

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université Ibn Khaldoun – Tiaret



Faculté Des Sciences Appliquées
Département de Génie Mécanique
Laboratoire de Synthèse et Catalyse

THÈSE

Pour obtenir le Diplôme de
DOCTORAT EN SCIENCES

Spécialité : Génie Mécanique
Option : Génie Mécanique

Présentée par :

ZERROUKI Rachid

Etude de l'Influence de la Distribution des Nanocharges sur le Comportement Mécanique du Nanocomposite

Soutenue publiquement le 08/03/2022 devant le Jury d'examen composé de :

Mr.

BELARBI El Habib	Professeur	Univ Tiaret	Président
KARAS Abdelkader	Professeur	Univ Tiaret	Directeur de thèse
ZIDOUR Mohamed	Professeur	Univ Tiaret	Co-Directeur de thèse
BOURADA Mohamed	Professeur	Univ Sidi Bel Abbes	Examineur
BENYOUCEF Samir	Professeur	Univ Sidi Bel Abbes	Examineur
MAZOUZI Ridha	Professeur	Univ Khemis-Miliana	Examineur
TOUNSI Abdelouahed	Professeur	Univ Sidi Bel Abbes	Invité

Année Universitaire 2021/2022

Remerciements

*La présentation de ce modeste travail m'offre l'occasion d'exprimer mes profondes gratitude et respectueuses reconnaissances au Directeur de thèse Monsieur **KARAS Abdelkader** Professeur à l'université d'ibn Khaldoun de Tiaret, département de génie mécanique, pour sa bonne volonté d'accepter de m'encadrer, pour tout le temps qu'il m'a accordé et pour tous les conseils qu'il m'a prodigués.*

*Aussi, J'exprime ma profonde gratitude au Co-Directeur de thèse Monsieur **ZIDOUR Mohamed**, Professeur à l'université d'ibn Khaldoun de Tiaret, département de génie civile, qui a bien voulu diriger ce travail pendant toute la durée de la préparation de cette thèse et la mise en forme du document final. C'est grâce à son grand cœur, sa compréhension, sa disponibilité, ses conseils, sa correction du document que ce travail a été réalisé.*

*Je remercie également Monsieur **BELARBI El Habib**, Professeur à l'université d'ibn Khaldoun de Tiaret, d'abord pour toutes les facilités accordées et d'avoir bien voulu accepter de présider le jury de thèse.*

*Que Monsieur **BOURADA Mohamed**, Professeur à l'Université de Sidi Bel Abbes, que Monsieur **BENYOUCEF Samir** à l'Université de Sidi Bel Abbes, et que Monsieur **MAZOUZI Ridha** à l'Université de Khemis-Miliana trouvent ici l'expression de notre respectueuse gratitude. Nous ne saurions assez les remercier du grand honneur qu'ils nous font en jugeant ce travail.*

*Je remercie aussi Monsieur **TOUNSI Abdelouahed**, Professeur à l'Université de Sidi Bel Abbes pour avoir accepté notre invitation à participer à ce jury.*

*Je tiens plus particulièrement à remercier mon collègue Monsieur le Docteur Guessas **Habib** de l'université d'ibn Khaldoun de Tiaret, l'Annexe de Ksar Chellala, pour leur encouragement et leur aide.*

Je remercie aussi tous ceux qui ont contribué de près ou de loin dans la réalisation de mon sujet.

ZERROUKI Rachid

Dédicace

A mes chers parents Mon père et Ma mère

A ma Femme

A mon frère Mohamed essedik

A mes sœurs

A mes enfants (louai, Iness, Maram, et kossai)

A Toute ma famille

A Tous mes amis

A Tous ceux qui me sont chers

Je dédie ce modeste travail.

Rachid

Résumé

Le présent travail de doctorat étudie analytiquement le comportement de flexion, de flambement et de vibration libre du composite à matrice polymère renforcés par des nanotubes de carbone fonctionnellement graduée FG-CNTRC, sur la base des théories de déformation de cisaillement d'ordre élevé (HSST). Dans cette étude, On a introduit une nouvelle formule de distribution d'ordre exponentielle dans l'équation de la fraction volumique. On considère que les nanotubes de carbone monofeuillets SWCNTs sont alignés le long de la direction axiale.

Les poutres FG-CNTRC sont synthétisées à partir de mélange de nanotubes de carbone CNT et de polyméthacrylate de méthyle (PMMA), leurs compositions matérielles varient exponentiellement à travers l'épaisseur de la poutre. La loi du mélange est utilisée pour obtenir les propriétés matérielles de la poutre CNTRC. Le principe de Hamilton a été utilisé afin d'obtenir les équations du mouvement. Les modèles mathématiques fournis dans ce travail sont validés numériquement par comparaison avec certains résultats disponibles dans la littérature. Les nouveaux résultats de la flexion, de la charge critique de flambement et de la vibration libre de la poutre avec une distribution non linéaire des CNTs pour différentes configurations sont présentés et discutés en détail. Les quatre types de configurations (UD-CNT, X-CNT, V-CNT et O-CNT), la fraction volumique du CNT, le degré d'exposant, le rapport d'aspect, etc., sont considérées dans cette étude. On a trouvé que l'influence de la non-linéarité de la distribution des CNTs dans les poutres CNTRC joue un rôle important pour améliorer les propriétés mécaniques de la poutre. De plus, Les résultats obtenus indiquent que la configuration X-CNT non linéaire est la plus rigide parmi tous les différents types de configuration des poutres CNTRC pour supporter des charges de flexion et de flambement, d'autre part la configuration O-CNT est la configuration optimale pour améliorer les fréquences fondamentales.

Mots-clés : flexion ; flambement ; vibration ; composites fonctionnellement gradués ; nanotubes de carbone ; déformation par cisaillement ; fraction volumique.

Abstract

The present doctoral thesis studies analytically the bending, buckling and free vibration behaviour of Functionally Graded Carbon Nanotubes Reinforced Composite FG-CNTR, by using higher-order shear deformation theories (HSDT). For this research, we introduce a new exponential power law distribution of carbon nanotube volume fraction. It is assumed that the Singel Wall Carbon Nanotubes SWCNTs are aligned along the beam axial direction and the distribution of the SWCNTs may vary through the thickness of the beam with different patterns of reinforcement. The FG-CNTRC beams made from carbon Nanotubes and Poly methyl methacrylate PMMA is considered, and their material compositions are varied exponentially across the beam thickness. The rule of mixtures is used in order to obtain material properties of the CNTRC beams. Hamilton's principle is used in deriving the equations of motion. The mathematical models provided in this work are numerically validated by comparison with some available results. New results of bending, critical buckling and free vibration with the non-linear distribution of CNT volume fraction in different patterns are presented and discussed in details, and compared with the linear distribution. Several aspects of beam configuration (UD-CNT, X-CNT, V-CNT and O-CNT), CNT volume fraction, exponent degree (n), aspect ratio, etc., are taken into this investigation. It is revealed that the influences of non-linearity distribution in the beam play an important role to improve the mechanical properties. The results that obtained indicate that the X-CNT configuration is the strongest among all different types of CNTRC beams in supporting the bending and buckling loads, and the O-CNT Configuration is the optimal configuration to improve the fundamental frequency.

Keywords: bending; buckling; vibration; beam; functionally graded composite; shear deformation; carbon nanotubes; volume fraction.

ملخص

تعالج أطروحة الدكتوراه الحالية، تحليليا، سلوك الانحناء، الانبعاج، والاهتزاز الحر لمركبات البوليمر المعززة بالأنايبب النانوية الكربونية المتدرجة وظيفياً FG-CNTRC، بناءً على نظريات التشوه بالقص ذات الترتيب العالي (HSDT). في هذا العمل الحالي، قدمنا قانوناً جديداً يعتمد على التوزيع الأسي للأنايبب الكربونية حيث أدرجناه في معادلة الكسور الحجمية. نعتبر في هذه الدراسة التحليلية أن الأنايبب النانوية الكربونية أحادية الجدار SWCNTs مصطفة في اتجاه واحد على طول الاتجاه المحوري للرافدة. تصنع روافد FG-CNTRC من خليط من الأنايبب النانوية الكربونية و البوليمر PMMA، حيث يتوزع هذين المركبين الأخيرين بشكل أسي على سمك الرافدة. يتم استخدام قانون المزيغ البسيط للحصول على خصائص مواد الروافد CNTRC كما تم استخدام مبدأ هاملتون للحصول على معادلات الحركة. وتم التحقق من صحة النماذج الرياضية الواردة في هذا العمل عددياً بالمقارنة مع بعض النتائج المتوفرة في البحوث السابقة. وتم أيضاً تقديم النتائج الجديدة المتحصل عليها للانحناء، الانبعاج الحرج والاهتزاز الحر الناتجة عن التوزيع غير الخطي الكسور الحجمية للأنايبب النانوية الكربونية في أشكال توزيعية مختلفة ومناقشتها بالتفصيل، ومقارنتها بالنتائج المتحصل عليها عن طريق التوزيع الخطي. تم أخذ بعين الاعتبار في هذه الدراسة الأنواع الأربعة من الأشكال التوزيعية (UD- CNT, X-CNT, V-CNT, O-CNT)، الكسر الحجمي للأنايبب الكربونية، درجة الأس n في معادلة الكسور الحجمية للأنايبب الكربونية، نسبة الطول إلى الارتفاع، وما إلى ذلك. لقد وجد أن تأثير التوزيع اللاخطي للأنايبب النانوية الكربونية في الروافد CNTRC يلعب دوراً كبيراً ومهماً في تحسين الخواص الميكانيكية للروافد. علاوة على ذلك، تشير النتائج التي تم الحصول عليها إلى أن الشكل التوزيعي X-CNT هو الأكثر صلابة بين جميع الأنواع المختلفة للأشكال التوزيعية لروافد CNTRC لدورها في تحمل أحمال الانحناء والانبعاج. من ناحية أخرى، فإن الشكل التوزيعي O-CNT هو الشكل التوزيعي الأمثل لتحسين الترددات الأساسية.

