure actuelle, l'utilisation la plus répandue des nano composites à base de CNT est l'électronique. Ces nano composites pourraient être utilisés pour protéger des interférences électromagnétiques et en tant que composants de décharge électrostatique. La capacité d'absorption des micro-ondes des nanotubes pourrait être exploitée pour chauffer des structures de logement temporaires et pourrait avoir des applications dans l'exploration spatiale. De fines couches de nanotubes sur du plastique pourraient également être utilisées dans des composites conducteurs transparents. La résistance mécanique élevée de ces nano composites pourrait être utilisée pour fabriquer des articles de sport haut de gamme tels que des raquettes de tennis, des battes de baseball, etc. et offrant ainsi des performances supérieures.

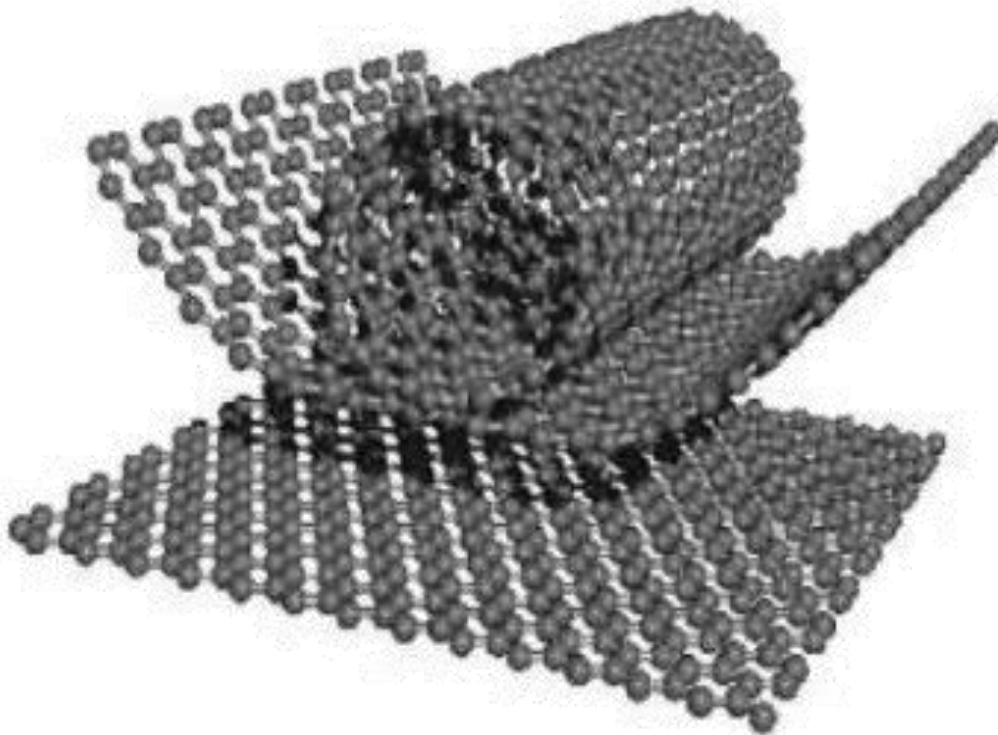
II.4.5 Marchés :

En bref, le marché le plus important pour les nano-composites à base de CNT sera sans aucun doute celui des applications à haute valeur pouvant absorber les coûts supplémentaires, y compris les secteurs commerciaux tels que le génie civil (des structures comme des bâtiments ou encore des grattes ciel en matériaux nano-composites), l'électronique, l'aérospatiale (qui nécessite des composites légers, à haute résistance et résistant aux températures et à la chaleur) et l'énergie (par exemple, dans des joints en caoutchouc renforcés de nanotubes pour de grandes plates-formes de récupération d'huile). Une fois que le coût des nanotubes sera comparable à celui de la fibre de carbone (ou même à celui d'un agent de renforcement beaucoup moins cher, le noir de carbone), des produits tels que des pneus en caoutchouc remplis de nanotubes pourraient devenir une réalité qui comprend des secteurs commerciaux tels que l'électronique, en particulier l'aérospatiale (ce qui nécessite des composites légers, à haute résistance et résistant aux températures élevées) et l'énergie (par exemple, les joints en caoutchouc renforcés de nanotubes pour les grandes plates-formes de récupération d'huile ou comme des joints utilisée dans le secteur des bâtiments et travaux public).

II.5 Conclusion :

Des études sur les nano-composites NTC / polymère suggèrent que les NTC ont un grand potentiel pour modifier les propriétés des matrices polymères. La qualité des nano-composites NTC / polymère dépend de nombreux facteurs, notamment le type de NTC, la chiralité, la pureté, la densité de défauts, le facteur de forme, le pourcentage de charge, la dispersion, l'alignement et l'adhésion interfaciale entre le nanotube et la matrice polymère. De nombreux travaux de recherche ont été menés pour améliorer la qualité des NTC et des techniques de traitement. Le plus grand défi pour réaliser tout le potentiel des NTC consiste à obtenir une dispersion homogène de ceux-ci de manière à disposer d'une surface de charge maximale pour le transfert de charge entre charge et matrice. La fonctionnalisation des nanotubes constitue un moyen pratique d'améliorer la dispersion et le transfert des contraintes entre les NTC et la matrice polymère mais il faut encore améliorer ce domaine pour préserver les propriétés intrinsèques des NTC. La tâche réelle de dispersion des NTC dans la matrice polymère est réalisée au cours de sa fabrication. Les trois principales techniques de traitement, à savoir la polymérisation en solution, en fusion et in situ, ont leurs avantages uniques dans la fabrication de nano-composites CNT / polymère. Bien que le mélange en solution produise un composite de haute qualité, le mélange en fusion est beaucoup plus simple et constitue une option pour une production à grande échelle. Récemment, la polymérisation in situ montre également un grand potentiel pour la fabrication de nano-composites CNT / polymère. Le succès de la technique de traitement est directement lié à la performance du composite. L'amélioration maximale des propriétés mécaniques de la matrice polymère est observée en cas de polymérisation in situ qui produit une liaison covalente entre les NTC et la matrice polymère. Nous pouvons donc enfin conclure que les NTC sont une matière de remplissage idéale pour la fabrication de composites polymères.

*CHAPITRE III : PLAQUES ET
SANDWICHS*



III.1 Introduction :

Les plaques sont des structures très utilisées dans l'industrie sous marines, l'aérospatial, le génie civil, le domaine de l'énergie, etc. Tous ces domaines sont stratégiquement et économiquement très importants. C'est pour cette raison que les plaques ont fait l'objet d'un très grand nombre de travaux depuis plus un siècle.

L'utilisation de plus en plus importante montre la nécessité impérieuse de l'étude de leur comportement mécanique et devient donc d'une grande importance et aide les ingénieurs à concevoir de meilleures structures. L'analyse vibratoire est une thématique actuelle importante, tant d'un point de vue académiques qu'industrielle, d'où il est nécessaire de passer par des méthodes d'homogénéisation classiques pour déterminer le comportement équivalent d'un matériau hétérogène.

Les matériaux composites sandwichs disposent d'atouts importants par rapport aux matériaux traditionnels. Ils apportent de nombreux avantages fonctionnels : légèreté, résistance mécanique et chimique, maintenance réduite, liberté de formes. Ils permettent d'augmenter la durée de vie de certains équipements grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques. Ils contribuent au renforcement de la sécurité grâce à une meilleure tenue aux chocs et au feu. Ils offrent une meilleure isolation thermique ou phonique et, 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. Dans chacun des marchés d'application (automobile, bâtiment, électricité, équipements industriels,...), ces performances remarquables sont à l'origine de solutions technologiques innovantes [ARBAOUI. J.E, 2009]. Dans ce chapitre on va présenter les définitions de la plaque et le sandwich ensuite on cite les fameuses théories qui décrivent le comportement des plaques en matériaux composites, où on va suivre l'évolution de ces théories en illustrant les principes, les applications et l'insuffisance de chaque théorie. Enfin on exposant la problématique de notre travail, en présentant la configuration géométrique d'une plaque en sandwich renforcée par un nanotube de carbone avec un développement mathématique détaillé afin de déterminer la formulation théorique.

III.2 Description des plaques :

Les plaques sont des éléments structuraux de forme plane avec une épaisseur assez petite voir négligeable par rapport aux autres dimensions, soumises en général à des charges qui provoquent des déformations de flexion en plus de l'étirement. Dans la plupart des cas, l'épaisseur ne dépasse pas l'un dixième de la plus petite dimension dans le plan. En raison de la petitesse de la dimension d'épaisseur, il est souvent nécessaire de faire appel à l'élasticité tridimensionnelle pour la modélisation des plaques [BENNOUN.M 2016].

A côté des structures linéaires (poutres et cadres), on rencontre fréquemment, dans la construction, des structures qui s'étendent sur une surface plane ou courbe (structures bidimensionnelles). Dans ce cas, deux dimensions dominant la troisième (l'épaisseur). Si la surface est courbe, on parle de coque ou de coupole. Si la surface est plane, on doit distinguer entre :

- Les voiles plans ou les charges agissant essentiellement dans le plan du voile ;
- Les dalles, où les charges agissent essentiellement perpendiculairement à la surface.

Ce type de structures est rencontré très fréquemment dans la construction. Dans le bâtiment, cette forme de structure est même prédominante.

III.3 Les Sandwichs :

Les matériaux sandwichs résultent généralement de l'association de deux semelles ou peaux de faible épaisseur, constituées deux matériaux à haute résistance et haut module et d'une âme beaucoup Plus épaisse et de faible densité. Ils ont pour avantages: une grande rigidité, une Résistance à la rupture élevée associées à un faible poids par unité de surface. Malgré une activité de Recherche et de développement sur ces matériaux, le comportement au cours de l'endommagement Reste peu connu. Le matériau sandwich possède une grande légèreté en flexion et c'est un excellent Isolant thermique (figure III.1) [ASSARAR.M 2007].

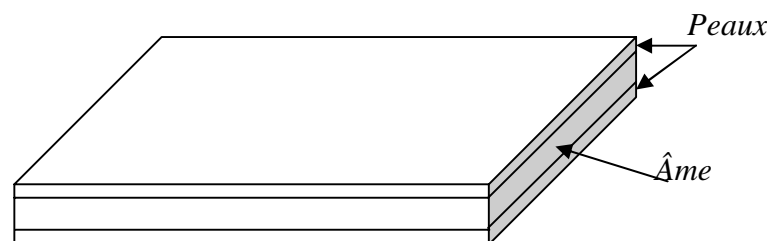


Figure III.1 : Plaque de sandwich

III.4 Les hypothèses fondamentales de la théorie des poutres et des plaques :

La construction d'une théorie de poutre et des plaques nécessite l'introduction de certaines hypothèses, qui représentent des simplifications acceptables de la réalité. Plusieurs théories dans la littérature jouent sur la prise en compte ou non du cisaillement. On cite, dans ce qui suit, les théories les plus répandues.

III.4.1 La théorie classique des plaques minces de Love-Kirchhoff (Classical Laminated Plate Theory CLPT) :

On parle d'une plaque mince, lorsque la flèche générée par les déformations de cisaillement reste négligeable devant la flèche générée par la courbure de la plaque. Dans le cas d'une plaque homogène isotrope, la part de cisaillement dans la flèche est directement reliée à l'élanement (L/h). La théorie CLPT (Classical laminated plate theory) se présente comme la plus simple des approches. Cette théorie se base sur les hypothèses de Love Kirchhoff [KIRCHOFF.G 1950], selon lesquelles une droite normale au plan moyen de la plaque reste perpendiculaire après déformation (figure III.2), ce qui revient à négliger les effets de déformation en cisaillement transverse [CUGNONI.J 2004].

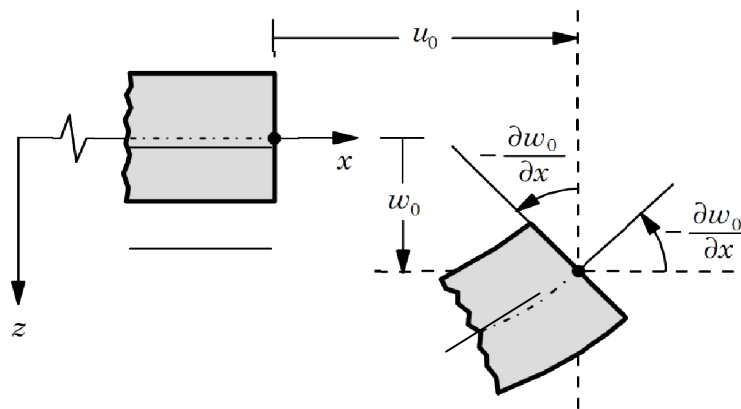


Figure III.2 : Illustration de la plaque de Love-Kirchhoff

Le champ de déplacements de Love-Kirchhoff s'écrit alors, (III.1)

$$\begin{cases} u(x, y, z) = u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} \\ v(x, y, z) = v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial y} \\ w(x, y, z) = w_0(x, y) \end{cases} \quad (\text{III.1})$$

Avec : u_0 et v_0 : Les déplacements de membrane dans les directions x et y, respectivement, w_0

La flèche de la plaque, et $\frac{\partial w_0}{\partial x}$ et $\frac{\partial w_0}{\partial y}$: Les rotations dues à la flexion (sans cisaillement).

Le plan principal de la plaque est le plan (o, x, y) et l'épaisseur est orienté selon l'axe $z \in [-h/2; +h/2]$

Puisque ce modèle ne tient pas en compte l'effet de cisaillement transverse, il donne des résultats imprécis pour les plaques épaisses.

III.4.2 La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (First Order Shear Déformation Théory FSDT) :

La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre a prolongé la théorie classique des plaques en tenant compte l'effet de cisaillement transverse, dans ce cas les contraintes et les déformations sont constantes à travers l'épaisseur de la plaque, ce qui oblige l'introduction d'un facteur de correction. Les études sur la théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDT) peuvent être référées dans [REISSNER.E 1945 et MINDLIN.R.D 1951] qui a mené au modèle de plaque de REISSNER-MINDLIN. Ainsi que [REDDY.J.N 1999]. L'hypothèse cinématique de MINDLIN est la suivante :

La normale reste droite mais non perpendiculaire à la surface moyenne (à cause de l'effet du cisaillement transverse) dans la configuration déformée (Figure III.3).

Le champ de déplacements de REISSNER-MINDLIN s'écrit :

$$\begin{cases} u(x, y, z) = \mathbf{u}_0(x, y) - z\phi_x(x, y) \\ v(x, y, z) = \mathbf{v}_0(x, y) - z\phi_y(x, y) \\ w(x, y, z) = \mathbf{w}_0(x, y) \end{cases} \quad (\text{III.2})$$

Avec ϕ_x et ϕ_y : Les rotations de la normale au plan moyen autour des axes x et y

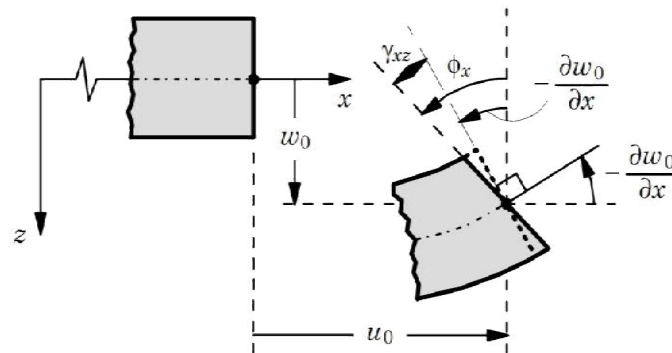


Figure III.3 : Illustration de la plaque de REISSNER-MINDLIN

Le champ de déplacement définis dans l'expression ci-dessus permet de reprendre la théorie classique des plaques décrite dans la dernière section par le remplacement,

$$\phi_x = -\frac{\partial \mathbf{w}_0}{\partial x} \quad \phi_y = -\frac{\partial \mathbf{w}_0}{\partial y}$$

D'ailleurs pour éviter l'introduction d'un facteur de correction, des théories de déformation en cisaillement d'ordre élevée ont été développées.

Avec ce choix de la forme des champs de déplacements, les déformations transversales γ_α^0 sont constantes en « z ». Les contraintes de cisaillement sont donc uniformes à n'importe quel point suivant l'épaisseur et ça évitent la discontinuité entre les couches dans les composites conventionnels. Cette mauvaise description d'uniformité de distribution des contraintes oblige à introduire des coefficients correcteurs pour mieux prendre en compte, dans l'écriture de l'énergie, les effets du cisaillement transversal [WHITNEY.J.M 1973]. Les résultats obtenus dépendent essentiellement du choix empirique dans des situations complexes des coefficients correcteurs et l'étude des plaques épaisses reste aléatoire par ce type d'approche cinématique.

III.4.3 La théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé (Higher Order Shear Deformation Theory HSDT) :

Cette classe de théories plus fines a pour base un développement du déplacement dans l'épaisseur l'ordre deux ou plus. Ces théories sont particulièrement bien adaptées à la modélisation du comportement des plaques épaisses ou poutres courtes, où la déformation transverse joue un rôle prédominant. La plupart de ces modèles utilisent un développement en série de Taylor, la théorie d'ordre élevé est basée sur une distribution non linéaire des champs dans l'épaisseur (figure III.4). Par conséquent, on tient compte des effets de la déformation transversale de cisaillement et/ou de la déformation normale transversale. Ces modèles n'exigent pas des facteurs de correction. Les références sur de tels modèles peuvent être trouvées dans [HILDERBRAND.F.B1949- Kant.T 2002]. Le champ de déplacement est généralement écrit comme suit :

$$\begin{cases} u(x, y, z) = u_0(x, y) - z \frac{\partial W_0}{\partial x} + f(z) \phi_x \\ v(x, y, z) = v_0(x, y) - z \frac{\partial W_0}{\partial y} + f(z) \phi_y \\ w(x, y, z) = W_0(x, y) \end{cases} \quad (III.3)$$

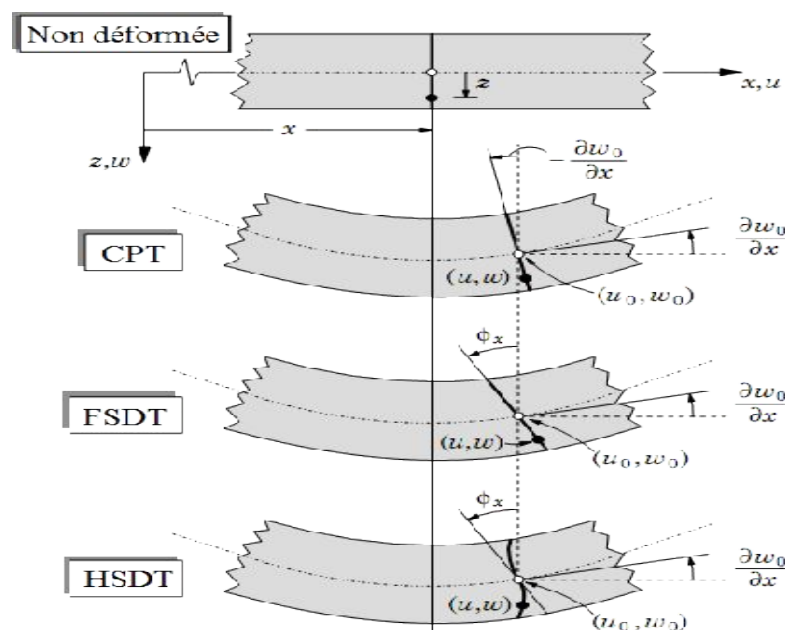


Figure III.4 : Description de la déformation d'une plaque selon les théories : classique (CLPT, FSDT, HSDT)

Dans la littérature, on trouve plusieurs approches pour la fonction $f(z)$, citons L'approche d'Ambartsumyan [AMBARTSUMYAN.S.A 1969] avec :

$$f(z) = \frac{z}{2} \left(\frac{h^2}{4} - \frac{z^2}{3} \right) \quad (\text{III.4})$$

L'approche de Reissner [REISSNER.E 1945], Panc et Kaczkowski avec :

$$f(z) = \frac{5}{4} z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2} \right) \quad (\text{III.5})$$

L'approche de Levinson, Murthy [REDDY.J.N 1999] et [MURTHY.M.V.V1981] avec :

$$f(z) = z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2} \right) \quad (\text{III.6})$$

Dans le modèle de REDDY, le champ de déplacement membranaire est cubique et le déplacement normal w est constant [REDDY.J.N 1984]. Ce modèle donne une bonne approximation pour les contraintes de cisaillement transverse par rapport à la solution élastique tridimensionnelle dans le cas homogène [DUONG.V.A 2008]. La distribution des contraintes de cisaillement transversal est parabolique suivant l'épaisseur. Les conditions aux limites sur les surfaces libres sont satisfaites.

L'approche de Touratier [TOURATIER.M 1991] avec :

$$f(z) = \frac{h}{\pi} \sin\left(\frac{z}{h}\right) \quad (\text{III.7})$$

TOURATIER propose le modèle "sinus" (SSDT) qui est différent des autres modèles d'ordre supérieur puisqu'il n'utilise pas de fonction polynomiale. Une fonction trigonométrique sinusoïdale est donc introduite pour modéliser la répartition des contraintes de cisaillement suivant l'épaisseur. Les contraintes de cisaillement transverses déterminées par les modèles (sinus) prennent une forme sinusoïdale dans l'épaisseur de la poutre. Récemment, Afaq et al, proposent un modèle exponentiel (ESDPT) avec une cinématique plus riche [AFAQ.K.S 2003].

La fonction de distribution de cisaillement transverse est de la forme suivante:

$$f(z) = z e^{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2} \quad (\text{III.8})$$

Le choix de la fonction exponentielle permet un développement en puissance pair et impair de la variable « z », alors que la fonction (sinus) ne permet qu'un développement en puissance impair [TOURATIER.M 1969]. La version hyperbolique de la théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé (The hyperbolic shear deformation plate theory HSDPT) développée par [AIT ATMANE.H 2010] est obtenue en prenant :

$$f(z) = \frac{\cosh(\pi/2)}{\cosh(\pi/2)-1} z - \frac{(h/\pi)\sinh\left(\frac{\pi}{h} z\right)}{[\cosh(\pi/2)-1]} \text{ et } \varphi_z = 0 \quad (\text{III.9})$$

III.4.4 La théorie de déformation en cisaillement d'ordre zéro (Zeroth Order Shear Deformation Theory ZSDT) :

En plus de la théorie d'ordre élevé, une nouvelle théorie de déformation de cisaillement à été utilisée pour décrire le comportement des plaques stratifiées en matériaux composites, la théorie de déformation de cisaillement d'ordre zéro (ZSDT) a été proposée pour la première fois par Shimpi [SHIMPI.R.P 1998], la théorie d'ordre zéro tient en compte l'effet de cisaillement sans l'introduction de facteurs de correction de cisaillement en gardant un niveau minimum de complexité pour obtenir la solution.

Le champ de déplacement de la théorie ZSDT est donné par :

$$\begin{cases} u(x, y, z) = \mathbf{u}_0(x, y) - z \frac{\partial \mathbf{W}}{\partial x} + \frac{1}{\lambda_x} \left[\frac{3}{2} \left(\frac{z}{h} \right) - 2 \left(\frac{z}{h} \right)^3 \right] \mathcal{Q}_x \\ v(x, y, z) = \mathbf{v}_0(x, y) - z \frac{\partial \mathbf{W}}{\partial y} + \frac{1}{\lambda_y} \left[\frac{3}{2} \left(\frac{z}{h} \right) - 2 \left(\frac{z}{h} \right)^3 \right] \mathcal{Q}_y \\ w(x, y, z) = \mathbf{W}_0(x, y) \end{cases} \quad (\text{III.10})$$

Ou : Q_x et Q_y sont des résultantes des contraintes transversales de cisaillement. λ_x et λ_y sont des constantes qui peuvent être déterminés en considérant la définition des résultantes Q_x et Q_y .

III.4.5 Théorie de zig-zag :

Pour mieux décrire la déformation en cisaillement des matériaux composites, certains auteurs ont associé la théorie d'ordre élevé à celle dite de zig-zag [CHO.M 1996], Cette dernière est destinée justement mieux décrire les effets d'interface. Ainsi, différents modèles issus de l'approche par couche ont été proposés. Le multicouche est subdivisé en sous-structures (correspondant en fait à chaque couche ou chaque ensemble de couches). On applique à chaque sous-structure une théorie du premier ordre ou un modèle d'ordre élevé. La cinématique des modèles zig-zag satisfait a priori les conditions de contact et elle est indépendante du nombre de couches. L'avantage principal du champ de déplacement des modèles zig-zag réside dans la bonne modélisation de la distorsion de la normale à la surface déformée, ainsi que dans la vérification des conditions de continuité, et ce sans augmenter pour autant le nombre et l'ordre des équations fondamentales de la théorie du premier ordre. Le recours à des coefficients de correction pour cisaillement transverse est évité. En se basant sur le concept de Di Sciuva [DI SCIUVA.M 1984], plusieurs auteurs ont réalisé des améliorations significatives pour le modèle zig-zag [MURAKAMI.H 1986]. L'amélioration principale est l'introduction d'une distribution non linéaire des déplacements. On superpose le champ zig-zag (linéaire par morceau) à un champ de déplacement d'ordre élevé (souvent cubique) (figure III.5). Les conditions de compatibilité sont satisfaites sur les surfaces supérieures et inférieures des plaques pour réduire le nombre de paramètres [SUNÔES.J 1996].

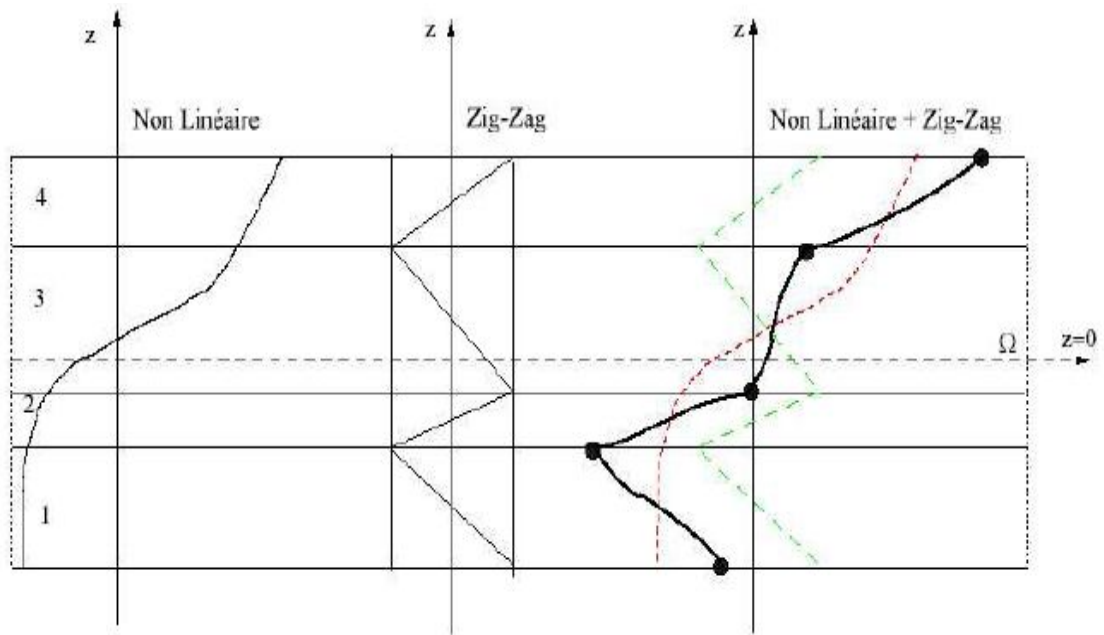
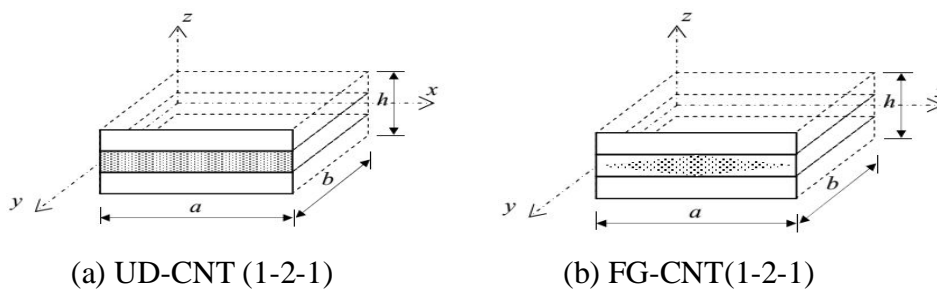


Figure III.5 : Champ de déplacements du modèle zig-zag d'ordre élevé

III.5 Configuration géométrique et propriétés de la plaque sandwich renforcée :

Comme indiqué sur les Figure (III.6) et (III.7), considérons le cas d'une épaisseur uniforme, une plaque composite composée de trois couches hétérogènes se référant à des coordonnées (x, y, z) de longueur a , de largeur b et d'épaisseur h . Dans cette étude, les faces supérieure et inférieure de la plaque sandwich sont à $z = \pm h / 2$, La plaque en sandwich est composée de trois couches élastiques, à savoir, la couche 1, la couche 2 et la couche 3 de bas en haut de la plaque sont désignées par $h_1 = -h / 2, h_2, h_3, h_4 = h / 2$, respectivement.



(a) UD-CNT (1-2-1)

(b) FG-CNT(1-2-1)

Figure III.6 : Géométries des plaques sandwichs renforcée en âme

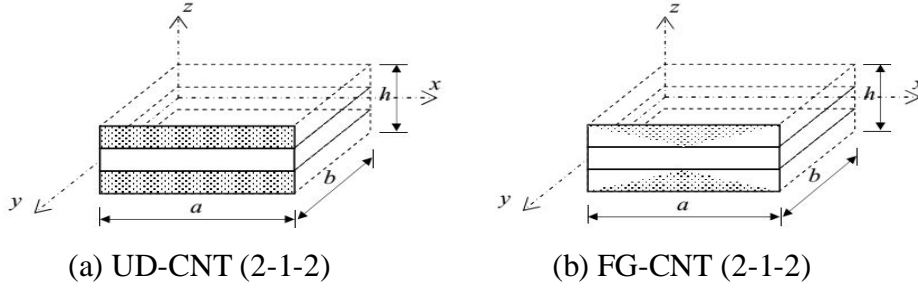


Figure III.7 : Géométries des plaques sandwichs renforcée en peaux

On suppose que les plaques sandwichs sont renforcées par deux types différents de distribution alignée de nanotubes de carbone sur toute l'épaisseur de la plaque. La couche UD-CNT représente la distribution uniforme et la couche FG-CNT est la distribution fonctionnellement graduée des CNT. La densité de NTC dans la zone est constante et la fraction volumique varie en fonction de l'épaisseur des couches. Les propriétés matérielles du mélange de NTC et d'un polymère isotrope peuvent être estimées selon la règle du mélange [ESAWI.A.M.K2007]. Dans la présente étude, selon la règle du mélange en introduisant les paramètres d'efficacité du CNT (η_1, η_2, η_3), le module de Young effectif et le module de cisaillement de la couche CNTRC peuvent être exprimés par [SHEN.H.S 2009].

$$E_{11} = \eta_1 V_{cnt} E_{11}^{cnt} + V_p E^p \quad (\text{III.12a})$$

$$\frac{\eta_2}{E_{22}} = \frac{V_{cnt}}{E_{22}^{cnt}} + \frac{V_p}{E^p} \quad (\text{III.12b})$$

$$\frac{\eta_3}{G_{12}} = \frac{V_{cnt}}{G_{12}^{cnt}} + \frac{V_p}{G^p} \quad (\text{III.12c})$$

Où E_{11}^{cnt} , E_{22}^{cnt} et G_{12}^{cnt} indiquer les modules de Young et le module de cisaillement des SWCNT, respectivement, et E^p et G^p représentent les propriétés de la matrice isotrope. η_1, η_2 et η_3 sont les paramètres d'efficacité de matrice / CNT, V_{cnt} et V_p sont les fractions volumiques des nanotubes de carbone et de la matrice, respectivement, et il est à noter que la somme des fractions volumiques des deux constituants est égale à l'unité. Pour d'autres propriétés en termes de coefficient de Poisson (ν) et de masse volumique (ρ), celles-ci peuvent être écrites comme suit:

$$\nu_{12} = V_{cnt} \nu_{12}^{cnt} + V_p \nu^p, \quad \rho = V_{cnt} \rho^{cnt} + V_p \rho^p \quad (\text{III.13})$$

On suppose que la fraction volumique de deux plaques sandwich obéit à une fonction utilisée pour décrire les distributions des CNT alignés dans le sens de l'épaisseur des plaques sandwich décrites aux figures (III.6) et (III.7):

Pour plaque sandwich renforcée en âme :

$$\begin{array}{l} \text{âme} \\ \text{UD-CNT} \end{array} \quad \begin{cases} V^{(1)} = 0 & z \in [h_1, h_2] \\ V^{(2)} = V_{cnt}^* & z \in [h_2, h_3] \\ V^{(3)} = 0 & z \in [h_3, h_4] \end{cases} \quad (\text{III.14a})$$

$$\begin{array}{l} \text{âme} \\ \text{FG-CNT} \end{array} \quad \begin{cases} V^{(1)} = 0 & z \in [h_1, h_2] \\ V^{(2)} = 2 \left(\frac{|z|}{h_2} + 1 \right) V_{cnt}^* & z \in [h_2, h_3] \\ V^{(3)} = 0 & z \in [h_3, h_4] \end{cases} \quad (\text{III.14b})$$

Pour les plaques sandwichs renforcées dans les peaux

$$\begin{array}{l} \text{UD-CNT} \end{array} \quad \begin{cases} V^{(1)} = V_{cnt}^* & z \in [h_1, h_2] \\ V^{(2)} = 0 & z \in [h_2, h_3] \\ V^{(3)} = V_{cnt}^* & z \in [h_3, h_4] \end{cases} \quad (\text{III.15a})$$

$$\begin{array}{l} \text{FG-CNT} \end{array} \quad \begin{cases} V^{(1)} = 2 \left(\frac{h_2 - |z|}{h_2 - h_1} \right) V_{cnt}^* & z \in [h_1, h_2] \\ V^{(2)} = 0 & z \in [h_2, h_3] \\ V^{(3)} = 2 \left(\frac{|z| - h_3}{h_4 - h_3} \right) V_{cnt}^* & z \in [h_3, h_4] \end{cases} \quad (\text{III.15b})$$

Où V_{cnt}^* est la fraction volumique de NTC donnée, qui peut être obtenue à l'aide de l'équation suivante:

$$V_{cnt}^* = \frac{W_{cnt}}{W_{cnt} + \left(\rho^{cnt} / \rho^m \right) (1 - W_{cnt})} \quad (\text{III.16})$$

Où W_{cnt} est la fraction massique du nanotube de carbone dans la plaque nano-composite. Dans cette étude, les paramètres d'efficacité du CNT (V_{cnt}^*) associé à la fraction volumique donnée sont [ZHU.P 2012] :

$\eta_1 = 0.149$ et $\eta_2 = \eta_3 = 0.934$ pour $V_{crit}^* = 0.11$;

$\eta_1 = 0.150$ et $\eta_2 = \eta_3 = 0.941$ pour $V_{crit}^* = 0.14$;

$\eta_1 = 0.149$ et $\eta_2 = \eta_3 = 1.381$ pour $V_{crit}^* = 0.17$.