الكلمات المفتاحية: الإنحناء، الانبعاج، الاهتزاز، الروافد، المركبات المتدرجة وظيفياً، التشوه بالقص، الأنايبب الكربونية، الكسر الحجمي.

SOMMAIRE

Résumé	IV
Abstract	IV
ملخص	IV
Sommaire	IV
Liste des figures	IV
Liste des tableaux	IV
Liste des abréviations	IVI
Liste des notations	IV
Introduction Générale	1

Chapitre I

Généralités sur les Nanocharges et les Nanorenforts

I.1 Introduction.....	5
I.2 Les nanocharges.....	5
I.2.1 Classification selon leurs dimensions nanométriques	5
I.2.2 Classification selon leurs natures	7
I.2.3 Classification selon leur capacité à répondre aux stimuli.....	8
I.3. Le Carbone	8
I.3.1 Allotropes du carbone	9
I.3.1.1 Le diamant.....	9
I.3.1.2 Graphite.....	10
I.3.1.3 Graphène.....	11
I.3.1.4 Fullerènes	12
I.3.1.5 Nanotube de carbone.....	13
I.3.1.6 Une bref historique sur les CNTs.....	13
I.3.1.7 De graphène au CNT.....	14
I.3.1.8 Types de nanotubes de carbone (CNT).....	15
I.3.1.9 Méthodes de synthèses de CNT.....	19

Sommaire

A) Arc électrique.....	20
B) Ablation Laser.....	20
C) Le dépôt chimique en phase vapeur CVD.....	21
I.3.1.10 Propriétés des nanotubes de carbone.....	22
A) Propriétés mécaniques.....	22
B) Propriétés thermiques.....	23
C) Propriété électrique.....	23
D) Propriété optique.....	24
I.3.1.11 Purification des CNTs.....	24
A) Les méthodes de purification chimiques.....	25
B) Les méthodes de purification physiques.....	26
C) Les méthodes de purification physico-chimiques	27
I.3.1.12 Fonctionnalisation des CNTs.....	27
I.3.1.12.1. Fonctionnalisation covalente.....	29
I.3.1.12.2 Fonctionnalisation non covalente	30
I.3.1.13 Dispersion des CNTs	30
A) Ultrasonication	31
B) Calandrage	32
C) Broyage à billes	33
D) Agitation et extrusion	34
I.4. Conclusion	35

Chapitre II

Renforcement des polymères par les nanotubes de carbone

II.1 Introduction.....	37
II.2 Les polymères.....	37
II.2.1 Classification des polymères.....	37
II.2.1.1 Selon leur origine.....	37
II.2.1.2 Selon le nombre de type d'unités répétitive.....	38
II.2.1.3 Selon leur structure moléculaire.....	39
II.2.1.4 Selon leur comportement thermique	39
II.2.2 Polymère PMMA.....	40
II.3. Composite.....	41

Sommaire

II.3.1 Nanocomposite.....	42
II.3.2 Les types de composites	42
II.3.2.1 Composite à Matrice Métallique CMM.....	42
II.3.2 .2. Composite à Matrice Céramique CMC.....	43
II.3.2.3 Composite à Matrice de Polymère CMP.....	43
II.4 Fabrication des nanocomposite (CNT/polymère)	43
II.4.1 Mélange direct en solution.....	44
II.4.2 Mélange dans le polymère fondu.....	44
II.4.3 Polymérisation in situ.....	45
II.4.4 Technologie Latex.....	45
II.5. Propriétés des nanocomposite (CNT/polymère)	46
II.5.1 Propriétés mécaniques.....	46
II.5.2 Propriétés Thermique	46
II.5.3 Propriétés électrique	47
II.6. Interface et Interphase.....	48
II.7. Conclusion.....	49

Chapitre III

Revue des travaux antérieurs sur les CNTRC

III.1 Introduction	51
III.2. Les revues des travaux par type de composite CNTRC	51
III.2.1. Les revues des travaux pour les MMC	51
III.2.2. Les revues des travaux pour les CMC	54
III.2.3. Les revues des travaux pour les CMP	55
III.3 Les composites fonctionnellement graduée renforcé par les nanotubes de carbone FG- CNTRC	58
III.4. Conclusion	60

Chapitre IV

Formulation mathématique du présent modèle de renforcement CNTRC

IV.1 Introduction	62
IV.2. Théories des poutres	62
IV.2.1. La Théorie d'Euler-Bernoulli EBT	63

Sommaire

IV.2.2. La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre FSDT	64
IV.2.3. La théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé HSDT	65
IV.3. Poutres FG-CNTRC	66
IV.3.1. Équations de mouvement	68
IV.3.2 Les solutions analytiques pour FG-CNTRC	71
IV.4 Conclusion	73

Chapitre V

Résultats et discussion

V.1 Introduction	75
V.2 L'étude numérique des comportements de flexion, de flambement et de Vibration	75
V.2.1 L'étude numérique de la flexion statique	75
V.2.2 L'étude numérique de la charge critique du Flambement	82
V.2.3 L'étude numérique de la Vibration libre	87
V.3. Conclusion	90
Conclusion Générale	91
Références	94

Liste des Figures

Figure I.1	Schéma descriptif de nanoparticule	5
Figure I.2	Schéma descriptif de nanofibre.....	6
Figure I.3	Schéma descriptif de nanoplaque.....	7
Figure I.4	Illustration d'une Atome de Carbone.....	8
Figure I.5	Allotropes du carbone.....	9
Figure I.6	Structure cristalline de diamant.....	9
Figure I.7	Orbitales hybrides sp^3 de carbone.....	9
Figure I.8	Structure cristalline de graphite.....	10
Figure I.9	Orbitales hybrides sp^2 de carbone.....	10
Figure I.10	Les formes de graphite : a) la forme Alfa b) la forme Beta	11
Figure I.11	Structure de graphène.....	11
Figure I.12	Les type du Fullerènes.....	12
Figure I.13	Illustration de la courbure d'une feuille de graphène en CNT.....	14
Figure I.14	Enroulement d'une feuille de graphène pour former un CNT	14
Figure I.15	Chiralité et géométrie des CNT et leur configuration associée	15
Figure I.16	Nanotube de carbone monofeuillet SWCNT.....	15
Figure I.17	Les configurations du SWCNT.....	16
Figure I.18	Nanotube de carbone double feuillets DWCNT.....	16
Figure I.19	Nanotube de carbone Multifeuillet MWCNT.....	18
Figure I.20	Schéma de principe du procédé de synthèse par arc électrique	20
Figure I.21	Schéma de principe du procédé de synthèse par ablation laser.....	21
Figure I.22	Représentation Schématique d'un réacteur CVD	21
Figure I.23	Les différents types de défauts structuraux carbone.....	28
Figure I.24	Les méthodes de fonctionnalisation des nanotubes de carbone.....	28
Figure I.25	Distribution de charges micrométriques et nanométriques du même volume. (0,1% V) dans un volume de référence de 1 mm ³	31
Figure I.26	Illustration du processus de préparation d'un couche mince de CNTs monofeuillet (SWCNT)	31
Figure I.27	A) Machine de calandrage utilisée pour la dispersion des particules dans une matrice polymère et B) schéma correspondant montrant la configuration générale et son mécanisme de travail	32