III.6 Équations de mouvement :

Pour décrire le comportement dynamique des plaques sandwichs du CNTRC. La théorie des plaques de déformation par cisaillement de premier ordre (FSDT) a été utilisée pour produire les équations de mouvement utilisées. Le champ de déplacement basé sur la théorie d'un point situé en (x, y, z) dans les plaques en sandwich du CNTRC est donné ci-dessous:

$$\begin{Bmatrix} u(x, y, z, t) \\ v(x, y, z, t) \\ w(x, y, t) \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} u_0(x, y, t) \\ v_0(x, y, t) \\ w_0(x, y, t) \end{Bmatrix} + z \begin{Bmatrix} \phi_x \\ \phi_y \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (III.17)$$

Dans lequel u_0 , v_0 et w_0 sont les déplacements suivant les directions x , y et z dans le plan médian de la plaque, t est le temps.

ϕ_x et ϕ_y : sont les rotations totale de courbure de la section transversale en un point quelconque de le plan de référence, à savoir la théorie de la déformation par cisaillement du premier ordre (FSDT). Si le dernier terme de l'équation (III.17) est négligé, les déplacements sont réduits à la théorie des plaques classique (CPT).

Déformations linéaires dans le plan et transversales sont données par :

$$\begin{Bmatrix} \epsilon_{xx} \\ \epsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{Bmatrix} + z \begin{Bmatrix} \frac{\partial \phi_x}{\partial x} \\ \frac{\partial \phi_y}{\partial y} \\ \left(\frac{\partial \phi_x}{\partial y} + \frac{\partial \phi_y}{\partial x} \right) \end{Bmatrix} \quad (III.18a)$$

$$\begin{Bmatrix} \gamma_{xz} \\ \gamma_{yz} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \phi_x + \frac{\partial w_0}{\partial x} \\ \phi_y + \frac{\partial w_0}{\partial y} \end{Bmatrix} \quad (III.18b)$$

L'expression des relations constitutives est écrite sous la forme :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & Q_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \varepsilon_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (\text{III.19})$$

Où Q_{ij} sont les constants élastiques transformés :

$$Q_{11} = \frac{E_{11}}{1-\nu_{12}\nu_{21}}, Q_{22} = \frac{E_{22}}{1-\nu_{12}\nu_{21}}, Q_{12} = \frac{\nu_{21}E_{11}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} \quad (\text{III.20a})$$

$$Q_{66} = G_{12}, Q_{55} = G_{13}, Q_{44} = G_{23} \quad (\text{III.20b})$$

Le principe de Hamilton est appliqué pour produire les équations du mouvement :

$$\int_0^t (\delta U + \delta V + \delta K) dt = 0 \quad (\text{III.21})$$

Où, δU , δV et δK sont la variation virtuelle de l'énergie de déformation, le travail virtuel effectué par des forces externes et l'énergie cinétique virtuelle.

Tout d'abord, l'expression de l'énergie de déformation virtuelle est:

$$\delta U = \sum_{n=1}^3 \int_{h_n}^{h_{n+1}} \int_A (\sigma_{xx} \delta \varepsilon_{xx} + \sigma_{yy} \delta \varepsilon_{yy} + \sigma_{xy} \delta \gamma_{xy} + \sigma_{yz} \delta \gamma_{yz} + \sigma_{xz} \delta \gamma_{xz}) dA dx \quad (\text{III.22})$$

En substituant Eq. (III.18) dans Eq. (III.22), on obtient :

$$\begin{aligned} \delta U = \int_A \left\{ N_{xx} \delta u_{0,x} - M_{xx} \delta \phi_{x,x} + P_{xz} \delta (\phi_x + w_{0,x}) + N_{yy} \delta v_{0,y} + M_{yy} \delta \phi_{y,y} + P_{yz} \delta (\phi_y + w_{0,y}) + \right. \\ \left. N_{xy} (\delta u_{0,y} + \delta v_{0,x}) + M_{xy} \delta (\phi_{x,y} + \phi_{y,x}) \right\} dx dy \end{aligned} \quad (III.23)$$

Où les résultats des forces et les moments peuvent être définis comme suit:

$$(N_{xx}, N_{yy}, N_{xy}) = \sum_{n=1}^3 \int_{h_n}^{h_{n+1}} (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (III.24a)$$

$$(M_{xx}, M_{yy}, M_{xy}) = \sum_{n=1}^3 \int_{h_n}^{h_{n+1}} z (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (III.24b)$$

$$(P_{xz}, P_{yz}) = \sum_{n=1}^3 \int_{h_n}^{h_{n+1}} (\sigma_{xz}, \sigma_{yz}) dz \quad (III.24c)$$

En substituant Eq. (III.19) dans Eq. (III.24), on obtient les contraintes résultantes sous la forme de composants de rigidité de matériau et de déplacement :

$$\begin{Bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{12} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & 0 \\ B_{12} & B_{22} & 0 \\ 0 & 0 & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \frac{\partial \phi_x}{\partial x} \\ \frac{\partial \phi_y}{\partial y} \\ \left(\frac{\partial \phi_x}{\partial y} + \frac{\partial \phi_y}{\partial x} \right) \end{Bmatrix} \quad (III.25a)$$

$$\begin{Bmatrix} M_{xx} \\ M_{yy} \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & 0 \\ B_{12} & B_{22} & 0 \\ 0 & 0 & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \frac{\partial \phi_x}{\partial x} \\ \frac{\partial \phi_y}{\partial y} \\ \left(\frac{\partial \phi_x}{\partial y} + \frac{\partial \phi_y}{\partial x} \right) \end{Bmatrix} \quad (III.25b)$$

$$\begin{Bmatrix} P_{yz} \\ P_{xz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{44} & 0 \\ 0 & D_{55} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \phi_y + \frac{\partial w_0}{\partial y} \\ \phi_x + \frac{\partial w_0}{\partial x} \end{Bmatrix} \quad (III.25c)$$

Où $A_{ij}, B_{ij}, C_{ij}, D_{ij}$ sont la rigidité de la plaque, définie par :

$$[A_{ij}, B_{ij}, C_{ij}] = \sum_{n=1}^3 \int_{h_n}^{h_{n+1}} Q_{ij} [1, z, z^2] dz; \quad i, j = 1, 2, 6 \quad (\text{III.26a})$$

$$[D_{ij}] = \sum_{n=1}^3 \beta \int_{h_n}^{h_{n+1}} Q_{ij} dz; \quad i, j = 4, 5 \quad (\text{III.26b})$$

Où $\beta = 5/6$ est le facteur de correction de la déformation en cisaillement en fonction de la forme de la section.

Pour les plaques CNTRC soumises à un chargement par flexion q , le travail virtuel effectué par des chargements externes est le suivant:

$$\delta V = - \int_A q \delta w_0 dx dy \quad (\text{III.27})$$

L'énergie cinétique virtuelle du système peut être exprimée comme suit:

$$\delta K = \int_V \rho(z) [\dot{u} \delta \dot{u} + \dot{v} \delta \dot{v} + \dot{w} \delta \dot{w}] dx dy dz = \int_V \{ I_0 (\dot{u}_0 \delta \dot{u}_0 + \dot{v}_0 \delta \dot{v}_0 + \dot{w}_0 \delta \dot{w}_0) + I_1 (\dot{u}_0 \delta \dot{\phi}_x + \dot{v}_0 \delta \dot{\phi}_y + \dot{\phi}_x \delta \dot{u}_0 + \dot{\phi}_y \delta \dot{v}_0) + I_2 (\dot{\phi}_x \delta \dot{\phi}_x + \dot{\phi}_y \delta \dot{\phi}_y) \} dx dy \quad (\text{III.28})$$

$$\text{Où } [I_0, I_1, I_2] = \sum_{n=1}^3 \int_{h_n}^{h_{n+1}} \rho(z) [1, z, z^2] dz$$

En remplaçant les équations. (III.23), (III.27) et (III.28) dans l'équation (III.21), puis l'intégration par parties et la collecte des coefficients de δu_0 , δv_0 , δw_0 , $\delta \phi_x$ et $\delta \phi_y$ conduisent aux équations de mouvement suivantes :

$$\delta u_0 : \frac{\partial N_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} = I_0 \ddot{u}_0 + I_1 \ddot{\phi}_x \quad (\text{III.29a})$$

$$\delta v_0 : \frac{\partial N_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial x} = I_0 \ddot{v}_0 + I_1 \ddot{\phi}_y \quad (\text{III.29b})$$

$$\delta w_0 : \frac{\partial P_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial P_{yz}}{\partial y} + q = I_0 \ddot{w}_0 \quad (\text{III.29c})$$

$$\delta \phi_x : \frac{\partial M_{xx}}{\partial x} - P_{xz} + \frac{\partial M_{xy}}{\partial y} = I_1 \ddot{u}_0 + I_2 \ddot{\phi}_x \quad (\text{III.29d})$$

$$\delta \phi_y : \frac{\partial M_{yy}}{\partial y} - P_{yz} + \frac{\partial M_{xy}}{\partial x} = I_1 \ddot{v}_0 + I_2 \ddot{\phi}_y \quad (\text{III.29e})$$

La méthode de Navier est utilisée pour formuler les solutions sous forme fermée aux problèmes de flexion et de vibration des plaques CNTRC simplement supportées. En suivant la procédure de solution de Navier, nous supposons la forme de solution suivante pour les fonctions de déplacement développées en double série trigonométrique qui satisfait les conditions aux limites.

$$\begin{aligned} u_0(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} U_{MN} e^{i\omega t} \cos(\alpha x) \sin(\zeta y) \\ v_0(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} V_{MN} e^{i\omega t} \sin(\alpha x) \cos(\zeta y) \\ w_0(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} W_{MN} e^{i\omega t} \sin(\alpha x) \sin(\zeta y) \\ \phi_x(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} \Theta_{xMN} e^{i\omega t} \cos(\alpha x) \sin(\zeta y) \\ \phi_y(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} \Theta_{yMN} e^{i\omega t} \sin(\alpha x) \cos(\zeta y) \end{aligned} \quad (\text{III.30})$$

$$\text{Où } \alpha = \frac{M\pi}{a} \text{ et } \zeta = \frac{N\pi}{b} . i = \sqrt{-1}$$

Où U_{MN} et V_{MN} , W_{MN} , Θ_{xMN} Θ_{yMN} sont des paramètres arbitraires et ω , la fréquence de vibration libre.

La charge transversale (q) est également étendue comme suit:

$$q(x, y) = \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} Q_{MN} \sin(\alpha x) \sin(\zeta y) \quad (\text{III.31})$$

Pour différents types de charges agissant sur les plaques CNTRC peuvent être définis comme

Pour charge sinusoïdale : $Q_{MN} = q_0, (M = N = 1)$ (III.32)

Pour une charge uniforme : $Q_{MN} = \frac{16q_0}{MN\pi^2}, (M = N = 1,3,5,\dots)$ (III.33)

En substituant l'Eq. (III.30) dans l'Eq. (III.29), on obtient les solutions sous forme fermée qui sont présentées sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{pmatrix} s_{11} & s_{12} & s_{13} & s_{14} & s_{15} \\ s_{12} & s_{22} & s_{23} & s_{24} & s_{25} \\ s_{13} & s_{23} & s_{33} & s_{34} & s_{35} \\ s_{14} & s_{24} & s_{34} & s_{44} & s_{45} \\ s_{15} & s_{25} & s_{35} & s_{45} & s_{55} \end{pmatrix} - \omega^2 \begin{pmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} & m_{14} & m_{15} \\ m_{12} & m_{22} & m_{23} & m_{24} & m_{25} \\ m_{13} & m_{23} & m_{33} & m_{34} & m_{35} \\ m_{14} & m_{24} & m_{34} & m_{44} & m_{45} \\ m_{15} & m_{25} & m_{35} & m_{45} & m_{55} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} U_{MN} \\ V_{MN} \\ W_{MN} \\ \Theta_{xMN} \\ \Theta_{yMN} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ q_{mn} \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \quad (III.34)$$

Où :

$$\begin{aligned} s_{11} &= -A_{11}\alpha^2 + A_{66}\zeta^2, & s_{12} &= -\alpha\zeta(A_{12} + A_{66}), & s_{13} &= 0, & s_{14} &= -B_{11}\alpha^3 - B_{66}\zeta^2, \\ s_{15} &= -B_{12}\alpha\zeta - B_{66}\alpha\zeta, & s_{21} &= s_{12}, & s_{22} &= -A_{66}\alpha^2 - A_{22}\zeta^2, & s_{23} &= 0, & s_{24} &= -B_{12}\alpha\zeta - B_{66}\alpha\zeta, \\ s_{25} &= -B_{66}\alpha^2 - B_{22}\zeta^2, & s_{31} &= s_{13}, & s_{32} &= s_{23}, & s_{33} &= -D_{55}\alpha^2 - D_{44}\zeta^2, & s_{34} &= -D_{55}\alpha, \\ s_{35} &= -D_{44}\zeta, & s_{41} &= s_{14}, & s_{42} &= s_{24}, & s_{43} &= s_{34}, & s_{44} &= -C_{11}\alpha^2 - C_{66}\zeta^2 - D_{55}, \\ s_{45} &= -\alpha\zeta(C_{12} + C_{66}), & s_{51} &= s_{15}, & s_{52} &= s_{25}, & s_{53} &= s_{35}, & s_{54} &= s_{45}, & s_{55} &= -D_{44} - C_{66}\alpha^2 - C_{22}\zeta^2 \end{aligned} \quad (III.35)$$

Et :

$$\begin{aligned} m_{11} &= m_{22} = m_{33} = -I_0, & m_{44} &= m_{55} = I_2, & m_{12} &= m_{21} = 0, & m_{13} &= m_{31} = 0, & m_{14} &= m_{41} = I_1, \\ m_{15} &= m_{51} = 0, & m_{23} &= m_{32} = 0, & m_{24} &= m_{42} = 0, & m_{25} &= m_{52} = I_1, & m_{34} &= m_{43} = 0, \\ m_{35} &= m_{53} = 0, & m_{45} &= m_{54} = 0, \end{aligned} \quad (III.36)$$

Les paramètres adimensionnels utilisés pour présenter les résultats numériques des analyses de flexion et de vibration des plaques CNTRC sont les suivants.

Pour le problème de flexion:

$$\bar{w} = \frac{10^3 D_0}{q_0 a^4} w(a/2, b/2) ; \bar{u} = \frac{10^3 D_0}{q_0 a^4} u(0, b/2, -h/2) ; \bar{v} = \frac{10^3 D_0}{q_0 a^4} v(a/2, 0, -h/2)$$

$$\bar{\sigma}_{xx} = -\frac{h^2}{q_0 a^2} \sigma_{xx}(a/2, b/2, -h/2) ; \bar{\sigma}_{xy} = \frac{h^2}{q_0 a^2} \sigma_{xy}(0, 0, -h/2) \quad (\text{III.37})$$

$$\bar{\sigma}_{xz} = -\frac{h^2}{q_0 a^2} \sigma_{xz}(0, b/2, -h/2)$$

Où $D_0 = \frac{E^p h^3}{12[1 - (\nu^p)^2]}$

Pour l'analyse vibratoire :

$$\bar{\omega} = \omega h \sqrt{\rho^p / E^p} \quad (\text{III.38})$$

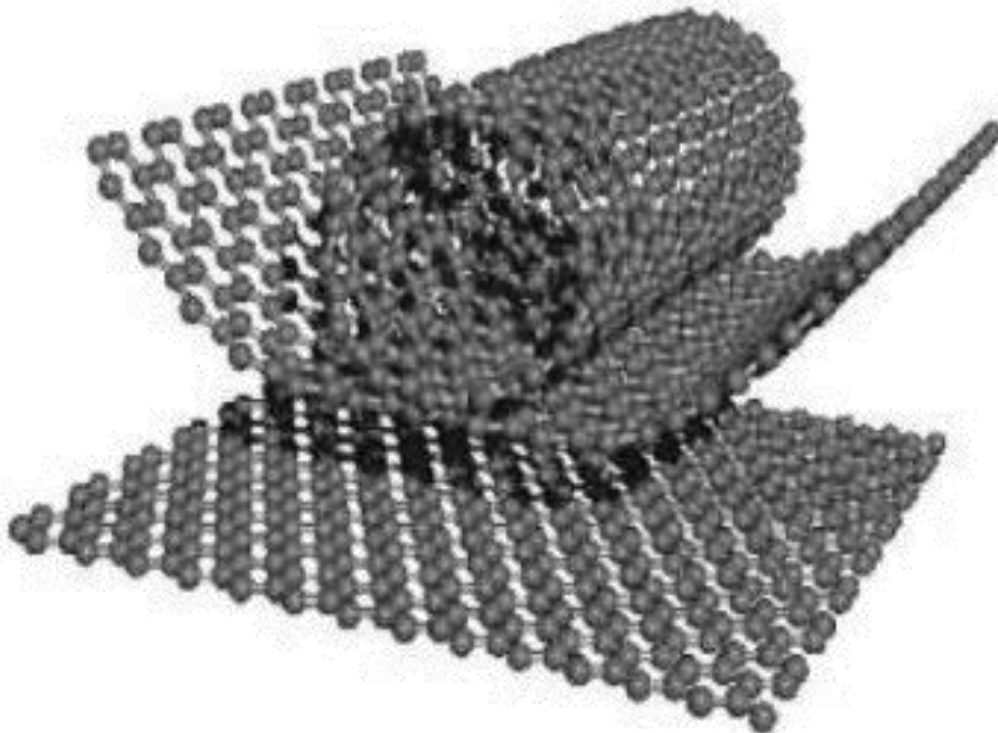
III.7 Conclusion :

Dans ce chapitre on a décrit les différentes théories des plaques pour simplifier les problèmes rencontrés, une comparaison des théories classiques, du premier ordre et d'ordre élevé a été faite pour décrire la déformation de cisaillement des plaques. Il est à noter qu'il existe d'autres théories issues de ces théories mentionnées dans ce chapitre qui donnent des résultats acceptables dans certains cas.

En général, il est rare de trouver une théorie qui serait applicable à tous les cas possibles (matériau composite anisotrope, isotrope, stratifié, sandwich ...etc) et aux différents phénomènes étudiés (statique, dynamique, flambement, ...etc), et qui serait en plus simple et facile et ne coûte pas trop en temps de calcul, car chacune d'elles présente des avantages et des inconvénients, avec des formulations qui diffèrent selon le domaine d'application.

Les équations du mouvement sont obtenues par le principe de Hamilton et ensuite les équations différentielles générales de la flexion et de la vibration transversale d'une plaque en sandwich renforcées par deux types de distribution (UD, FG) sont obtenues.

CHAPITRE IV : RÉSULTATS ET DISCUSSIONS



IV.1 Introduction :

Dans ce chapitre on va interpréter les résultats numériques obtenus au cours de ce travail analytique concernant la vibration libre et la flexion des plaques sandwichs renforcées par des nanotubes de carbone avec deux distribution (UD et FG) dans les peaux et l'âme de la plaque sur la base de la théorie de déformation du premier ordre (FSDT).

IV.2 Résultats et discussions :

Les résultats numériques des comportements de flexion et de la vibration libre des plaques sandwichs renforcées par du nanotube de carbone sont présentés et discutés. Les caractéristiques matérielles effectives des plaques renforcées par de nanotube de carbone (CNTRC) utilisées tout au long de ce travail sont indiquées ci-après.

Le polymère (PMPV) est utilisé comme matrice dans laquelle les propriétés des matériaux sont : $\nu^P = 0.34$, $\rho^P = 1150 \text{kg/m}^3$ et $E^P = 2.1 \text{GPa}$. Pour le matériau de renforcement, des nanotubes de carbone type armchair (10,10) (SWCNT) ont choisi avec les propriétés suivantes selon l'étude de Zhu et al [ZHU.P 2012] :

$$\nu_{12}^{cnt} = 0.175; \rho^{cnt} = 1400 \text{kg/m}^3; E_{11}^{cnt} = 5.6466 \text{TPa}; E_{22}^{cnt} = 7.0800 \text{TPa}$$

Afin de prouver la validité des modèles mathématiques de la présente théorie, les résultats obtenus sont adoptés et comparés à ceux déjà existants dans la littérature présentés par Zhu et al [ZHU.P 2012] dans le tableau (IV.1).

Les différentes valeurs de fraction volumique de nanotube de carbone et divers renforcements de l'âme et peaux de la plaque sandwich sous chargement uniforme avec le rapport géométrique de la plaque ($a/h = 10$) sont considérés dans le tableau (IV.1).

Tableau IV.1: Comparaisons des flexions adimensionnelles $w^* = -(w_0/h)10^{-2}$ de la plaque sandwich carrée renforcée

Type de renfort	La source	$V_{cnt}^* = 0.11$	$V_{cnt}^* = 0.14$	$V_{cnt}^* = 0.17$
âme (UD-CNT)	Présent	0,3739	0,3298	0,2394
	Zhu et al. [ZHU.P 2012]	0,3739	0,3305	0,2394
âme (FG-CNT)	Présent	0,5228	0,4512	0,3377
	Zhu et al. [ZHU.P 2012]	0,5216	0,4512	0,3368
peaux (UD-CNT)	Présent	0,3739	0,3298	0,2394
	Zhu et al. [ZHU.P 2012]	0,3739	0,3305	0,2394
peaux (FG-CNT)	Présent	0,3177	0,2838	0,2013
	Zhu et al. [ZHU.P 2012]	0,3176	0,2842	0,2011

On peut constater à partir de cette comparaison le bon accord entre les résultats. En outre, le renfort FG-CNT de la plaque sandwich renforcée en peaux présente une résistance élevée aux déformations par rapport aux autres types de renforcements.

Pour donner une idée des déflexions de convergence, des contraintes normales et des contraintes de cisaillement résultant de la plaque sandwich renforcée (1-2-1) sous une charge uniforme, un nombre différent de termes (M, N) est considéré (tableau IV.2).

Tableau IV.2: Etudes de convergence pour les déformations et les contraintes de la plaque sandwich carrée 1-2-1 renforcées sous une charge uniforme ($V_{ent}^* = 0.17$, $a/h = 10$)

Plaque sandwich renforcée en âme								
M = N	UD-CNT				FG-CNT			
	\bar{U}	\bar{W}	$\bar{\sigma}_{xx}$	$\bar{\sigma}_{xy}$	\bar{U}	\bar{W}	$\bar{\sigma}_{xx}$	$\bar{\sigma}_{xy}$
1	0,1971	1,5045	4,5810	0,8720	0,2826	2,0192	-12,6524	0,7481
5	0,1959	1,4480	4,2926	0,1017	0,2836	1,9571	-11,8320	0,8506
15	0,1959	1,4477	4,2899	0,1026	0,2837	1,9568	-11,8232	0,8566
25	0,1959	1,4477	4,2898	0,1027	0,2837	1,9568	-11,8229	0,8571
35	0,1959	1,4477	4,2898	0,1027	0,2837	1,9568	-11,8228	0,8572
45	0,1959	1,4477	4,2898	0,1027	0,2837	1,9568	-11,8228	0,8573
50	0,1959	1,4477	4,2898	0,1027	0,2837	1,9568	-11,8228	0,8573
Plaque sandwich renforcée à la face supérieure et inférieure								
1	0,4273	0,5721	0,9993	0,2657	0,3558	0,5257	1,6414	0,2972
5	0,4086	0,5257	0,9097	0,3666	0,3395	0,4812	1,4944	0,4157
15	0,4086	0,5254	0,9091	0,3744	0,3395	0,4809	1,4932	0,4251
25	0,4086	0,5254	0,9091	0,3751	0,3395	0,4809	1,4932	0,4260
35	0,4086	0,5254	0,9091	0,3753	0,3395	0,4809	1,4932	0,4262
45	0,4086	0,5254	0,9091	0,3754	0,3395	0,4809	1,4932	0,4263
50	0,4086	0,5254	0,9091	0,3754	0,3395	0,4809	1,4932	0,4263

Il a conclu que les déflexions adimensionnelles des plaques sandwichs renforcées en âme et peaux convergente à la 25 ème itération et que les contraintes de la plaque sandwich renforcée ont été convergentes aux 45ème et 50ème itérations.

Les flexions adimensionnelles (\bar{W}) de plaques sandwich carrée 1-2-1 renforcées pour divers renforts d'âme et des peaux soumis à des charges uniformes, sont présentées dans le tableau (IV.3) avec différentes valeurs du rapport géométrique (a/h).

Tableau IV.3: Effet de la fraction volumique des NTC sur les flexions adimensionnelle (\bar{W}) du plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous des charges uniformes

Plaque sandwich renforcée en âme						
a/h	UD-CNT			FG-CNT		
	$V_{cnt}^* = 0.11$	$V_{cnt}^* = 0.14$	$V_{cnt}^* = 0.17$	$V_{cnt}^* = 0.11$	$V_{cnt}^* = 0.14$	$V_{cnt}^* = 0.17$
10	2.1638	1,9062	1,4477	2.8752	2,6067	1.9568
20	1.9383	1,6753	1,3029	2.6783	2,4070	1,8319
50	1,8744	1,6097	1,2619	2,6228	2.3506	1,7968
Plaque sandwich renforcée à la face supérieure et inférieure						
10	0,8067	0,7166	0,5254	0.7417	0,6630	0,4809
20	0.5024	0,4158	0,3277	0,4349	0,3613	0,2830
50	0,4152	0,3298	0,2711	0,3471	0,2752	0,2263

On voit que les déformations adimensionnelles diminuent si le rapport géométrique (a/h) augmente pour tout type de renforcement. Par ailleurs, la plaque en sandwich renforcée en peaux (FG-CNT) présente une résistance élevée à la flexion par rapport aux autres types de renforcement, du fait de la concentration de ce renfort au niveau de la plaque en sandwich renforcée dans les faces supérieure et inférieure.

Dans la présente étude, la (figure IV.1) décrit la flexion adimensionnelle (\bar{W}) de plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous une charge uniforme avec différents types du renforcement à l'avant pour analyser l'effet du rapport (a/h).

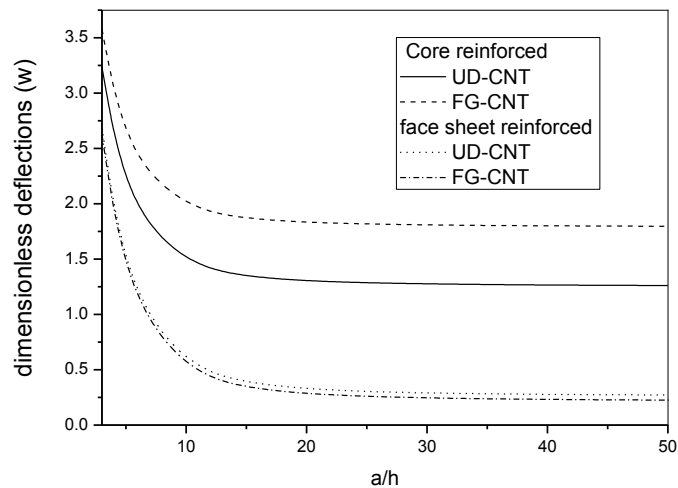


Figure IV.1: Effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{w}) de plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 et soumise à une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$)

On observe que lorsque le rapport géométrique augmente, la déflexion adimensionnelle diminue, puis il se stabilise pour la valeur plus élevée du rapport ($a/h > 20$).

En outre, la plaque sandwich renforcée en peaux présente une résistance élevée aux déformations par rapport à la plaque sandwich renforcée en âme. On peut en conclure que la grande différence entre la plaque renforcée en peaux et la plaque sandwich renforcée en âme est attribuée à une concentration du nanotube de carbone au niveau des couches supérieure et inférieure de la plaque sandwich.

Le tableau (IV.4) présente les résultats des flexions adimensionnelles (\bar{w}) de la plaque sandwich 1-2-1 renforcée sous des charges uniformes et sinusoïdales avec différentes valeurs de fraction volumique en nanotubes de carbone pour différents renforts de plaque.

Tableau IV.4: flexion adimensionnelles de la plaque sandwich carrée 1-2-1 renforcée sous des charges uniformes et sinusoidales ($V_{cnt}^* = 0.17$)

Plaque sandwich renforcée en âme							
a/h	Type de renfort	Charge uniforme			Charge sinusoidale		
		\bar{U}	\bar{V}	\bar{W}	\bar{U}	\bar{V}	\bar{W}
10	UD-CNT	0,1959	0,2414	1,4477	0,1189	0,1695	0,8373
	FG-CNT	0,2837	0,3178	1,9568	0,1749	0,2159	1,1462
20	UD-CNT	0,1000	0,1134	1,3029	0,0620	0,0813	0,7586
	FG-CNT	0,1439	0,1547	1,8319	0,0884	0,1060	1,0799
50	UD-CNT	0,0402	0,0445	1,2619	0,0242	0,0321	0,7362
	FG-CNT	0,0578	0,0614	1,7968	0,0355	0,0422	1,0612
Plaque sandwich renforcée à la face supérieure et inférieure							
10	UD-CNT	0,4086	0,1019	0,5254	0,2290	0,8300	0,2782
	FG-CNT	0,0339	0,0940	0,4809	0,0189	0,0769	0,2529
20	UD-CNT	0,2077	0,3597	0,3277	0,1112	0,3326	0,1688
	FG-CNT	0,0172	0,0318	0,2830	0,0091	0,0299	0,1436
50	UD-CNT	0,8319	0,1256	0,2711	0,4359	0,1240	0,1379
	FG-CNT	0,0068	0,0108	0,2263	0,0035	0,0110	0,1128

D'après les résultats, il est clair que les flèches des plaques soumises à une charge uniforme sont plus importantes que celles des plaques soumises à une charge sinusoidale. De plus, ces résultats nous ont permis de choisir le type de plaque sandwich avec le renforcement correspondant à la charge appliquée.

L'effet du rapport géométrique (a/h) sur la déflexion adimensionnelle et les contraintes de la plaque sandwich carrée renforcée pour divers schémas sous charge uniforme est présenté dans le tableau (IV.5) avec ($V_{cnt}^* = 0.17$).

Tableau IV.5: Effet du rapport géométrique (a/h) sur la déflexion adimensionnelle et les contraintes du plaque sandwich carrée renforcée pour divers régimes sous charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$)

Plaque sandwich renforcée en âme									
a/h	Schémas	UD-CNT				FG-CNT			
		\bar{U}	\bar{W}	$\bar{\sigma}_{xx}$	$\bar{\sigma}_{xy}$	\bar{U}	\bar{W}	$\bar{\sigma}_{xx}$	$\bar{\sigma}_{xy}$
10	1-1-1	0,3452	2,3135	7,3480	0,1632	0.4123	2.6833	-33.3294	0,0940
	1-2-1	0,1959	1,4477	4.2898	0,1027	0,2837	1.9568	-11,8228	0,0857
	2-1-2	0,4636	2,9582	9.4161	0,2106	0,4875	3,0783	-75.9566	0,0775
20	1-1-1	0,1743	2.1931	7,4237	0,1619	0,2071	2,5690	-33.4862	0,0937
	1-2-1	0,1000	1,3029	4.3829	0,0992	0,1439	1,8320	-12.0062	0,0845
	2-1-2	0,2319	2.8417	9.4215	0,2105	0,2435	2.9621	-75.8651	0,0775
Plaque sandwich renforcée à la face supérieure et inférieure									
10	1-1-1	0,0374	0,4962	0,8317	0,0357	0,0289	0,4413	1.2707	0,0391
	1-2-1	0,0409	0,5254	0.9091	0,0375	0,0339	0,4809	1,4932	0,0426
	2-1-2	0,0364	0,4839	0.8092	0,0350	0,0265	0,4204	1,1675	0,0372
20	1-1-1	0,0190	0,3030	0,8402	0,0282	0,0146	0.2480	1,2823	0,0296
	1-2-1	0,0208	0,3277	0,9209	0,0301	0,0172	0,2830	1,5126	0,0331
	2-1-2	0,0184	0,2948	0,8165	0,0277	0,0134	0,2312	1.1757	0,0278

On peut constater que les plages de déflexion adimensionnelle et des contraintes pour différents schémas selon l'épaisseur de la plaque sandwich sont très différentes, la plage est la plus petite pour (1-2-1), mais la plage est la plus grande pour (2- 1-2) dans le cas de la plaque sandwich renforcée à l'âme et l'opposé dans le cas de la plaque sandwich renforcée à la face supérieure et inférieure. La raison de cette différence est peut-être attribuée à l'augmentation ou à la diminution de l'épaisseur des couches renforcées.