Liste des Figures

Figure I.28	Illustration de la technique de broyage à billes	34
Figure II.1	Illustration moléculaire de polymère PMMA.....	41
Figure III.1	Coupe transversale de différent configuration FG-CNTRC	58
Figure IV.1	Illustration du modèle de la poutre d'Euler-Bernouli (CBT)	63
Figure IV.2	Illustration du modèle de la poutre FSDT (Théorie de Timoshenko CBT) ...	64
Figure IV.3	Illustration du modèle de la poutre d'ordre élevé HSDT.....	65
Figure IV.4	Géométrie de la poutre FG-CNTRC.....	66
Figure V.1	L'effet du degré de l'exposant (n) et du rapport d'aspect L/h sur la flexion (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$)	79
Figure V.2	L'effet du degré de l'exposant n et de la fraction volumique V_{cnt} sur les déplacements et les contraintes adimensionnels (X- CNT, $L/h=10$)	80
Figure V.3	L'effet du degré de l'exposant (n) et du type de distribution sur les déplacements et les contraintes adimensionnels ($L/h=10, V_{cnt} = 0.12$).....	81
Figure V.4	L'effet de rapport d'aspect (L/h) et du degré de l'exposant (n) les déplacements et les contraintes adimensionnels (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$).....	81
Figure V.5	L'effet du degré de l'exposant n et du type de distribution sur les charges du flambement critique ($L/h=10, V_{cnt} = 0.12$).....	84
Figure V.6	L'effet du degré de l'exposant n et du rapport d'aspect l/h sur les charges du flambement critique (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$)	85
Figure V.7	L'effet de rapport d'aspect L/h et du degré de l'exposant (n) sur les charges du flambement critique (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$)	86
Figure V.8	L'effet du degré de l'exposant n et du rapport d'aspect (L/h) sur les charges de flambement critique (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$)	86
Figure V.9	L'effet du degré de l'exposant n et de la fraction volumique V_{cnt} sur les fréquences fondamentales (O- CNT, $L/h=15$)	89
Figure V.10	L'effet du degré de l'exposant n et du type de configuration de poutre CNTRC sur les fréquences fondamentales ($L/h=15, V_{cnt} = 0.12$)	89
Figure V.11	Comparaison entre l'effet de la distribution linéaire et non linéaire de CNT sur les fréquences fondamentales (O- CNT, $V_{cnt}^* = 0.12$)	90

Liste des Tableaux

Tableau I.1	Comparaison entre SWNT et MWNT.....	19
Tableau II.1	Propriétés de base du PMMA (Smith and Hashemi, 2011.....	41
Tableau IV.1	Classifications des Théories de poutres.....	66
Tableau IV.2	Coupes transversales de différents formes de distributions de CNT et leur loi correspondantes pour chaque forme de la fraction volumique des CNTs	67
Tableau IV.3	Les paramètres d'efficacité PMMA/SWCNT (10,10).....	68
Tableau V.1	Les propriétés de la matrice PMMA.....	75
Tableau V.2	Les propriétés du matériau de renforcement (SWCNTs de type armchair (10,10))	75
Tableau V.3	Formules adimensionnels utilisé pour l'étude analytique de poutre FG-CNTRC.....	75
Tableau V.4	Déplacements et contraintes adimensionnels des poutres UD élastique sous des charges uniformes et sinusoïdales.....	76
Tableau V.5	Déplacements et contraintes adimensionnels sous charges sinusoïdales en distribution linéaire (n=1) et parabolique (n=2)	77
Tableau V.6	Déplacements et contraintes adimensionnels sous des charges uniformes et sinusoïdales à différents degrés de l'équation exponentielle de la fraction volumique de CNT.....	77
Tableau V.7	Déplacements et contraintes adimensionnels sous charges uniformes et sinusoïdales avec distribution parabolique (n=2)	78
Tableau V.8	Comparaison des charges critiques du flambement adimensionnelles pour la poutre FG-CNTRC ($l/h=15$, $V_{cnt} = 0.12$)	82
Tableau V.9	Variation des charges critiques du flambement adimensionnelles pour des poutres FG-CNTRC en distribution linéaire (n=1) et parabolique (n=2)	83

Liste des Tableaux

Tableau V.10	Variations des charges critiques du flambement adimensionnelles pour une configuration X-CNT en une distribution exponentielle (non-linéaire)	83
Tableau V.11	Variations des charges critiques du flambement adimensionnelles pour une configuration O-CNT dans une distribution exponentielle (non-linéaire)	83
Tableau V.12	Comparaison des fréquences fondamentales adimensionnelles pour la poutre CNTRC ($l/h = 15$, $V_{cnt} = 0.12$)	87
Tableau V.13	Les variations de fréquences fondamentales adimensionnelles de poutre CNTRC pour une distribution linéaire ($n=1$) et une distribution non-linéaire (parabolique $n=2$) ($l/h = 15$)	88
Tableau V.14	Les variations de fréquences fondamentales adimensionnelles pour la configuration O-CNT de poutre CNTRC avec une distribution non-linéaire des CNTs	88

Liste des abréviations

<i>1D</i>	Unidimensionnel
<i>2D</i>	Bidimensionnel
<i>3D</i>	Tridimensionnel
ABS	L'acrylonitrile butadiène-styrène
AIBN	Le azobisisobutyronitrile
BN	Nitruure de bore
C-C	La liaison carbone-carbone.
<i>CMC</i>	Composite à matrice céramique
<i>CMM</i>	Composite à matrice métallique
<i>CMP</i>	Composite à matrice polymère
CNT	Carbone Nanotube.
CVD	Le dépôt chimique en phase vapeur
DWCNT	Carbone nanotubes double Feuille
EBT	Théorie d'Euler-Bernoulli
FG	Fonctionnellement gradué.
FG-CNTRC	Composite Renforcé par des Nanotube de Carbone Fonctionnellement Gradué.
FGM	Matériau Fonctionnellement gradué.
FSDT	La théorie de déformation de cisaillement du premier ordre
GDQM	la méthode différentielle quadratique généralisée
HDPE	Le polyéthylène à haute densité
<i>HSDT</i>	La théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé
MD	La dynamique moléculaire.
MPa	Mégapascal
MWCNT	Carbone nanotube Multifeuille

Liste des Abréviations

PANI	Le polyaniline
PC	Le polycarbonate
PMMA	Le polyméthacrylate de méthyle.
POSS	Le silsesquioxane oligomère polyédrique
PS	Le polystyrène
PVA	L'alcool polyvinylique
SSDT	La théorie de déformation de cisaillement sinusoïdale
SWCNT	Carbone nanotubes monofeuillet
TBT	La théorie de poutre de Timoshenko
TEM	Microscopie électronique de transmission.
TPa	Terapascal
TSDT	La théorie de déformation de cisaillement de troisième ordre
UV	Ultraviolets
C24	Fullerène C24
C240	Fullerène C240
C28	Fullerène C28
C32	Fullerène C32
C36	Fullerène C36
C540	Fullerène C540
C60	Fullerène C60
C70	Fullerène C70
C80	Fullerène C80

Liste des notations

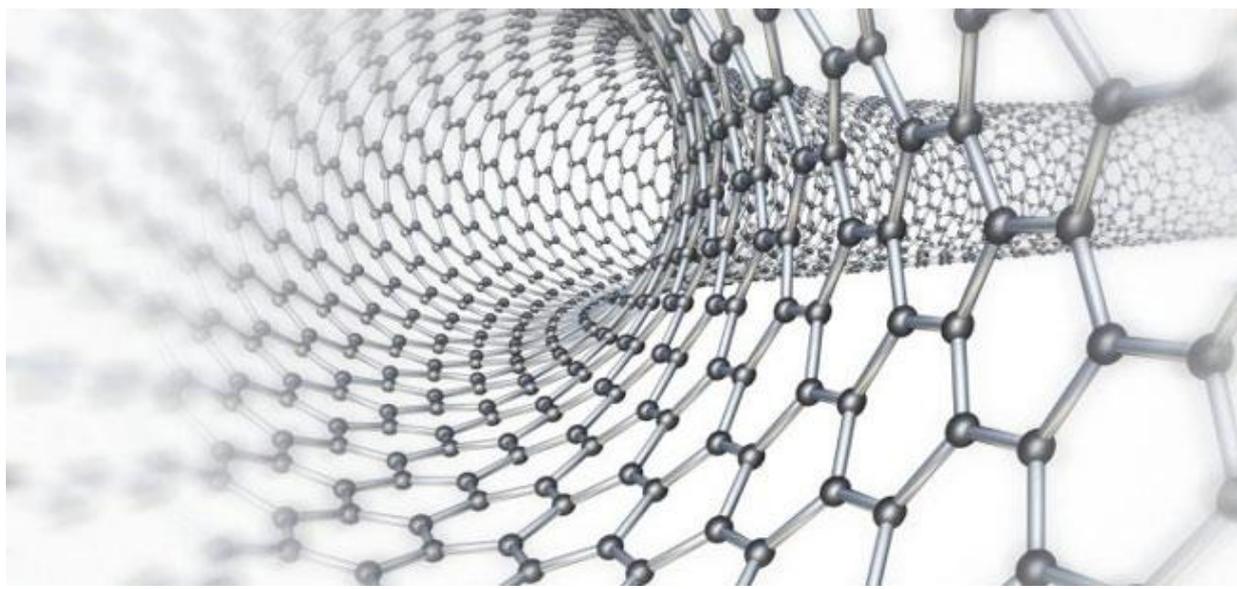
t	Le temps
x	L'axe des coordonnées axiales.
y	Coordonnée mesurée positive à mi-distance dans la direction transversale
δ	La variation virtuelle.
σ	Contrainte axiale.
τ	Contrainte tangentielle.
ν	Le coefficient de poisson.
∂	Dérivée partielle.
L	Longueur de la poutre
h	Epaisseur de la poutre.
$[]$	Matrice.
$\{ \}$	Vecteur colonne
E_{11}^{cnt}	Module de Young de nanotube de carbone suivant l'axe horizontale.
E_{22}^{cnt}	Module de Young de nanotube de carbone suivant l'axe verticale.
G_{12}	Module de cisaillement équivalent.
G_{12}^{cnt}	Module de cisaillement de nanotube de carbone
V_{cnt}	Fraction volumique de nanotube de carbone.
V_p	Fraction volumique de la matrice polymère.
V_{cnt}^*	Fraction volumique du nanotube de carbone pour une poutre FG-CNTRC à distribution uniformes.
ν^{cnt}	Coefficient de poisson du nanotube de carbone.
ν^p	Coefficient de poisson de polymère