Les figures (IV.2), (IV.3) illustrent l'effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{W}) des plaques renforcées carrées à âme et peaux pour différents schémas sous charge uniforme. Les valeurs de la fraction volumique de nanotube de carbone ($V_{cnt}^* = 0.17$) est pris en compte dans ces figures.

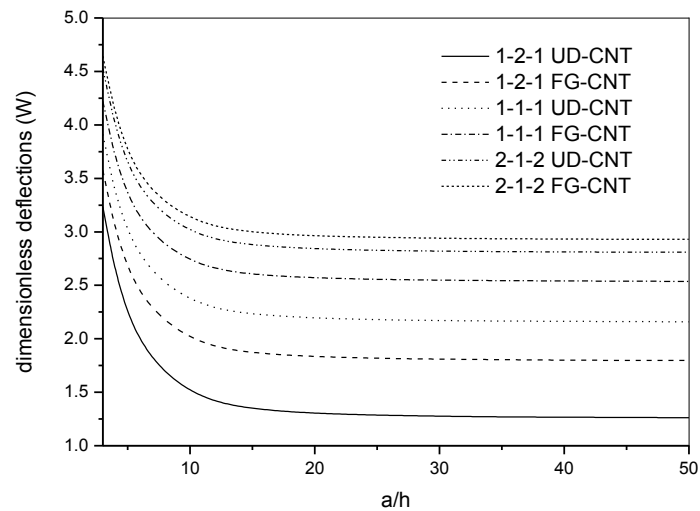


Figure IV.2: Effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{W}) de plaque sandwich carrée à âme renforcée pour divers types de chargement sous charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$).

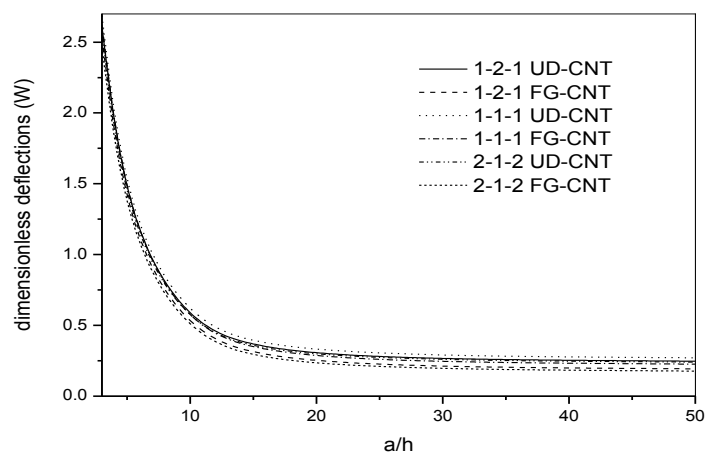


Figure IV.3 : Effet du rapport géométrique (a/h) sur la flexion adimensionnelle (\bar{W}) de plaque sandwich carrée à faces renforcées pour divers types de chargement sous une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$).

Il ressort clairement que les plages d'effet de la couche renforcée sur la déflexion adimensionnelle sont très différentes, la plage est la plus grande pour la plaque de l'âme renforcé (figure IV.2), mais la plage est la plus petite pour la plaque à des faces renforcées (figure IV.3). L'effet de différence est attribué à la rigidité la plus élevée des couches supérieures et inférieures renforcées. De plus, on observe que lorsque le rapport géométrique augmente, la déflexion adimensionnelle diminue rapidement ($a/h < 20$), puis se stabilise pour les valeurs les plus élevées.

Les contraintes adimensionnelles ($\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}$) à travers la plaque sandwich carrée renforcée (1-2-1) sous une charge uniforme sont illustrées dans les figures (IV.4), (IV.5) et (IV.6) respectivement avec un rapport géométrique ($a/h = 10$) et une fraction volumique de nanotube ($V_{cnt}^* = 0.17$).

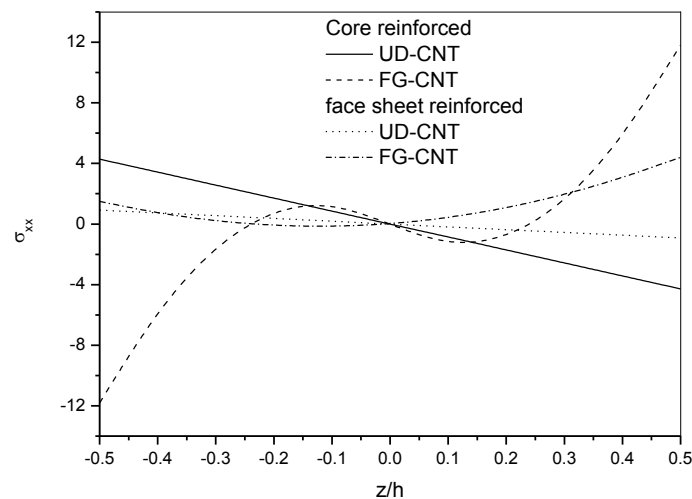


Figure IV.4: Contraintes adimensionnelle (σ_{xx}) à travers l'épaisseur d'une plaque sandwich carrée 1-2-1 renforcée sous une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$, $a/h = 10$).

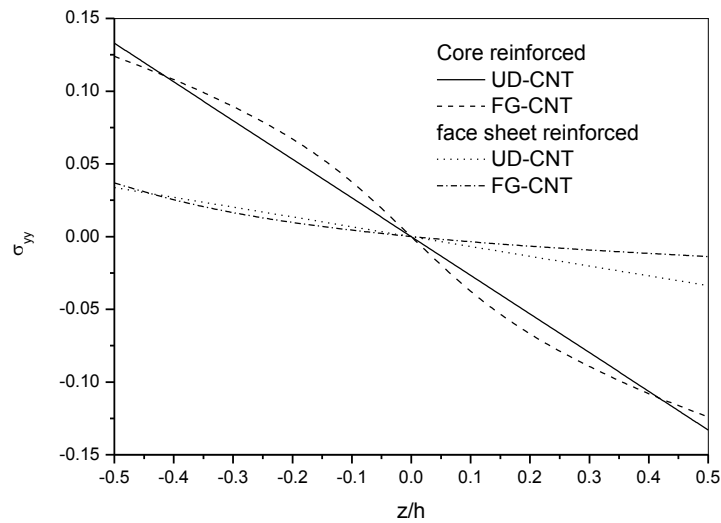


Figure IV.5 : Contraintes adimensionnelles (σ_{yy}) à travers l'épaisseur de la plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$, $a/h = 10$).

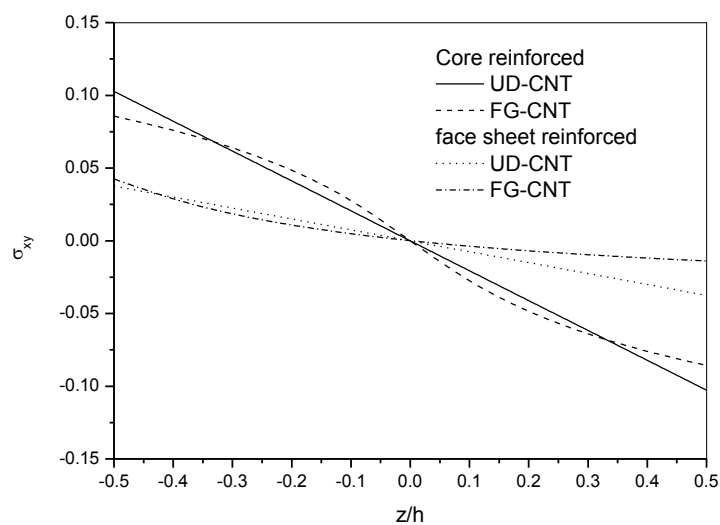


Figure IV.6 : Contraintes adimensionnelle (σ_{xy}) à travers l'épaisseur de plaque sandwich carrée renforcée 1-2-1 sous une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$, $a/h = 10$).

Sur ces figures, on constate que les contraintes adimensionnelles soulignent de renforcement (UD-CNT) sont linéaires pour les deux, l'âme et les peaux de la plaque sandwich renforcée, les contraintes sont à la traction à la surface inférieure et à la compression à la surface supérieure de la plaque. En revanche, les contraintes adimensionnelles à travers

l'épaisseur de la plaque sandwich renforcée du type (FG-CNT) ne sont pas linéaires et les plages sont maximales pour la plaque sandwich renforcée de base.

Pour valider les résultats de modèles mathématiques des fréquences adimensionnelles, une comparaison entre les résultats obtenus et ceux existants dans la littérature sont présentés dans le tableau (IV.6). La fréquence adimensionnelles ($\bar{\omega}$) de plaque sandwich carrée renforcée sous des charges uniformes avec ($V_{cnt}^* = 0.17$) pour différents modes sont également présentés dans ce tableau.

Tableau IV.6: Comparaisons des fréquences adimensionnelles ($\bar{\omega}$) de plaque sandwich carrée renforcée sous des charges uniformes ($V_{cnt}^* = 0.17$)

Plaque sandwich renforcée en âme							
		a/h = 5			a/h=10		
(m, n)		(1-1)	(1-2)	(2-2)	(1-1)	(1-2)	(2-2)
Type de renfort	La source						
UD-CNT	Présent	0,4305	0,6311	0,9962	0,1678	0,2196	0,4305
	TSDT[WATTANASAKULPONG.N 2015]	0,4383	0,6372	1,0650	0,1683	0,2201	0,4383
FG-CNT	Présent	0,4048	0,6100	0,9810	0,1425	0,1999	0,4048
	TSDT [WATTANASAKULPONG.N 2015]	0,3992	0,6114	0,9912	0,1409	0,1993	0,3992
Plaque sandwich renforcée à la face supérieure et inférieure							
UD-CNT	Présent	0,4305	0,6311	0,9962	0,1678	0,2196	0,4305
	TSDT [WATTANASAKULPONG.N 2015]	0,4383	0,6372	1,0650	0,1683	0,2201	0,4383
FG-CNT	Présent	0,4463	0,6543	1,0179	0,1824	0,2343	0,4463
	TSDT [WATTANASAKULPONG.N 2015]	0,4524	0,6552	1,0935	0,1819	0,2334	0,4524

La faible variation de fréquence est due au modèle proposé par Wattanasakulpong et Chaikittiratana [WATTANASAKULPONG.N 2015] selon lequel la théorie de la plaque de déformation en cisaillement d'ordre supérieur avec une fonction de forme appropriée. Cependant, la plaque sandwich FG-CNT renforcée dans les faces supérieure et inférieure a des résultats de fréquence plus élevés que ceux des autres types des plaques sandwichs renforcées pour chaque mode. De plus, on observe que les fréquences adimensionnelles augmentent par augmentation du nombre de mode.

La variation de première, deuxième et troisième fréquences adimensionnelles de l'âme renforcé et des peaux d'une plaque sandwich carré 1-2-1 sous charge uniforme avec fraction volumique de nanotubes ($V_{cnt}^* = 0.17$) sont présentés dans (figure IV.7 et IV.8) respectivement.

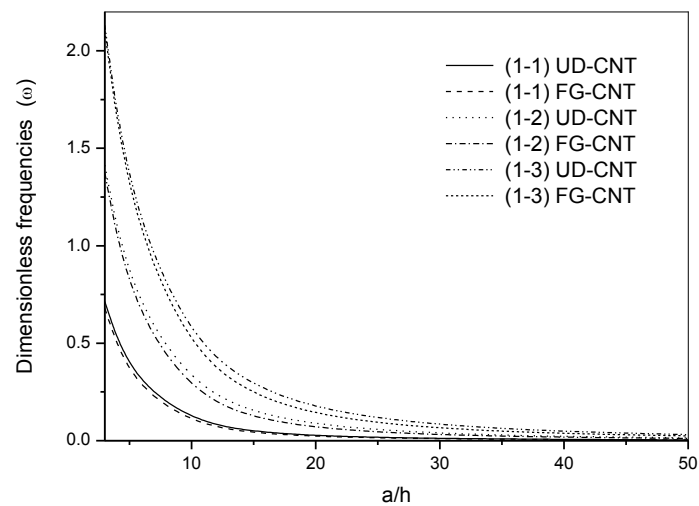


Figure IV.7 : Première, deuxième et troisième fréquences adimensionnelles de la plaque sandwich carrée à âme renforcée 1-2-1 soumise à une charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$).

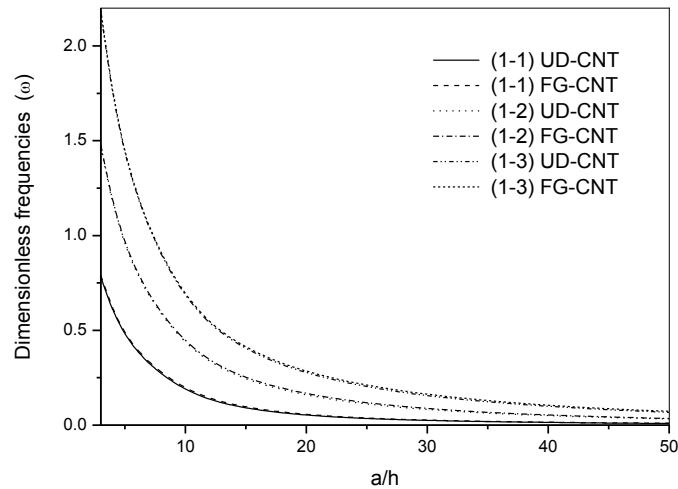


Figure IV.8 : Première, deuxième et troisième fréquences adimensionnelles d'une plaque sandwich carrée à des peaux renforcées 1-2-1 sous charge uniforme ($V_{cnt}^* = 0.17$).

Leurs résultats montrent la dépendance des fréquences adimensionnelles avec le facteur géométrique et le type de renforcement de la plaque sandwich. Dans ce cas, on peut voir que la différence entre la fréquence adimensionnelle de UD-CNT et FG-CNT est très faible pour tous les modes. De plus, la plage de fréquence adimensionnelle augmente avec l'augmentation du nombre des modes et diminue avec l'augmentation du rapport largeur / hauteur (a/h). D'autre part, la réduction de la fréquence adimensionnelle est plus prononcée dans la plaque sandwich à âme renforcée.

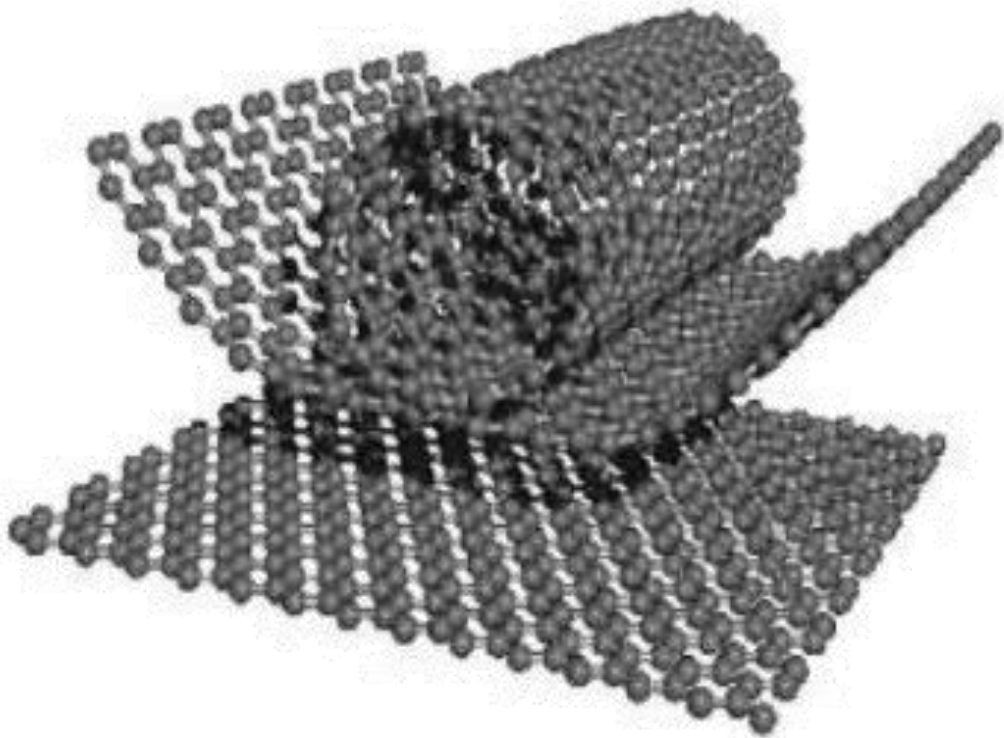
IV.3 Conclusions:

Dans ce chapitre, les résultats ont montré la dépendance du comportement statique et dynamique sur les différents paramètres tels que les proportions, la fraction volumique, les types de renforcement et l'épaisseur de la plaque.