Liste des Notations

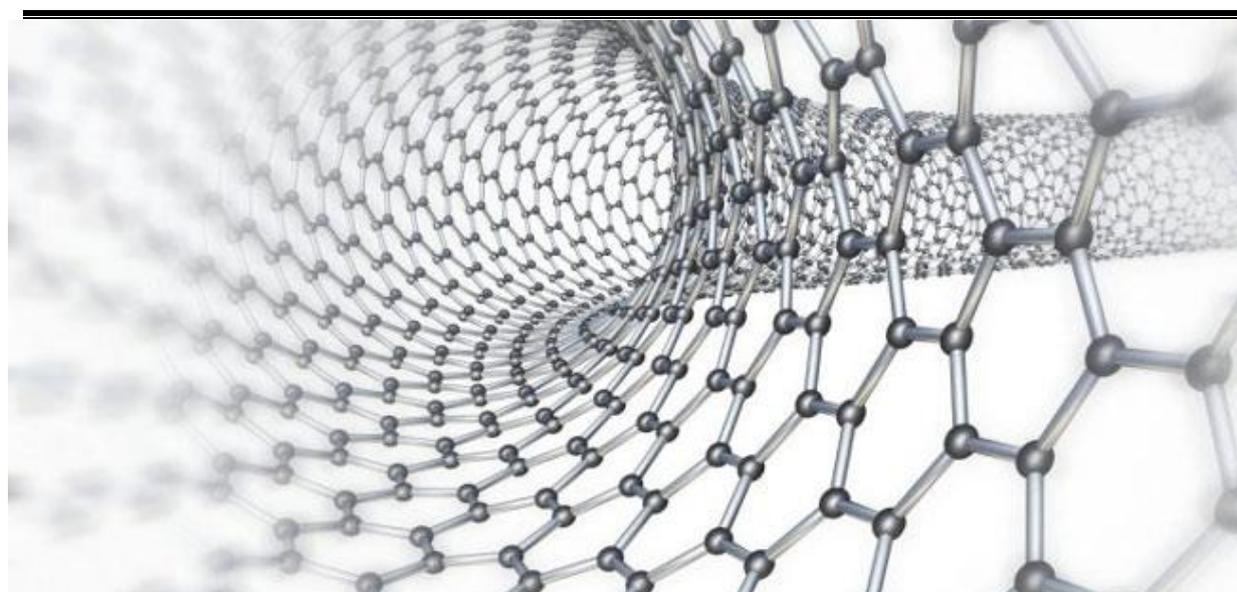
τ_{xz}	Contrainte tangentielle.
δV	Variation virtuelle de l'énergie potentiel
δK	Variation virtuelle de l'énergie cinétique
δU	Variation virtuelle de l'énergie de déformation
$\delta u_0, \delta w_b, \delta w_s$	Champ virtuel de déplacement
(n, m)	Un couple de nombres entiers qui définit la structure du nanotube
sp^1, sp^2, sp^3	Trois formes allotropiques.
\vec{C}_h	Le vecteur chiral.
$\eta_i (i=1, 2, 3)$	Les paramètres d'efficacité.
σ_{xx}	Contrainte normale dans la direction x
σ_{xz}	Contrainte normale dans la direction y
A_{11}	Rigidité de membrane d'une poutre FG-CNTRC.
A_{110}	Rigidité de membrane d'une poutre constituée totalement d'une matrice polymère.
B_{11}	Rigidité de couplage (membrane-flexion).
D_{11}	Rigidité de flexion.
\bar{N}	La charge critique adimensionnelle.
N_{cr}	La charge critique de flambement.
N_{x0}	La force de compression axiale.
Q_{ij}	Coefficients de rigidité.
S_i, m_i	Elément de la matrice.
\vec{a}_1, \vec{a}_2	Les vecteurs de base du graphène.
E_{11}	Modules de Young équivalents l'axe longitudinal.
E_{22}	Modules de Young équivalents l'axe transversal.
W_{cnt}	Fraction massique du nanotube de carbone.

Liste des Notations

$u_0(x)$	Déplacement axiale de la fibre moyenne.
$w_0(x)$	Déplacement transversal de la fibre moyenne.
w_b	Composante de la flexion du déplacement transversal.
w_s	Composante du cisaillement du déplacement transversal.
$\varepsilon_x, \gamma_{xz}$	Composantes de déformation.
ρ^{cnt}	La masse volumique de nanotube de carbone
ρ^p	La masse volumique de la matrice polymère.
N, M_b, M_s	Les efforts résultants.
q	La charge transversale
Q_m	L'amplitude de la charge
Θ	L'angle chirale.
ω	La fréquence
γ_x	La déformation tangentielle.
$f(z)$	Fonction de cisaillement.



INTRODUCTION GENERALE



INTRODUCTION GENERALE

La nanotechnologie est la technologie de l'avenir. Actuellement, c'est la technologie de fabrication la plus développée, et aussi connue sous le nom de « la technologie de l'extrême », car elle proche de la limite théorique de précision qui est la taille d'une molécule ou d'un atome. Dans l'industrie, deux tendances interdépendantes se dessinent clairement : la tendance à la miniaturisation et la tendance au traitement ultraprécis. Les deux tendances vont dans le sens des nanotechnologies, car elles tendent toutes deux vers des dimensions de l'ordre de nanomètres.

La nanotechnologie présente un intérêt croissant pour les nanocharges, dont au moins une des dimensions est inférieure à 100 nm. Ce large groupe de nanocharges permet d'accéder à de nouvelles gammes de propriétés électroniques, magnétiques, chimiques, mécaniques et optiques.

Les nanotubes de carbone sont l'un des nanocharges les plus étudiés en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques, électriques et thermiques. Ils sont constitués d'atomes de carbone liés entre eux par des liaisons covalentes formant un réseau cylindrique. Un nanotube de carbone monofeuillet (SWCNT) est constitué d'un cylindre d'atomes de carbone, tandis que les nanotubes de carbone multifeuillet (MWCNT) ont de nombreux réseaux cylindriques concentriques d'atomes de carbone. Les SWCNTs sont 6 fois plus légers, et 100 fois plus résistants que l'acier. Le module de Young des SWCNTs est de l'ordre de 1 TPa, alors que les fibres de carbone ont 800 GPa et les fibres de verre ont 70 GPa. Les CNTs ont une résistance à la traction moyenne de 30 GPa, tandis que la fibre de carbone est d'environ 6 GPa et l'acier à haute résistance d'environ 3 GPa. De plus, nos cheveux sont 70 000 fois plus épais qu'un nanotube de carbone qui est un matériau incroyablement puissant, ce qui en fait le matériau le plus puissant et le plus résistant connu.

En raison de ces excellentes propriétés, les CNTs peuvent être utilisés comme nanorenforts dans les composites polymères à haute performance. **Ajayan et al. (1994)** ont rapporté les premiers nanocomposites polymères renforcé par des CNTs comme nanorenforts. Le nombre d'articles de recherche sur les composites CNTs/polymères augmente chaque année. Diverses matrices polymères sont utilisées pour les composites, notamment les thermoplastiques et les thermodurcissables. Les propriétés des composites polymères qui peuvent être améliorées en raison de la présence de CNTs comprennent la résistance à la traction ; le module d'élasticité ; la ténacité ; la conductivité thermique et électrique ; les propriétés optiques ; la résistance aux flexions, aux flambements et aux vibrations, etc.

Les propriétés des nanocomposites polymères renforcé par les nanotubes de carbone dépendent de plusieurs facteurs: la méthode de synthèse utilisé pour la production des CNTs ; le processus de purification des nanotubes ; la quantité et le type des impuretés dans les nanotubes ; la

nature de fonctionnalisation des nanotubes; le diamètre, la longueur, la densité, le nombre de feuillets, le rapport d'aspect et la chiralité des nanotubes; la fraction volumique et l'orientation des CNTS dans la matrice polymère; le type de polymère utilisé; l'effet de l'interface et l'interphase entre le nanotube et de la matrice polymère ,etc.. Ces variations dans les nanotubes et les composites CNTs/polymères expliquent le nombre de recherches existe dans la littérature. Les nanocomposites CNTs/polymères offrent de grands défis pour de nombreuses applications industriel, ce qui en fait un domaine de travail dynamique pour les années à venir.

Les matériaux fonctionnellement gradué FGM sont des nouveaux concepts de composite fournissent un changement relatif en termes de propriétés matériel sur la distance et la direction. D'autre part, les FGMs constitue une alternative pour surmonter les inconvénients des matériaux composites traditionnels comme les fissures et le phénomène de délaminage (**Hajlaoui et al. 2012**). Par conséquent, la combinaison entre le concept FGM et les nanotubes de carbone conduit aux composites fonctionnellement gradués renforcés par des nanotubes de carbone FG-CNTRC qui constituent une nouvelle classe avancée de nanocomposites. De plus, l'étude du comportement mécanique des poutres FG-CNTRC ont attiré l'attention de nombreux chercheurs. La recherche et le développement et l'application du FG-CNTRC sont devenus les sujets actuels à la pointe de la science des matériaux.

L'objectif principal de ce travail est d'analyser les comportements de flexion, de flambement et de vibration libre d'une poutre nanocomposite à matrice polymère fonctionnellement gradué renforcé par des nanotubes de carbone. Les poutres FG-CNTRC se composent de mélange de nanotubes de carbone CNTs et de polyméthacrylate de méthyle PMMA, leurs compositions matérielles varient exponentiellement à travers l'épaisseur de la poutre. Cela se fait par l'insertion d'une nouvelle formulation dans l'équation de la fraction volumique du CNT. Cette nouvelle formule transforme la distribution des CNTs, à travers l'épaisseur de la poutre, d'une distribution linéaire à une distribution non linéaire. Cette analyse repose sur la théorie de déformation par cisaillement d'ordre élevé (HSDT), La distribution des SWCNTs sont alignés uniaxialement avec quatre types de configuration. Différents paramètres influent sur le flexion, flambement et vibration libre tels que le degré de l'équation exponentielle de la fraction volumique, le rapport d'aspect, la fraction volumique du CNT et le type de configuration.

Cette thèse s'articule autour de Cinq chapitres :

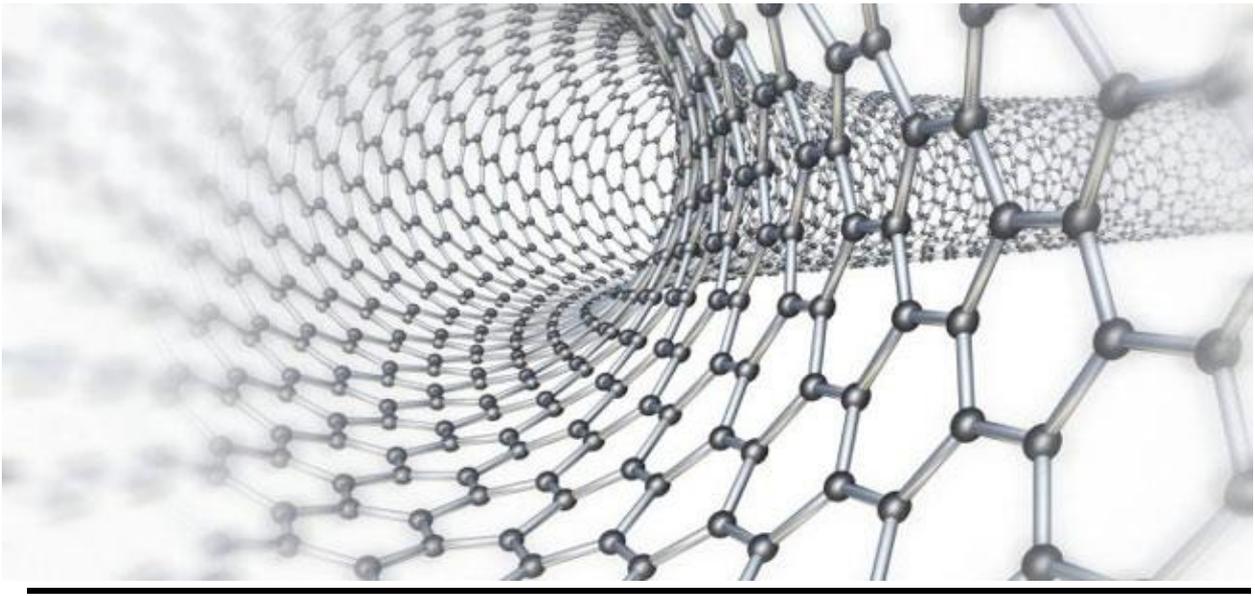
Le premier chapitre est une étude bibliographique axée sur les nanocharges et les nanorenforts en présentant les différents types de nanocharges. En particulier, on a concentré l'attention sur les nanotubes de carbone, leurs types et leurs différentes propriétés ainsi que leurs différentes méthodes de synthèse, de purification, de dispersion et de fonctionnalisation.

Le deuxième chapitre sera consacré sur le renforcement des polymères par les nanotubes de carbone. Commenant par quelques notions sur les polymères, puis les matériaux composite et nanocomposites et leurs types et leur composition, notamment les composites à base de polymère et de nanotubes de carbone.

Dans La troisième chapitre on a concentré l'attention sur les revues des travaux antérieurs sur les composites renforcés par des nanotubes de carbone.

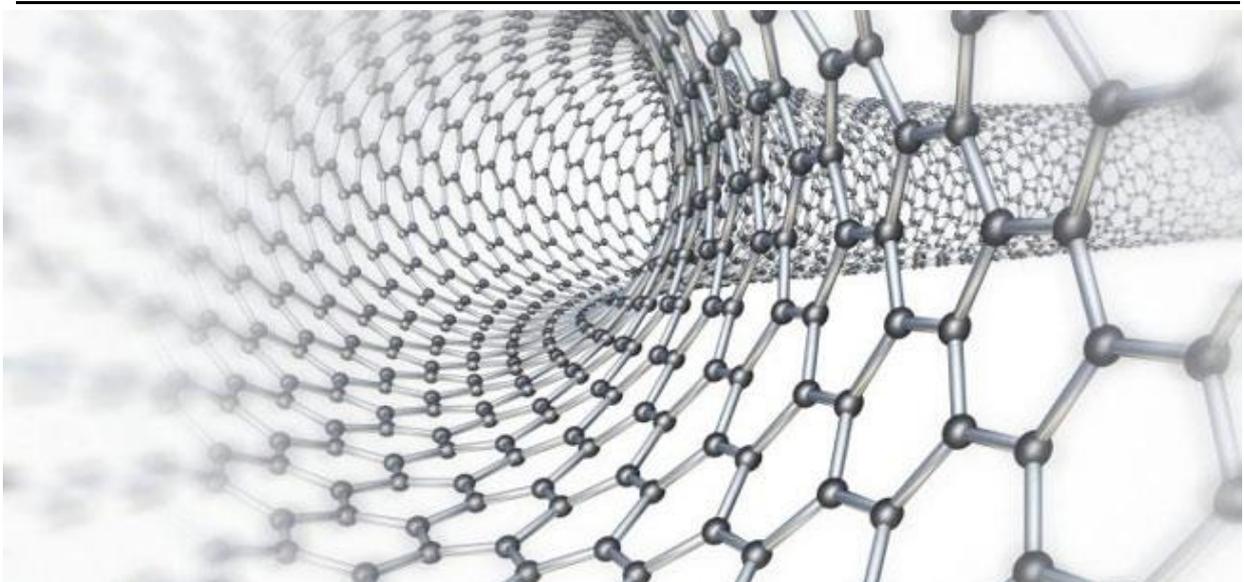
Le quatrième chapitre présentera les différentes théories de déformation des poutres, par la suite une étude analytique de la formulation mathématique du présent modèle de renforcement.