La plaque sandwich FG-CNT renforcée en peaux présente une résistance élevée à la flexion par rapport les autres types de renforcement du fait de la concentration des nanotubes de carbone au niveau des faces supérieure et inférieure de la plaque sandwich.

En ce qui concerne les analyses de vibrations, il a été constaté que les types de renforcement et les numéros de mode sont des paramètres importants pour les fréquences adimensionnelles de chaque plaque. L'augmentation des rapports géométrique (a/h) et du mode fondamental conduit à la plus petite fréquence adimensionnelle. De plus, la réduction de la fréquence adimensionnelle est plus prononcée dans la plaque sandwich à âme renforcée.

CONCLUSION GÉNÉRALE



CONCLUSION GÉNÉRALE

L'utilisation des matériaux composites à base de nanotube de carbone (NTC) apparaît comme une voie prometteuse dans le domaine des nouveaux matériaux composites grâce à leurs propriétés structurales et électroniques très particulières.

Cette étude explique l'influence de différents paramètres sur le comportement statique et dynamique de plaque sandwich composite renforcée par de nanotube de carbone en utilisant la théorie de la plaque de déformation par cisaillement de premier ordre (FSDT). Les formulations et les équations principales comprennent les différents paramètres à résoudre et les analyses de flexion, de contraintes et de vibration adimensionnelle de deux types de plaques sandwich, le sandwich à âme renforcée et le sandwich à faces renforcée à obtenir.

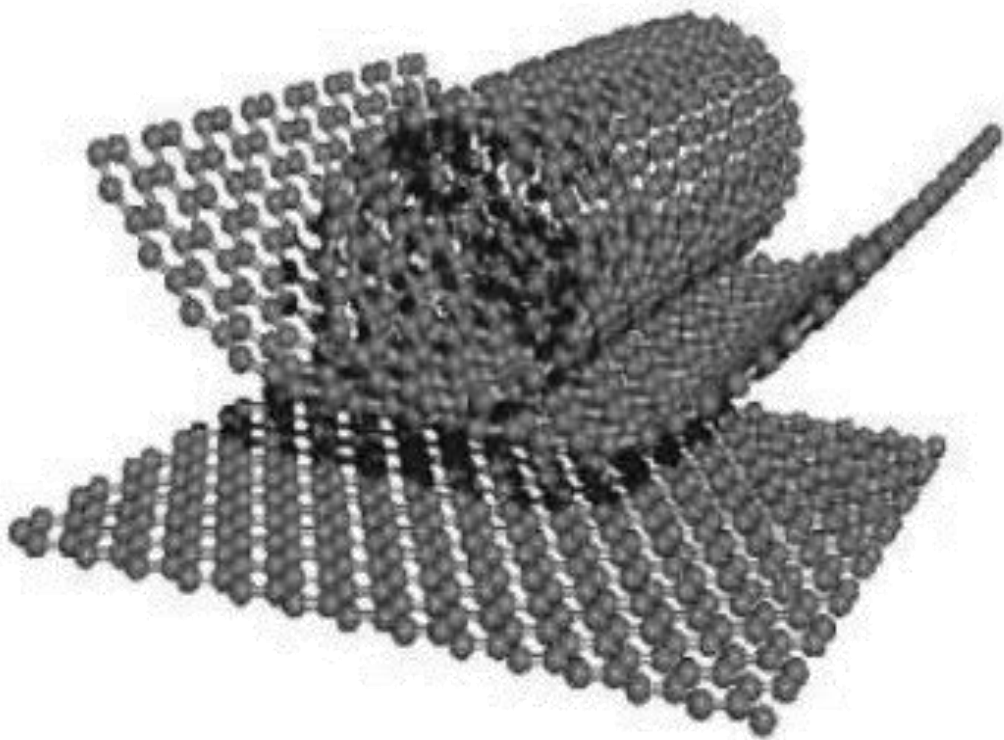
En plus des résultats, on observe pour l'analyse de la flexion et des contraintes de telles plaques que la plaque sandwich FG-CNT renforcée en peaux présente une résistance élevée à la flexion par rapport à d'autres types de renforcement du fait de la concentration des nanotubes au niveau des faces supérieure et inférieure de la plaque sandwich.

En ce qui concerne les analyses de vibrations, il a été constaté que les types de renforcement, les proportions et les numéros de mode sont des paramètres importants pour les fréquences adimensionnelles de chaque plaque. L'augmentation des rapports d'aspect (a/h) et du mode fondamental conduit à la plus petite fréquence adimensionnelle. De plus, la réduction de la fréquence adimensionnelle est plus prononcée dans la plaque sandwich à âme renforcée.

Enfin, on peut dire que cette contribution s'inscrit dans le cadre des recherches de notre laboratoire dans le domaine des matériaux nano-composites à base de nanotube de carbone. Ainsi que, cette étude peut servir comme une base de données pour les futurs chercheurs dans le but de développer et d'approfondir les connaissances dans le domaine d'utilisation des nano-composites à base de nanotube de carbone pour les applications dans les différents domaines.

En perspective, il est intéressant d'étudier des plaques composites avec d'autres types de distribution des nanotubes de carbone, le type de chargement, l'influence des conditions aux limites et peut avoir aussi l'effet thermique et l'application des autres théories.

Référence bibliographiques



RÉFÉRENCE BIBLIOGRAPHIES
A

- [AJAYAN.P.M 2000] Ajayan P. M, Schadler L. S, Giannaris, C, & Rubio A, Single-walled carbon nanotube-polymer composites: strength and weakness, *Adv. Mater*, Vol. 12, pp. 750-753, ISSN 0935-9648, (2000).
- [ATMANI.A 2016]ATMANI Abderaouf, comportement mécanique en traction monotone d'un polymère associé au carbonate de calcium, (PEHD 5502/CaCO₃), 2016.
- [ABDOULAYE.S 2008]ABDOULAYE Seyni, Propriétés physico-chimiques et d'usage de matériaux composites à charge dégradable produits par co-broyage, 2008.
- [ARLIE.P 1980]Arlie.P J, *Caoutchoucs synthétiques, Procédés et données économiques*, Éditions Technip, (1980).
- [ALAMI.M 2015]ALAMI Mohamed, Prédiction de l'Endommagement de l'Interface Fibre Matrice d'un Nano-Composite Carbone/Graphite Epoxy par Algorithme Génétique, 2015
- [ABDELLI.F 2008] ABDELLI.F, Elaboration Et Caractérisation De Nanocomposites Cellulose Montmorillonite Memoire De Magister universite M'hamed Bougara (2008).
- [AJAYAN.P.M 1994] P.M. Ajayan, O. Stephen, C. Colliex, D. Trauth, , "Aligned carbon nanotube arrays formed by cutting a polymer resin-nanotube composite", *Science*, 256(1994), 1212-1214.
- [ARBAOUI.J.E 2009]J.E. ARBAOUI, Étude comparative et caractérisation mécanique des structures sandwichs multicouches, Docteur de l'université PAUL VERLAINE-METZ, 2009.
- [ASSARAR.M 2007]Assarar Mustapha, Etude expérimentale et modélisation du comportement dynamique des composites stratifiés et sandwichs, Thèse de Doctorat de Université Maine, 2007.
- [AMBARTSUMYAN.S.A 1969] S.A. Ambartsumyan, *Theory of anisotropic plate*", Technomic Publishing Co (1969).
- [AFAQ.K.S 2003]K. S. Afaq, Développement d'un nouveau modèle pour les structures Composites multicouches et sandwichs avec prise en compte du cisaillement transverse et des effets de bord , thèse de doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier, France, 2003.
- [AIT ATMANE.H 2010]H. AitAtmane, A. Tounsi, S.A. Meftah et H.A. Belhadj (2011), Free vibration behavior of exponential functionally graded beams with varying cross-section, *Journal of Vibration and Control* 17(2), 311-318.
- [AIT.YAHIA.S 2015] S. AitYahia, H. AitAtmane, M.S.A. Houari, A. Tounsi, "Wave propagation in functionally graded plates with porosities using various higher-order shear

deformation plate theories”, Structural Engineering and Mechanics, 53(6), (2015), 1143 – 1165.

[**APE.M 2003**] M. APE, G. MA, Polymerisation of methyl methacrylate by organometallic compounds. Kinetic studies. *Die MakromolChemie* 2003; 81: 234–252.

[**Alexandre F 2011**] Alexandre Fonseca, Alexandre F, Introduction sur les propriétés de graphène et des nanotube de carbone 2011.

[AUBRY.C 2009]

B

[**BECQUEREL 1865**] Becquerel (Antoine César, M.), Mémoire sur les forêts et leur influence climatérique, 1865.

[**BENSAID.M 2015**] BENSALD Mohamed Ouassini, Étude Des Polymères Par Dynamiques Moléculaire Thèse de doctorat 2015.

[**BENNOUN 2016**] Bennoun, M., Houari, M.S.A. and Tounsi, A. (2016), “A novel five variable refined plate theory for vibration analysis of functionally graded sandwich plates”, Mech. Adv. Mater. Struct., 23(4), 423-431.

[**BEATRIZ.C 2008**] BEATRIZ.Cordero, VERONICA Gómez, Ana E. Platero-Prats, Marc Revés, Jorge Echeverría, Eduard Cremades, Flavia Barragán et Santiago Alvarez, Covalent radii revisited, *Dalton Transactions*, 2008, p. 2832 - 2838.

[**BERBER, S 2000**] BERBER, S, Y.-K. Kwon et D. Tománek, Unusually High Thermal Conductivity of Carbon Nanotubes, *Physical Letter Reviews*, 2000.

[**BARBER.A.H 2003**] A.H. Barber, S.R. Cohen, H.D. Wagner, “Measurement of carbon nanotube–polymer interfacial strength”, *Appl Phys Lett*, 82, (2003), 4140–2.

[**BOULECHFAR.C 2007**] BOULECHFAR Chérifa, Synthèse et caractérisation des nano-composites polyéthylène haute densité / Montmorillonite, Université Mentouri Constantine, magister en chimie analytique, physique et environnement, 2007, 46-51.

[**BEHRENS.G 1995**] Behrens G, Kuhn L.T, Ubig R, Heuer A.H, Raman Spectra of Vateritic Calcium Carbonate, *Spectroscopy Letters* 28 (6) (1995), pp 983-995.

[**BOUTERFA.M 2011**] BOUTERFA Meriem, étude de la détermination du paramètre d'interaction entre deux polymères, mémoire de magister, université Ferhat Abbas Sétif, génie des polymères, 2011, 16-21.

-
- [BANDYOPADHYAYA.R 2002]**Bandyopadhyaya. R, Nativ-Roth, E, Regev, O., &Yerushalmi-Rozen, R. (2002), Stabilization of individual carbon nanotubes in aqueous solutions. *Nano Lett.*, Vol. 2, pp. 25-28,ISSN 1530-6984.
- [BADAIRE.S 2004]**Badaire, S, Poulin, P, Maugey, M,&Zakri, C, In Situ Measurements of NanotubeDimensions in Suspensions by Depolarized Dynamic Light Scattering, *Langmuir*, Vol. 20, pp. 10367-10370, ISSN 0743-7463.
- [BARRAU.S 2003]**Barrau, S, Demont, P, Perez, E, Peigney, A, Laurent, C, &Lacabanne, C. (2003), Effect of palmitic acid on the electrical conductivity of carbon nanotubes-epoxy resin composites, *Macromolecules*, Vol. 36, pp. 9678-9680, ISSN 0024-9297
- [BRYING.M 2005]**Bryning, M. B, Milkie, D. E, Islam, M. F, Kikkawa, J. M, &Yodh, A. G, Thermal conductivity and interfacial resistance in single-wall carbon nanotube epoxy composites, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 87, pp. 161909/161901-161909/161903, ISSN 0003-6951
- [BENOITJ. M 2001]** Benoit, J. M, Corraze, B, Lefrant, S, Blau, W. J., Bernier, P, & Chauvet, O. (2001). Transport properties of PMMA-Carbon Nanotubes composites. *Synth. Met.*, Vol. 121, pp.1215-1216, ISSN 0379-6779.
- [BHATTACHARYYA.A. R 2003]**Bhattacharyya.A. R, Sreekumar, T. V, Liu, T, Kumar, S, Ericson, L. M., &Hauge, R. H, Crystallization and orientation studies in polypropylene/single wall carbon nanotube composite, *Polymer*, Vol. 44, pp. 2373-2377, ISSN 0032-3861.
- [BIERCUK.M. J 2002]**Biercuk, M. J, Llaguno, M. C, Radosavljevic, M, Hyun, J. K, Johnson, A. T, & Fischer, J. E.(2002), Carbon nanotube composites for thermal management, *Appl. Phys. Lett.*, Vol.80, pp. 2767-2769, ISSN 0003-6951.
- [BLAKE.R 2004]** Blake. R, Gun'ko, Y. K., Coleman, J, Cadek, M, Fonseca, A, & Nagy, J. B, A Generic Organometallic Approach toward Ultra-Strong Carbon Nanotube Polymer.
- [BAL.S 2007]** Bal. S, &Samal, S. S. (2007), Carbon nanotube reinforced polymer composites - a state of the art. *Bull. Mater. Sci.*, Vol. 30, pp. 379-386, ISSN 0250-4707
- Composites. J. Am. Chem. Soc.*, Vol. 126, pp. 10226-10227, ISSN 0002-7863
- [BRYING.M. B 2005]**Bryning, M. B, Islam, M. F, Kikkawa, J. M, &Yodh, A. G. (2005), Very low conductivity threshold in bulk isotropic single-walled carbon nanotube-epoxy composites, *Adv.Mater.*, Vol. 17, pp. 1186-1191, ISSN 0935-9648
- [BAI. J. B 2003]**Bai. J. B., &Allaoui, A. (2003), Effect of the length and the aggregate size of MWNTs on the improvement efficiency of the mechanical and electrical properties of composites - experimental investigation, *Composites, Part A*, Vol. 34A, pp. 689-694, ISSN 1359-835X.

[BAUHOFER. W 2009] Bauhofer. W, & Kovacs, J. Z. (2009), A review and analysis of electrical percolation in carbon nanotube polymer composites, *Compos. Sci. Technol.*, Vol. 69, pp. 1486-1498, ISSN 0266- 3538.

[BRIAN.F.D 2004] F.D. BRIAN CANTOR and I. STONE “Metal and Ceramic matrix composites” Institute of physics publishing, 2004.

[BANDOW.S 1997] S. Bandow, A.M. Rao, K.A. Williams, A Thess, R.E. Smalley, P.C. Eklund, *J. Phys. Chem.B*, 1997, 101,8839-8842.

[BAENERJEE.S 2005] Banerjee S, Hemraj-Benny T, Wong SS. *Adv Mater* 2005;17:17-29.

C

[CERCLÉ.C 2009] CERCLÉ Claire, optimisation du phénomène d’émulsion dans les Mélanges Amidonthermoplastique/polyéthylène, Université de Montréal École Polytechnique de Montréal, mémoire présenté en vue de l’obtention du diplôme de maîtrise ès sciences appliquées, géniechimique, octobre 2009, 33-40.

[CARREGA.M 2009] CARREGA Marc, Aide-mémoire, Matières plastiques, 2ème édition, ©Dunod, Paris, 54-62, 2009

[CHENG.F 2009] Cheng, F., Imin, P., Maunders, C., Botton, G., & Adronov, A, Soluble, discrete supramolecular complexes of single-walled carbon nanotubes with fluorene-based conjugated polymers. *Macromolecules*, Vol. 41, pp. 2304-2308, ISSN 0024-9297.

[CAMPONESCHLE 2007] Camponeschi.E., Vance, R. Al-Haik, M. Garmestani, H.&Tannenbaum, R. (2007). Properties of carbon nanotube-polymer composites aligned in a magnetic field. *Carbon*, Vol. 45, pp. 2037-2046, ISSN 0008-6223.