Le cinquième chapitre est consacré à une validation de la présente théorie de déformation de cisaillement des poutres du troisième ordre (TSDT) proposée en comparant les résultats obtenus et celles existantes dans la littérature. Ensuite, les résultats numériques du comportement à la flexion, au flambement et à la vibration libre des poutres nanocomposites CNTs/PMMA avec une distribution non-linéaire de carbone nanotubes seront présentés et discutés.



CHAPITRE I

Généralités sur les Nanocharges et les Nanorenforts



I.1 Introduction

Grâce au développement de la nanotechnologie, un grand intérêt a été généré pour le développement de matériaux nanocomposites. Il a été démontré que l'intégration de différentes nanocharges dans des matrices polymères ouvre la possibilité de créer de nouveaux matériaux capables de répondre à différents stimuli chimiques, physiques ou biologiques.

Les nanocharges et les nanorenforts ont attiré beaucoup d'attention dans le renforcement des composites en raison de leurs excellentes propriétés électroniques, thermiques, mécaniques et chimiques. Prenons l'exemple des nanotubes de carbone (CNT). L'incorporation de CNT dans la matrice polymère peut fournir une capacité de transfert de charge plus élevée et améliorer la résistance des composites. En conséquence, les performances et la gamme d'applications des composites peuvent être améliorées après l'intégration des nanocharges dans les systèmes existants.

I.2 Les nanocharges

Une nanocharge est un matériau qui a une, deux ou trois dimensions comprises entre 1 et 100 nm. En raison de leur taille nanométrique, il présente une surface spécifique très élevée. Il y a différentes classifications des nanocharges :

I.2.1 Classification selon leurs dimensions nanométriques

Ceux-ci incluent :

A. les nanoparticules

Ce sont des nanocharges à trois dimensions à l'échelle nanométrique (**Verdejo et al. 2011**). Ils sont généralement de forme sphérique et cubique (**Bhattacharya 2016**), et sont généralement appelés : nanoparticules, nanosphères, nanogranules et nanocristaux. Des exemples de nanocharges tridimensionnelles incluent le nanosilice, le nanoalumine, l'oxyde de nanotitane, le silsesquioxane oligomère polyédrique (POSS), l'hydroxyde de nanomagnésium, les nanoclusters semi-conducteurs, le noir de carbone, le carbure de silicium, et la silice (**Vengatesan et Mittal 2016, Thomas, S., and Stephen 2010**)

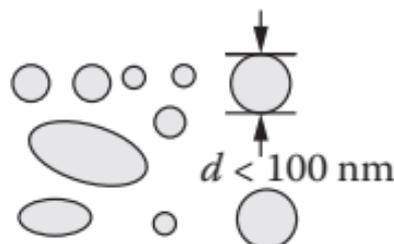


Figure I.1 Schéma descriptif de nanoparticule

Les nanocharges tridimensionnelles sont très importantes dans la formulation des nanocomposites polymères en raison de leurs propriétés inhérentes. Certaines de ces nanoparticules (par exemple : TiO_2 , Ag, SiO_2 , Fe_3O_4 et ZnO) possèdent une bonne stabilité, un indice de réfraction élevé, une hydrophilie, une résistance aux ultraviolets (UV) et une excellente transparence à la lumière visible, une activité photocatalytique élevée et un faible coût (Vengatesan et Mittal 2016). Lorsqu'ils sont combinés avec une matrice polymère appropriée, ils confèrent des propriétés qui leur permettent d'être utilisés dans des applications telles que les revêtements, la séparation et la purification (Arsuagaet al. 2013) et la biomédecine (Matos et al. 2015). Le nano-argent est employé comme agent anti bactérien dans la fabrication de chaussettes anti-odeurs, de sparadraps, d'ustensiles de cuisine ou encore de réfrigérateurs (Berge 2013).

B. Les nanofibres

Ce sont des nanocharges à deux dimensions à l'échelle nanométrique (Verdejo et al. 2011). Ils se présentent principalement sous la forme de tubes, de fibres ou de filaments. Les nanotubes de carbone (CNTs), les nanotubes de nitrure de bore (BN), et les nanotubes d'argile sont des exemples les plus courants de nanotubes.

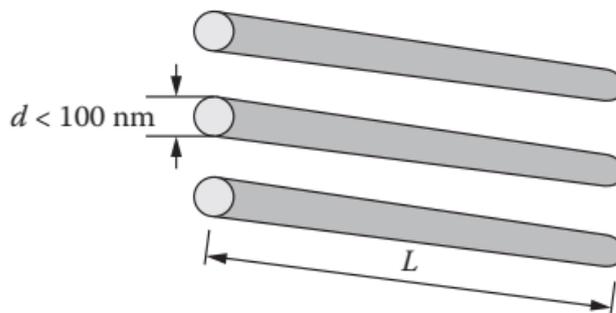


Figure I.2 Schéma descriptif de nanofibre

Certaines nanocharges 2D utilisées dans la formulation de nanocomposites polymères sont les fibres naturelles d'argile sépiolite (Gupta et al.2017), les fibres de cellulose (Fahmy et Mobarak, 2008), les nanotubes (Yang et al. 2007), les fibres de carbone (Pozegic 2016), nanofils d'or (Lonjon et al. 2010), oxyde de zinc (Septiani et al. 2017), dioxyde de titane (Dhandapani, et al. 2016), silice (Śłosarczyk et al. 2015), dioxyde de cérium (Shehata et al. 2015) et oxyde de cuivre (Arena et al. 2017). D'autres incluent le MoS2 (Wang et al. 2017) et l'oxyde de graphène (Paszkievicz et al. 2015). Les nanocharges 2D sont très utiles en énergie(Wan et al. 2014), capteurs (Shahjamali et al. 2014), électronique, et optoélectronique.

C. les nanofeuillets ou nanoplaques

Ce sont des nanocharges à une dimension à l'échelle nanométrique (Verdejo et al. 2011). Ils se présentent généralement sous la forme de feuilles d'un à quelques nanomètres d'épaisseur à des centaines et des milliers de nanomètres de long. L'argile montmorillonite et le graphène sont des exemples courants de nanocharges 1D.

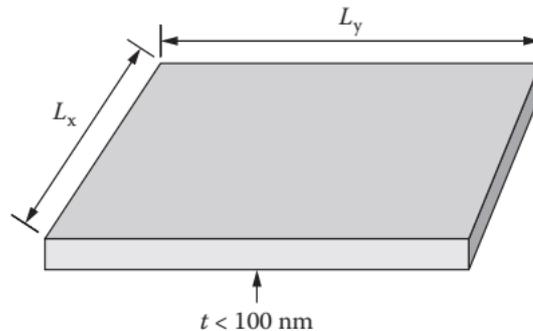


Figure I.3 Schéma descriptif de nanoplaque

On les trouve également sous forme de nanodisques (Yinet al. 2020), de nanoprismes, de nanofeuillets, de nanoplaques (Akpan et al. 2019) et de nanoparois (Pang et al. 2019). Des exemples importants incluent les silicates en couches, les nanoplaquettes de graphite (GNP), les nanoplaquettes de ZnO, les plaquettes de graphène amphiphile, les nanofeuilles de ZnO, et des nanodisques Fe_3O_4 . La plupart des nanocharges 1D présentent des caractéristiques uniques dépendantes de la forme qui les rendent utiles dans la formation de composants clés des nanodispositifs (Pang et al. 2019). Ils sont largement utilisés dans des applications telles que la microélectronique, les biocapteurs, les capteurs, le biomédical et les revêtements. Cela est dû à leurs excellentes propriétés électriques, magnétiques et optiques. Les nanocharges 1D sont très utiles dans les applications électriques et thermiques en raison de leur dimensionnalité.

I.2.2 Classification selon leurs natures

A. Les nanocharges organiques

Comprennent les nanofibres polymères, les fibres naturelles (cellulose, lin, bois, etc.) et l'argile naturelle (Zhu et al. 2019).

B. Les nanocharges inorganiques

Parmi les nanocharges inorganiques figurent les nanoargiles, les oxydes métalliques (Cu_2O , MgO , Fe_2O_3 , etc.), les nanocharges de carbone (graphène, fibres de carbone, graphite, etc.), les particules métalliques (Au, Ag, Fe, etc.) et d'autres particules (PbS , CdS , MoS_2 , etc.) (Yin et al. 2020)

I.2.3 Classification selon leur capacité à répondre aux stimuli

A. Les nanocharges inertes (ou structurel)

Qui manquent de propriétés de réponse aux stimuli et leur rôle principal est le renforcement mécanique. Ces nanocharges comprennent des nanoparticules de silice, de cellulose et de matériaux argileux (montmorillonite, hectorite, saponite, laponite, halloysite, etc.) (Olivera et al. 2019), La nanocharge structurelle ou le nanorenfort est le constituant de nanocomposite qui va supporter la plus grosse partie des efforts mécaniques.

B. Les nanocharges actives (ou fonctionnel)

Ce type de nanocharges en plus du renforcement, fournit la capacité de réponse au stimulus au matériau nanocomposite. Des exemples de ce type de matériau incluent les nanocharges à base de carbone, d'or et d'oxyde de fer magnétique (Pang, et al. 2019).

I.3. Le Carbone

Le carbone est l'un des matériaux les plus importants dans la terre, et L'élément essentiel de la vie, parce que la majorité des structures inorganique, et toutes les structures organiques incluent le carbone, le carbone est largement utilisé dans les applications industrielles.

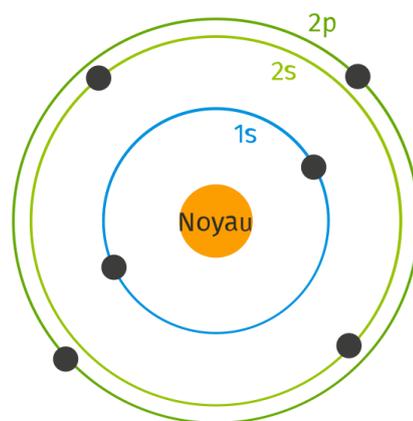


Figure I.4 Illustration d'une Atome de Carbone

C'est le troisième élément le plus abondant dans l'univers après l'hydrogène (H) et l'hélium (He). Dans le tableau périodique, Le carbone est le sixième élément, il est classé dans le groupe IVB avec le silicium (Si), le germanium (Ge), l'étain (Sn) et le plomb (Pb). La plupart de ces éléments existent en liaison tétraédrique (sp^3), c'est-à-dire que chaque atome de carbone se relie à quatre atomes voisins qui l'entourent dans un arrangement pyramidal. Dans le cas du carbone, ce matériau est le diamant. Le carbone est le seul membre de ce groupe qui peut également prendre d'autres configurations différentes comme une configuration hexagonale

plane (sp^2) (avec trois voisins disposés en hexagones (graphite), ou des configurations linéaires (sp) (carbynes) (Glad 2014).

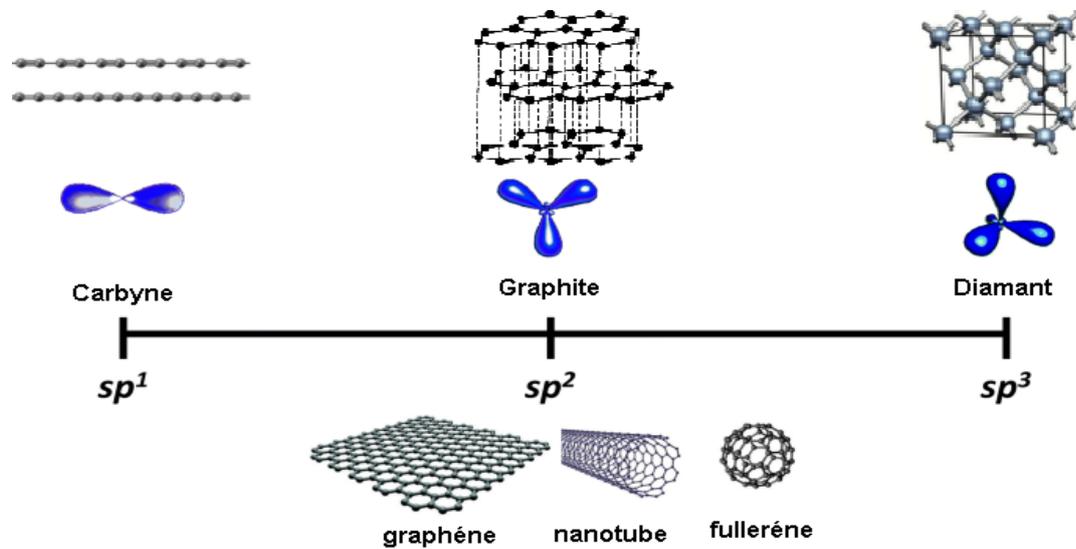


Figure I.5 Allotropes du carbone

I.3.1 Allotropes du carbone

L'allotropie est la propriété de certains éléments chimiques d'exister sous deux ou plusieurs formes différentes, ou allotropes, lorsqu'ils sont trouvés dans la nature. Ces éléments allotropes possèdent des propriétés chimiques très proches, mais des propriétés physiques différentes. Les allotropes solide importants du carbone comprennent le diamant, le graphite, le fullerène, le nanotube de carbone, et le graphène.

I.3.1.1 Le diamant

Le diamant est l'allotropes de carbone le plus connu. Il est constitué d'un assemblage d'atomes de carbone en hybridation sp^3 , où chaque atome est lié à quatre atomes de carbone par des liaisons covalentes fortes σ .

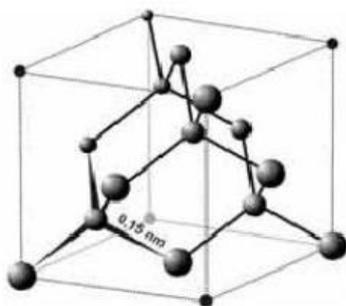


Figure I.6 Structure cristalline de diamant

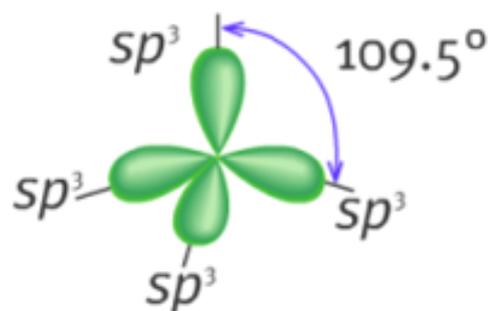


Figure I.7 Orbitales hybrides sp^3 de carbone

Les atomes de carbone dans cette structure se combinent entre eux, par des liaisons covalentes, dans des tétraèdres pour former un réseau tridimensionnel, qui sont des structures cristallines cubiques à faces centrées. En conséquence, le diamant a une dureté et conductivité thermique les plus élevées. Les diamants ne réagissent généralement pas avec les réactifs chimiques, y compris les acides et les bases forts. Parmi les utilisations des diamants, nous citons : les outils de coupe, de perçage et de meulage, les bijoux, et dans l'industrie des semi-conducteurs (Falcaoand Wudl (2007)).

I.3.1.2 Graphite

Le graphite est un autre allotrope du carbone, contrairement au diamant, c'est un excellent conducteur électrique. Il est la forme allotropique de carbone la plus stable dans les conditions standard. Il existe trois types de graphite naturel :

- **Le Graphite en paillettes** : particules isolées, plates, en forme de plaque avec des bords hexagonaux
- **Le Graphite amorphe** : fines particules, résultat du métamorphisme thermique du charbon ; parfois appelé méta-anthracite
- **Le Graphite de veine** : se produit dans les veines de fissure ou les fractures, apparaît sous forme de croissance d'agrégats cristallins fibreux ou aciculaires

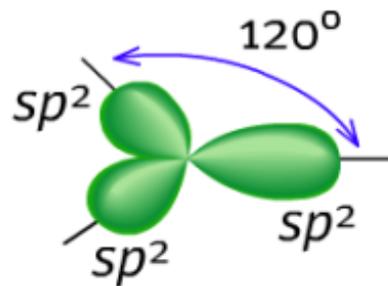
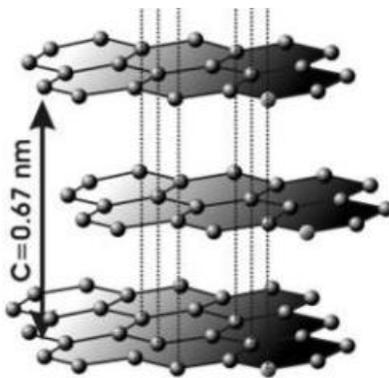


Figure I.8 Structure cristalline de graphite **Figure I.9** Orbitales hybrides sp^2 de carbone

Le graphite a une structure plane multicouches. Dans chaque couche, les atomes de carbone sont disposés dans un réseau hexagonal avec une séparation de 0,142 nm, et la distance entre les plans (couches) est de 0,335 nm. Les deux formes connues de graphite, alpha (hexagonale) et bêta (rhomboédrique), ont des propriétés physiques très similaires (Falcaoand Wudl (2007))