[CHOLE. S 2003] Choi. E. S, Brooks, J. S, Eaton, D. L., Al-Haik, M. S, Hussaini, M. Y, &

[CADEK. M 1982] Cadek. M, Coleman, J. N, Barron, V., Hedicke, K, & Blau, W. J. (2002). Morphological and mechanical properties of carbon-nanotube-reinforced semicrystalline and amorphous polymer composites. *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 81, pp. 5123-5125, ISSN 0003-6951

[CAILLERE.S 1982] S.Caillere, S.Henin, M.Rauterau, *Minéralogie des argiles*, Classifications et nomenclature, éd.Masson, 1982

[CIARLET.A 2004] A.I.P.G. CIARLET, R.V. KOHN and M.H WRIGHT “Theory of composites” C.U. Press, 2004

[COOPER.C.A 2002] C.A. Cooper, S.R. Cohen, A.H. Barber, and H.D. Wagner, “Detachment of nanotubes from a polymer matrix”, *Appl Phys Lett*, 81, (2002), 3873–5.

[CHUNG.D 2002] D. D. L. CHUNG, « Review Graphite », *Journal of Materials Science (en)*, vol. 37, 2002, p. 1475 – 1489 (DOI 10.1023/A:1014915307738) essais

mécanique et lois de comportement /Dominique François Paris :Hermessciencepublication
2001

[CORRIAS.M 2005] Massimiliano CORRIAS, Nouvelle classe de catalyseurs pour la production massive en lit fluidisé de nanotubes de carbone multi-parois, Soutenue le 17 juin 2005

[CHO.M 1996] M. Cho, K. Kim, M. H. Kim, « Efficient high order shell theory for laminated composites », *Composite Structures*, vol. 34, pp. 197-212, 1996.

[CUGNONI.J 2004] J. Cugnoni, Identification par recalage modale et fréquentiel des propriétés constitutives de coques en matériaux composites. Thèse de doctorat, l'école polytechnique fédérale de Lausanne, 2004

D

[DAVID.R 2009] David R. Lide, *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, CRC Press Inc, 2009, 90^e éd., 2804 p., Relié (ISBN 978-1-420-09084-0)

[DAVID.L 2004] David Langohr, *Étude du stockage d'hydrogène par adsorption dans des carbones nanostructurés* [archive] (thèse), 2004

[DU. F 2003] Du. F., Fischer, J. E., & Winey, K. I. (2003). Coagulation method for preparing single-walled carbon nanotube/poly(methyl methacrylate) composites and their modulus, electrical conductivity, and thermal stability. *J. Polym. Sci., Part B: Polym. Phys.*, Vol.41, pp. 3333-3338, ISSN 0887-6266

[DUBOIS.P 2006] Dubois, P., & Alexandre, M. (2006). Performant clay/carbon nanotube polymer composites. *Adv. Eng. Mater.*, Vol. 8, pp. 147-154, ISSN 1438-1656

[DU.F 2004] Du, F., Fischer, J. E., & Winey, K. I. (2005). Effect of nanotube alignment on percolation conductivity in carbon nanotube/polymer composites. *Phys. Rev. B: Condens. Matter Mater. Phys.*, Vol. 72, pp. 121404/121401-121404/121404, ISSN 1098-0121

[DUPEUX.M 2004] M. Dupeux, *Aide-mémoire Science des matériaux*, Editions Dunod, (2004).

[DRESSELHAUS.M.S 2001] M.S. Dresselhaus, and P. Avouris, , “Carbon nanotubes: synthesis, structure, properties and application”, *Top Appl Phys*, 80(2001), 1–11.

[DUONG.V.A 2008] V. A. Duong, Développement en dynamique d'un élément fini multicouche avec interfaces imparfaites, Thèse de doctorat, Ecole national des ponts, ParisTech, 2008.

[DI SCIUVA.M 1984] M. Di Sciuva, « A refined transverse shear deformation theory for multilayered anisotropic plates ». *Atti. Accad. Sci. Torino*, vol. 118, pp. 279-295, 1984.

Dresselhaus M. S., et al. (1996), “ *Science of fullerenes and carbon nanotubes* ” : 965 p.

E

[EBBESSEN.T 1996]Ebbesen, T. W., Lezec, H. J., Hiura, H., Bennett, J. W., Ghaemi, H. F., & Thio, T. (1996).Electricalconductivity of individualcarbon nanotubes. *Nature*, Vol. 382, 54-56, ISSN0028-0836

[ELBAZ .M 2004] ELBAZ Mikaël Les nano-composites à matrice organique (2004 /2005)

[EI ACHABY.M 2012]Mounir El Achaby Discipline, Physique Spécialité, Physique des matériaux Nano-composites graphène-polymère thermoplastique, Fabrication et étude des propriétés structurales, thermiques, rhéologiques et mécaniques, 2012.

[ESAWI.A.M.K 2007] A.M.K. Esawi, and M.M. Farag, “Carbon nanotube reinforced composites: potential and current challenges”, *Mater Des*, 28, (2007), 2394–401

[EL-HAINA.F 2017] F. El-Haina, , A. Bakora, , A.A. Bousahla, , A. Tounsi and S.R. Mahmoud, “A simple analytical approach for thermal buckling of thick functionally graded sandwich plates”, *Struct. Eng. Mech.*, 63(5), (2017), 585-595.

F

[FERCHAULT.F 1722] R.-A. Ferchault de Réaumur "L'art de convertir le fer forgé en acier, et l'art d'adoucir le fer fondu, ou de faire des ouvrages de fer fondu aussi finis que le fer forgé" (1722)

[FRIEDERICH.B 2011] B. Friederich, Développement de nouveaux systèmes retardateurs de flammes à base denanocomposites plus respectueux de l’environnement,Thèse de doctorat,Université Paul Verlaine de Metz, 2011, France, 224 p.

[FISCHER. J. E 1997] Fischer. J. E, Dai, H,Thess, A, Lee, R, Hanjani, N. M, &Dehaas, D. L. (1997), Metallicresistivity in crystalline ropes of single-wall carbon nanotubes,*Phys. Rev. B:Condens. Matter*, Vol. 55, pp. R4921-R4924, ISSN 1098-0121.

[FENG. W 2003]Feng. W, Bai, X. D, Lian, Y. Q, Liang, J, Wang, X. G., & Yoshino, K. (2003), Well-aligned polyaniline/carbon-nanotube composite films grown by in-situ anilinepolymerization. *Carbon*, Vol. 41, pp. 1551-1557, ISSN 0008-6223

[FLAHAUT.E 2003]Flahaut E, Bacsa R, Peigney A, Laurent C, Gram-scale CCVD synthesis of doublewalledcarbon nanotubes, *Chemical Communications* , 9 (12), 1442; 2003.

[FONTANILLE.M 2010]M. Fontanille, Y. Gnanou, *Chimie et physico-chimie des polymères*, 2ème edition, Dunod,Paris (2010).

[FRIEDERICH.B 2011], FRIEDERICH.B, Développement de nouveaux systèmes retardateurs de flammes à base de nano-composites plus respectueux de l'environnement, Thèse de doctorat. Université Paul Verlaine de Metz, 2011, France, 224 p.

[FIDELUS.J. D] J. D. FIDELUS, E. WIESEL, F. H. GOJNY, Thermo-mechanical properties of randomly oriented carbon/epoxy nanocomposites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 36, no 11, (2005), p. 1555-1561.

Fan C. F., et al. (1995), “*Wetting of crystalline polymer surfaces: a molecular dynamics simulation*”, *The Journal of Chemical Physics*, **103**, (20), 9.

G

[GRUJICIC.M 2005]Grujicic.M., G. Cao et W.N. Roy, Computational analysis of the lattice contribution to thermal conductivity of single-walled carbon nanotubes , *Journal of Materials Science*, 2005.

[Gong.X 2000]Gong.X, Liu, J, Baskaran, S, Voise, R. D., & Young, J. S. (2000),Surfactant-assistedprocessing of carbon nanotube/polymer composites. *Chem. Mater.*, Vol. 12, pp.1049-1052, ISSN 0897-4756.

[Gao, J 2004]Gao, J, Yu, A, Itkis, M. E., Bekyarova, E, Zhao, B.,&Niyogi, S. (2004), Large-scalefabrication of aligned single-walled carbon nanotube array and hierarchical singlewalledcarbon nanotube assembly,*J. Am. Chem. Soc.*, Vol. 126, pp. 16698-16699,ISSN 0002-7863.

[GOJNY.F. H 2005]Gojny F. H, Wichmann, M. H. G, Fiedler, B, Bauhofer, W, & Schulte, K, Influenceof nano-modification on the mechanical and electrical properties of conventional fibre-reinforced composites, *Composites, Part A*, Vol. 36A, pp. 1525-1535, ISSN 1359-835X.

[GAIKWAD.SD 2018]Gaikwad SD, Goyal RK. Effect of manufacturing processes on percolation threshold andelectrical conductivity of polymer/multi layers graphenenanocomposites. *DiamRelatMater* 2018; 85: 13–17.

[GREENWOOD.N.N 1994] N.N. Greenwood 1994 *Chemistry of the elements*, N.N.Greenwood and A. Earnshaw, Pergamon press, 1994, p. 331

[GRIEBEL.M 1773] M. Griebel, and J. Hamaekers, “Molecular dynamics simulations of the elastic moduli of polymer carbon nanotube composites”, *Comput. Meth. Appl. Mech. Eng.*, 193, (2004), 1773-1788.

[GARMESTANI.H 2003]Garmestani, H, Enhancement of thermal and electrical properties of carbon nanotube polymer composites by magnetic field processing. *J. Appl. Phys.*, Vol. 94, pp. 6034-6039, ISSN 0021-8979.

[GOHIER .A 2007] GOHIER Aurélien, cinétique de croissance de nanotubes de carbone mono-parois et multi-parois orientés par procédé, à l'Institut des Matériaux Jean Rouxel – IMN, Nantes.

[GAUVIN.F 2016]Florent GAUVIN, effet du nano-renforcement sur les propriétés physico-mécaniques et la durabilité en génie civil, Thèse de doctorat Spécialité : génie civil, Sherbrooke (Québec), Canada

[GARRIDO.E 2010]Elsa GARRIDO, fonctionnalisation de nanotubes de carbone pour leur incorporation dans des matrices métalliques, spécialité : Physico-Chimie de la Matière Condensée

H

[H. HUA 2010]HUA.H, L. Onyebueke, A. Abatan "Characterizing and modeling mechanical properties of nanocomposites-review and evaluation. *J. Miner,Mater, Charac. Engi*, Vol. 9, n°4, 2010,pp 275-319.

[HIRSCH.A 2002] HIRSCH.A, Functionalization of Single-Walled Carbon Nanotubes , *Angewandte Chemie International Edition*, vol. 41, 2002, p. 1853-1859.

[HAGGENMULLER.R 2006]Haggenmueller.R, Fischer, J. E., & Winey, K. I. (2006), Single wall carbonnanotube/polyethylene composites: nucleating and templating polyethylenecrystallites. *Macromolecules*, Vol. 39, pp. 2964-2971, ISSN 0024-9297

[HAGGENMULLER.R 2000]Haggenmueller, R., Gommans, H. H., Rinzler, A. G., Fischer, J. E., & Winey, K. I. (2000). Aligned single-wall carbon nanotubes in composites by melt processing methods. *Chem. Phys. Lett.*, Vol. 330, pp. 219-225, ISSN 0009-2614

[HONE.J 1999]Hone, J., Whitney, M., & Zettl, A. (1999). Thermal conductivity of single-walled carbon nanotubes. *Synth. Met.*, Vol. 103, pp.2498-2499, ISSN 0379-6779

[HAGGENMULLER.R 2003]Haggenmueller, R., Zhou, W., Fischer, J. E., & Winey, K. I. (2003). Production and characterization of highly aligned single-walled carbon nanotubes in polymer composites. *J. Nanosci.Nanotechnol.*, Vol. 3, pp. 105-110, ISSN 1550-7033

[HOU.H 2005]Hou. H, Ge, J. J, Zeng, J., Li, Q, Reneker, D. H, & Greiner, A. (2005), Electrospun polyacrylonitrile nanofibers containing a high concentration of well-aligned multiwall carbon nanotubes, *Chem. Mater.*, Vol. 17, pp. 967-973, ISSN 0897-4756.

[HAFNER.J.H 1998]Hafner J.H., Bronikowski M.J., Azamian B.R., Nikolaev P., Rinzler A.G., Colbert D.T.,Smith K.A., Smalley R.E., Catalytic growth of single-wall carbon nanotubes from metal particles, *Chemical Physics Letters* , 296, 195; 1998.

[HU.G 2003]Hu G, Feng L. Extruder processing for nanoblends and nano-composites. *MacromolSymp*2003; 195: 303–308.

[HAYNES.W.M 2011] W. M. Haynes "Ionization Energies of Atoms and Atomic Ions," in *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, 91st Edition (Internet Version 2011), W. M. Haynes, ed., CRC Press/Taylor and Francis, Boca Raton, FL., p. 10-203

[HAMIDI.A 2018] A. Hamidi, M. Zidour, K. Bouakkaz and T. Bensattalah., "Thermal and Small-Scale Effects on Vibration of Embedded Armchair Single-Walled Carbon Nanotubes", *Journal of Nano Research*, Vol. 51(2018), pp. 24-38.

[HEYDARI.G 2015]HeydariGholamhosseinBeygipoor, AlirezaAzimzadeh, "Nonlinear vibration analysis of a nonlocal sinusoidal shear deformation carbon nanotube using differential quadrature method", *Structural Engineering and Mechanics*, (54) 6, (2015).

[HAJNAYEB.A 2015] A. Hajnayeb, , S.E. Khadem, "An analytical study on the nonlinear vibration of a double walled carbon nanotube", *Structural Engineering and Mechanics*, (54) 5 (2015).

[HAN.Y 2007] Y. Han, and J. Elliott, "Molecular dynamics simulations of the elastic properties of polymer/carbon nanotube composites", *Comput. Mater. Sci.*, 39, (2007), 315-323.

I

[ISLAM. F 2003]Islam, M. F., Rojas, E., Bergey, D. M., Johnson, A. T., &Yodh, A. G. (2003), High weightfraction surfactant solubilization of single-wall carbon nanotubes in water,*NanoLett.*, Vol. 3, pp. 269-273, ISSN 1530-6984

[IJIMA.S. 1991], S. Iijima "Helical microtubules of graphitic carbon", *Nature*, 354(1991), 56–8.

[IJIMA.S 1993] S.Iijima, and T. Ichihashi, , "Single-shell carbon nanotubes of 1 nm diameter", *Nature*, (1993)363, 603.

J

[JENO SOLYOM 2007]JenőSólyom, *Fundamentals of the physics of solids vol. 1 Structure and Dynamics*, Springer, 2007, 204 p

[JIA.Z 1999]Jia. Z, Wang, Z, Xu, C, Liang, J, Wei, B, & Wu, D. (1999), Study on poly(methylmethacrylate)/carbon nanotube composites. *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. A271, pp. 395-400, ISSN 0921-5093

[JIN.L 2005]Jin.L, Bower, C, & Zhoua, O. (1998), Alignment of carbon nanotubes in a polymer matrix by mechanical stretching. *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 73, pp. 1197-1202, ISSN 0003-6951

[JOUENNE.S2005] JOUENNE.S, *Thèse de Doctorat* ; option chimie et physicochimie des polymères; Université Pierre et Marie Curie, (2005).

[JIMÉNEZ-SUÁREZ.A 2016] A. JIMÉNEZ-SUÁREZ, R. MORICHE, S.G. PROLONGO, GNPs Reinforced Epoxy Nanocomposites Used as Thermal Interface Materials., *Journal of Nano Research.*, (2016). p. 18-25.

[JOURNET.C 1997]C. Journet, W.K. Maser, P. Bernier, et al. Large Scale Production of Single Walled Carbon Nanotubes by the Electric Arc Technique. *Nature*, 388: 756. 1997.

K

[KO.F 2003]Ko.F, Gogotsi, Y., Ali, A., Naguib, N., Ye, H., & Yang, G. (2003). Electrospinning of continuous carbon nanotube-filled nanofiber yarns. *Adv. Mater.*, Vol. 15, pp. 1161-1165, ISSN 0935-9648.

[KACIA 2012] KACIA, Etude Et Analyse Non Lineaire Des Plaques Minces Non Homogene En Flexion Cylindrique ,thèse de doctorat, Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbes, (2012).

[KARAMI.B 2018] B. Karami, D. Shahsavari, L. Li, M. Karami, and M. Janghorban, Thermal buckling of embedded sandwich piezoelectric nanoplates with functionally graded core by a nonlocal second-order shear deformation theory. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, (2018). 0954406218756451

[KARAMI.B 2018] B. Karami, M. Janghorban, and L. Li, On guided wave propagation in fully clamped porous functionally graded nanoplates. *Acta Astronautica*, 143, (2018). 380-390.

[KOLAHCHI.R 2017] R. Kolahchi, M.S. Zarei, M.H. Hajmohammad, A. Nouri, “Wave propagation of embedded viscoelastic FG-CNT-reinforced sandwich plates integrated with sensor and actuator based on refined zigzag theory”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 130, (2017), 534–545.

[KOLAHCHI.R 2015] R. Kolahchi, M.R. Bidgoli, G. Beygipoor and M.H. Fakhar, “A nonlocal nonlinear analysis for buckling in embedded FG-SWCNT-reinforced microplates subjected to magnetic field”, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 29(9), (2015), 3669-3677.

L

[LASMI.S 2014]LASMI Sofiane , Effets des taux de l'agent traitant et de l'agent comptabilisant sur les propriétés des nano-composites Polypropylène /Silice 18/11/ 2014.

[LAMY.C 1999] Lamy Chapelle, Stephan, C. Nguyen, T. P.Lefrant, S. Journet, C& Bernier, P.Raman,characterization of singlewalledcarbon nanotubes-PMMAcomposites,*Synth. Met.*, Vol. 103, pp. 2510-2512, ISSN 0379-6779.

[LIU.T 2004]Liu.T, Phang.I.Y, Shen, L, Chow, S.Y, & Zhang, W-D (2004), Morphology andMechanical Properties of Multiwalled Carbon Nanotubes Reinforced Nylon-6Composites. *Macromolecules*, Vol. 37, pp. 7214-7222, ISSN 0024-9297.

[LAURENT.G 2008]Laurent Gornet. Généralités sur les matériaux composites. Engineering school , Specialite : Chimie-PhysiqueDispersion et Filage continu par coagulationde nanotubes de carbone

[LUCAS.A 2009]

[LEI.Z.X 2013] Z.X. Lei, K.M. Liew, and J.L. Yu, “Buckling analysis of functionally graded carbon nanotube reinforced composite plates using the element-free kp-Ritz method”, *Compos. Struct.*, 98, (2013), 160-168

M

[MM. de Morveau 1787], MM. de Morveau,*Méthode de nomenclature chimique* [archive] proposée par MM. de Morveau, Lavoisier, Bertholet et de Fourcroy, 1787, p. 44.

[MICHEL.F 2005] MICHEL FONTANILLE YVES GNANOU, Chimie et Physico-chimie Des Polymères(cours), 2e et 3e cycles. Dunod, Paris, 4-8, 2005Moniruzzaman, M., Du, F., Romero, N., &Winey, K. I. (2006). Increased flexuralmodulus and strength in SWNT/epoxy composites by a new fabrication method.*Polymer*, Vol. 47, pp. 293-298, ISSN 0032-3861

[MA.C 2006]Ma.C, Zhang, W, Zhu, Y, Ji, L, Zhang, R,Koratkar, N.,& Liang J. (2006) , Alignment anddispersion of functionalized carbon nanotubes in polymer composites induced byan electric field,*Carbon*, Vol. 46, pp. 706-720, ISSN 0008-6223.

[MARTIN.C. A 2004]Martin.C. A, Sandler, J. K. W, Shaffer, M. S. P., Schwarz, M. K., Bauhofer, W., & Schulte, K.(2004), Formation of percolating networks in multi-wall carbon-nanotube-epoxycomposites, Vol. 64, pp. 2309-2316, ISSN 0266- 3538.

[MONIRUZZAMAN.M 2006]Moniruzzaman.M, Du. F, Romero.N, & Winey, K. I. (2006),Increased flexuralmodulus and strength in SWNT/epoxy composites by a new fabrication method.*Polymer*, Vol. 47, pp. 293-298, ISSN 0032-3861.

[MEHAR.K 2017] K. Mehar, S.K. Panda, T.R. Mahapatra, “Thermoelastic nonlinear frequency analysis of CNT reinforced functionally graded sandwich structure”, *European Journal of Mechanics / A Solids*, 65, (2017), 384-396.

[MEHAR.K 2017] K. Mehar, S.K. Panda, “Thermoelastic analysis of FG-CNT reinforced shear deformable composite plate under various loading”, *International Journal of Computational Methods*, 14(2), (2017), 1750019.

[MOHAMMADPOUR.E 2013] MOHAMMADPOUR, Ehsan et AWANG, Mokhtar, Nonlinear Multi-Scale finite element method to predict tensile behavior of carbon Nanotube-Reinforced polymer composites., *Journal of Nano Research*, vol. 26, (2013),p. 169-176.

[MORADI.DASTJERDI.R 2016] R. Moradi-Dastjerdi, , “Wave propagation in functionally graded composite cylinders reinforced by aggregated carbon nanotube”, *Struct. Eng. Mech.*, 57(3) (2016), 441-456.

[MARGRAVE.M.J 2001] M.J., Margrave J.L., Smalley R.E., Hauge R.H., « Purification and characterization of single-wall carbon nanotubes (SWNTs) obtained from the gas-phase decomposition of CO (HiPcprocess), *Journal of Physical Chemistry B*, 105, 8297; 2001

[MINDLIN 1951] Mindlin RD, Influence of rotatory inertia and shear on flexural motions of isotropic elastic plates, *J Appl Mech* ,18(1):31–8, 1951.

N

[NATALIYA.A 2017] A. Nataliya, Sakharova, F.G. André, Pereira, M. Jorge Antunes, José ValdemarFernandes, "Numerical Simulation of the Mechanical Behaviour of the Multi-Walled Carbon Nanotubes", *Journal of Nano Research*, Vol. 47(2017), pp. 106-119.

O

[ODEGARD.G.M 2003] G.M. Odegard, T.S. Gates, K.E. Wise, C. Park, and E.J. Siochi, “Constitutive modelling of nanotube-reinforced polymer composites”, *Compos. Sci. Technol.*, 63, (2003), 1671-1687.

P

[PEACOCKA.J 2001] Peacock A.J, *Handbook of polyéthylène : Structure, Propretés, and application*, NewYork : Marcel Dekker, 534, 2001

[PARK.C 2002]Park, C, Ounaies, Z, Watson, K. A, Crooks, R. E, Smith, J, &Lowther, S. E. (2002),Dispersion of single wall carbon nanotubes by in-situ polymerization undersonication. *Chem. Phys. Lett.*, Vol. 364, pp. 303-308, ISSN 0009-2614

[PEI. X 2008] Pei. X, Hu, L. Liu, W, &Hao. J. (2008), Synthesis of water-soluble carbon nanotubes viasurface initiated redox polymerization and their tribological properties as waterbasedlubricant additive,*Eur. Polym. J.*, Vol. 44, pp. 2458-2464, ISSN 0014-3057

[POETSCHKE. P 2003]Poetschke. P, Bhattacharyya. A. R, Janke, A. & Goering. H. (2003), Melt mixing ofpolycarbonate/multi-wall carbon nanotube composites, *Interfaces*, pp. 389-404, ISSN 1568-5543.

- [PUTZ. K. W 2004]**Putz. K. W, Mitchell, C. A, Krishnamoorti. R, & Green, P. F. (2004),Elastic modulus of single-walled carbon nanotube/poly(methyl methacrylate) composites. *J. Polym.Sci., Part B: Polym. Phys.*, Vol. 42, pp. 2286-2293, ISSN 0887-6266
- [PU. Y 2017]**Pu Y, Zou Q, Hou D, et al, Molecular weight kinetics and chain scission models for dextran polymers during ultrasonic degradation. *Carbohydr Polym* 2017; 156: 71–76.
- [PARIS.C 2011]**, Paris.C *Étude et Modélisation de la Polymérisation Dynamique de Composites à Matrice Thermodurcissable*, thèse de doctorat, Université de Toulouse, (2011).
- [PERRIN.R 1999]** R. Perrin, J. P Scharff, *Chimie industrielle*, Dunod, 2ème Ed (1999).

Q

- [QIAN. D 2000]**Qian. D, Dickey, E. C, Andrews. R, & Rantell. T. (2000), Load transfer and deformation mechanisms in carbon nanotube-polystyrene composites, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 76, pp. 2868-2870, ISSN 0003-6951
- [QIANG.H 2017]**Qiang Hui Luo, Wu Gui Jiang, Qing Hua Qin, "Possibility of Improving Oscillation Performance of Double-Walled Nanotube Oscillators via Tuning Vacancy Defects", *Journal of Nano Research*, Vol. 48(2017), pp. 148-155.

R

- [R.-A. Ferchault 1722]**R.-A. Ferchault de Réaumur, "L'art de convertir le fer forgé en acier, et l'art d'adoucir le fer fondu, ou de faire des ouvrages de fer fondu aussi finis que le fer forgé" (1722).
- [RUFAN.Z 2013]**Rufan Zhang, Yingying Zhang, Qiang Zhang et Huanhuan Xie, "Growth of Half-Meter Long Carbon Nanotubes Based on Schulz–Flory Distribution", *ACS Nano*, vol. 7, n° 7, 23 juillet 2013, p. 6156–6161.
- [RARAVIKAR.N.R 2005]**Raravikar. N. R, Schadler, L. S, Vijayaraghavan, A, Zhao, Y., Wei, B, & Ajayan, P. M. (2005), Synthesis and characterization of thickness-aligned carbon nanotube polymer composite films. *Chem. Mater.*, Vol. 17, pp. 974-983, ISSN 0897-4756
- [RAVI-KUMER.B 2017]** B. Ravi Kumar, "Mechanical Buckling Analysis of Single-Walled Carbon Nanotube with Nonlocal Effects", *Journal of Nano Research*, Vol. 48(2017), pp. 85-94.
- [RIZK.S 2009]**SANDRA RIZK, "Elaboration et caractérisation de nanostructures carbonées par procédé CVD assisté par plasma microonde", 2009
- [RAHIMI.H 2015]**Hasan Rahimi Pour, Hossein Vossough, Mohammad Mehdi Heydari Gholamhossein Beygipour, Alireza Azimzadeh, "Nonlinear vibration analysis of a

nonlocal sinusoidal shear deformation carbon nanotube using differential quadrature method”, Structural Engineering and Mechanics, (54) 6 (2015).

[RICAUD.M 2008] Myriam Ricaud , Dominique Lafon et Frédérique Roos, *Les nanotubes de carbones : quels risques, quelle prévention ?*

[REISSNER 1945] Reissner, "The effect of transverse shear deformation on the bending of elastic plates", J. Appl. Mech., vol. 12, pages 69/77, 1945.

[REDDY.J.N 1999] Reddy, J.N., "Theory and analysis of elastic plates", Philadelphia: Taylor & Francis, 1999.

[REDDY.J.N 1984] Reddy JN. A simple higher-order theory for laminated composite plates. J Appl Mech; 51:745–52,1984

[RYAN .J 2020] Ryan Johnson,2020 Account Manager Global3131 McKinney Ave Ste 600, Dallas,TX75204, États-Unis

S

[SCIFINDER2009] SciFinder Base de données Chemical Abstracts interrogée via SciFinder Web le 15 décembre 2009 (résultats de la recherche)

[SAEEDI.M 2014] SAEEDI Mojtaba, Poostforush Mohammad and Jiriyaie Salman1, Thermal degradation mechanism of HDPE Nanocomposites containing NanoCaCO₃, Research Journal of Engineering Sciences, Vol. 3(6), 15-28, June (2014).

[SIOCHI E. J 2004] Siochi, E. J, Working, D. C, Park, C., Lillehei, P. T, Rouse, J. H & Topping, C. C. (2004), Melt processing of SWCNT-polyimide composite fibers. *Composites, Part B*, Vol.35B, pp. 439-446, ISSN 1359- 8368.

[SCHADLER.L 1998] Schadler, L. S, Giannaris, S. C, & Ajayan, P. M. (1998), Load transfer in carbon nanotube epoxy composites, *Appl. Phys. Lett.*, Vol. 73, pp. 3842-3844, ISSN 0003-6951.

[SAFADI. B 2002] Safadi, B., Andrews, R., & Grulke, E. A. (2002), Multiwalled carbon nanotube polymer composites: synthesis and characterization of thin films, *J. Appl. Polym. Sci.*, Vol. 84, pp. 2660-2669, ISSN 0021 8995

[SHEN.H.S 2009] H.S. Shen, “Nonlinear bending of functionally graded carbon nanotube reinforced composite plates in thermal environments”, *Compos Struc*, 91, (2009), 9-19.

[SHEN.H.S 2009] H.S. Shen, “Nonlinear bending of functionally graded carbon nanotube reinforced composite plates in thermal environments”, *Compos Struc*, 91, (2009), 9-19.

[SHAHSAVARI.D 2017] D. Shahsavari, B. Karami, M. Janghorban, and L. Li, Dynamic characteristics of viscoelastic nanoplates under moving load embedded within visco-Pasternak substrate and hygrothermal environment. *Materials Research Express*, 4(8), (2017). 085013.

[SHAHSAVARI.D 2017] D. Shahsavari, & M. Janghorban, Bending and shearing responses for dynamic analysis of single-layer graphene sheets under moving load. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 39(10), (2017). 3849-3861.

[SHOKRAVI.M 2017] M. Shokravi, “Buckling of sandwich plates with FG-CNT-reinforced layers resting on orthotropic elastic medium using Reddy plate theory”, *Steel and Composite Structures*, 23, (2017), 623-631

[SAHEB.N 2013] SAHEB, Nouari, KHALIL, Abdullah, HAKEEM, Abbas Saeed, et al., Age hardening behavior of carbon nanotube reinforced aluminum nano-composites., *Journal of Nano Research.*, (2013). p. 29-35.

[SEMAAN.C 2010] Chantal SEMAAN, polymères nanostructurés à base de nanotubes de carbone, Spécialité : Polymères, Soutenue le 20 Décembre 2010

[SUN X, 1998], “Broadband optical limiting with multiwalled carbon nanotubes”, *Applied Physics Letters*, 73, (25), 3632-3634.

T

[ThOSTENSON E. T 2002]Thostenson, E. T, & Chou, T.-W. (2002), Aligned multi-walled carbon nanotube-reinforcedcomposites: processing and mechanical characterization,*J. Phys. D: Appl. Phys.*, Vol.35, pp. L77-L80, ISSN 0022-3727

[TOUNSI.A 2016] A. Tounsi, M.S.A. Houari, and A. Bessaim, “A new 3-unknowns non-polynomial plate theory for buckling and vibration of functionally graded sandwich plate”, *Struct. Eng. Mech.*, 60(4), (2016), 547-565.

U

V

[VELASCO.C 2003]Velasco-Santos, C, Martinez-Hernandez. A. L, Fisher.F. T, Ruoff, R, &Castano, V. M.(2003), Improvement of thermal and mechanical properties of carbon nanotubecomposites through chemical functionalization,*Chem. Mater.*, Vol. 15, pp. 4470-4475, ISSN 0897-4756.

[VODENITCHAROVA.T 2006] T. Vodenitcharova, L.C. Zhang, “Bending and local buckling of a nanocomposite beam reinforced by a single-walled carbon nanotube”, *Int J Solids Struct*, 43, (2006), 3006–24.

Vivien L., et al. (1999), “Single-wall carbon nanotubes for optical limiting”, *Chemical Physics Letters.*, 307, (5.6), 317-319.

W

[WIESS.P 2010]P. Wiess, *la chimie des polymères*, Université Médicale Virtuelle Francophone, (2010).

[**WANG.Z.X 2011**] Z.X. Wang, and H.S. Shen, “Nonlinear vibration of nanotube-reinforced composite plates in thermal environments”, *Comput. Mater. Sci.*, 50, (2011), 2319-2330.

[**WATTANASAKULPONG.N 2015**] N. Wattanasakulpong, and A. Chaikittiratana, “Exact solutions for static and dynamic analyses of carbon nanotube-reinforced composite plates with Pasternak elastic foundation”, *Applied Mathematical Modelling*, 39(18), (2015), 5459-5472.

[**WAN.H 2005**] H. Wan, F. Delale, L. Shen, “Effect of CNT length and CNT-matrix interphase in carbon nanotube (CNT) reinforced composites”, *Mech Res Commun*, 32, (2005), 481-9.

X

[**XIE. X.-L 2005**] Xie. X.-L, Mai, Y.-W, & Zhou, X.-P ? (2005), Dispersion and alignment of carbon nanotubes in polymer matrix: A review. *Mater. Sci. Eng., R*, Vol. R49, pp. 89-112, ISSN 0927-796X

Y

Z

[**ZHU. J 2003**] Zhu. J., Kim. J., Peng, H, Margrave, J. L, Khabashesku, V. N., & Barrera, E. V, (2003), Improving the dispersion and integration of single-walled carbon nanotubes in epoxy composites through functionalization. *Nano Lett.*, Vol. 3, pp. 1107-1113, ISSN

[**ZIDOUR.M 2012**] M. Zidour, Etude du comportement mécanique des nanotubes en carbone entourés par une matrice polymère, thèse de doctorat, Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbes, (2012).

[**ZHU.P 2012**] P. Zhu, Z.X. Lei, K.M. Liew, “Static and free vibration analyses of carbon nanotube reinforced composite plates using finite element method with first order shear deformation plate theory”, *Compos. Struct.* 94, (2012), 1450-1460.