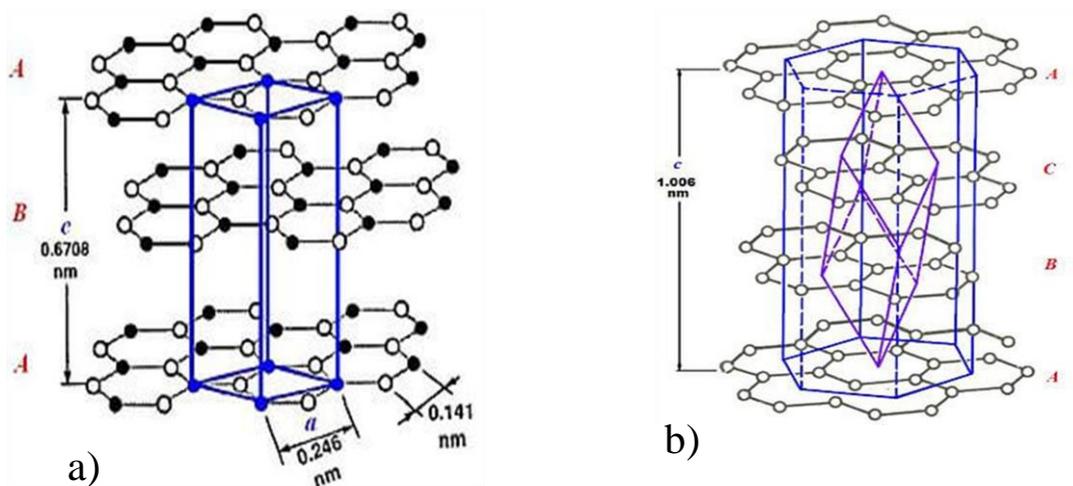


Figure I.10 Les formes de graphite : a) la forme Alfa b) la forme Beta

Le graphite peut conduire l'électricité en raison de la vaste délocalisation des électrons dans les couches de carbone, comme les électrons sont libres de se déplacer, l'électricité se déplace dans le plan des couches. Le graphite possède également des propriétés autolubrifiantes et lubrifiantes à sec.

I.3.1.3 Graphène

Une seule couche de graphite est appelée graphène, le graphène une forme bidimensionnelle (2D) de carbone dans laquelle les atomes sont disposés en un réseau en nid d'abeille.

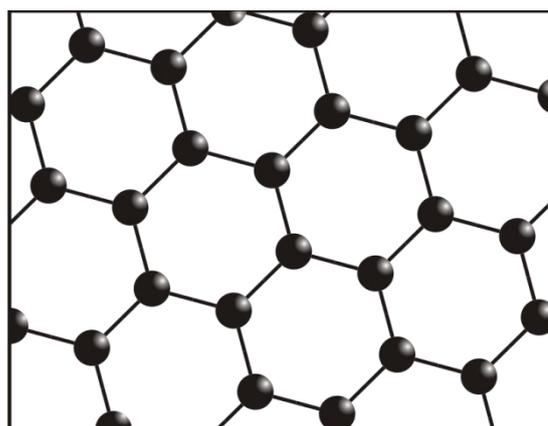


Figure I.11 Structure de graphène

Les recherches scientifiques démontré qu'il possède des propriétés mécaniques, électriques, magnétiques, optiques et thermiques uniques (Novoselov et al. 2004) avec une multitude d'applications passionnantes qui sont vigoureusement poursuivies par les universités

et l'industrie (**Geim et Novoselov 2010**). La longueur de la liaison C-C dans le graphène est d'environ 0,142 nm, et ces feuilles s'empilent les unes sur les autres, par des interactions à distance interplanaires appelées forces de van der Waals et des espacements interplanaires de 0,335 nm pour former du graphite. Le graphène est la structure de base de graphite, les fullerènes, et les CNTs.

I.3.1.4 Fullerènes

Les fullerènes ont d'abord été produits par **Koto, Curel et Smalley** par la méthode d'arc électrique (**Lange et al.2003**), ainsi la découverte du fullerène de Buckminster (C₆₀) provient d'une étude de recherche reliant la chimie de synthèse, la spectroscopie hyperfréquence et la radioastronomie (**Kroto, 1982**).

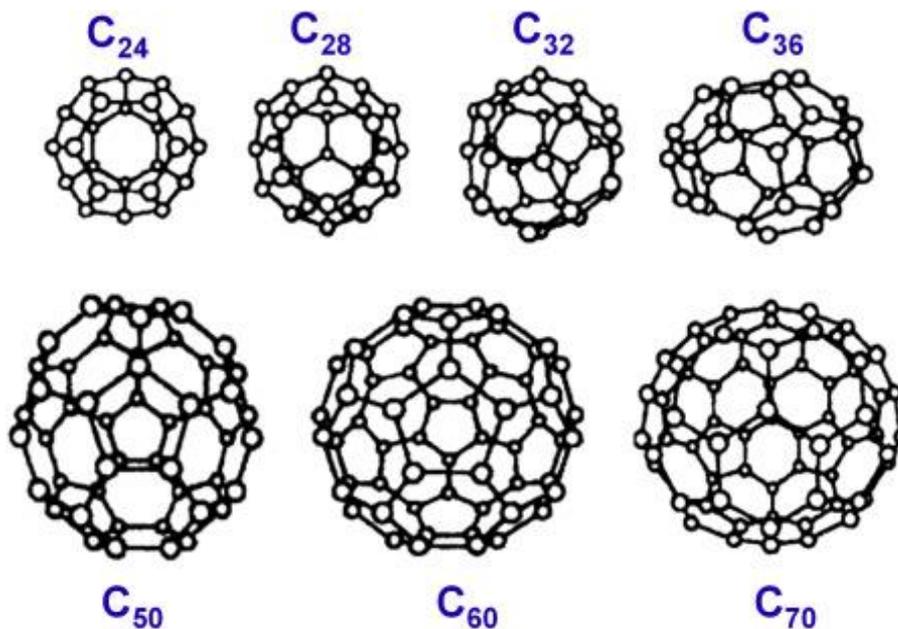


Figure I.12 Les type du Fullerènes

Les molécules de fullerène sont constituées de carbone formant 20 hexagones et 12 pentagones comme base d'une symétrie icosaédrique dans une cage sphérique fermée, chaque atome de carbone dans une molécule de fullerène est lié à trois autres carbones (**Kroto1985**). Les fullerènes sont constitués d'isomères avec des homologues inférieurs tels que C₆₀ et C₇₀ aux fullerènes supérieurs tels que C₂₄₀, C₅₄₀ et C₇₂₀. Le fullerène ont fait l'objet d'intenses recherches pour leurs applications technologiques, notamment en science des matériaux, en électronique et en nanotechnologie.

I.3.1.5 Nanotube de carbone

Un an après l'invention de la production de fullerène (**Krätshmer et al. 1990**). **Iijima (1991)** a observé pour la première fois, des structures tubulaires en carbone par la technique d'évaporation à arc électrique, qui est similaire à celle utilisée pour la synthèse du fullerène. Ces structures tubulaires, appelées nanotubes de carbone multifeuillet (MWCNTs) qui sont constitués des tubes coaxiaux de feuilles de graphène à un rapport de longueur élevée. Dans lequel le diamètre varie d'un à plusieurs dizaines de nanomètres, et la longueur peut atteindre plusieurs centimètres. Deux ans plus tard (**Iijima et Ichihashi, 1993**) et (**Bethune et al, 1993**) ont synthétisé des nanotubes de carbone monofeuillet (SWCNT).

I.3.1.6 Une bref historique sur les CNTs

Le carbone existe depuis longtemps sous trois formes allotropiques : graphite, diamant et carbone amorphe. Après la Seconde Guerre mondiale, d'énormes progrès dans la science du carbone ont conduit à des découvertes inattendues et incroyables. Par exemple, la lonsdaléite, également appelée diamant hexagonal, a été identifiée pour la première fois en 1967 à partir de la météorite de Canyon Diablo. Plus tard, la découverte de fullerènes (C₆₀) (**Kroto et al. 1985**) a marqué le début d'une nouvelle ère dans la science du carbone. **Robert Curl, Harold Kroto et Richard Smalley** ont reçu le prix Nobel de chimie en 1996.

Le prochain développement majeur dans ce domaine c'est la synthèse des nanotubes de carbone. En 1991, le japonais **Sumio Iijima** a mis en évidence, par la méthode de synthèse à arc électrique, pour la première fois le nanotube de carbone par le microscope électronique, une méthode similaire à celle qui a été utilisée pour la synthèse des fullerènes. Depuis son premier article sur les nanotubes de carbone multifeuillet (MWCNTs) (**Iijima, 1991**), et suivi de leurs homologues monofeuillet (SWCNTs) (**Iijima et Ichihashi 1993, Journet et al., 1997**). En 1994, la première recherche sur la préparation d'un nanocomposite de CNT/polymère (**Ajayan et al. 1994**). L'avantage du CNT par rapport aux autres nanomatériaux est qu'il possède plusieurs propriétés électriques, magnétiques, optiques, mécaniques et chimiques uniques, qui sont très prometteuses pour un large éventail d'applications. Il est clair que le CNT a été la source de nombreuses surprises au cours des 30 dernières années. Aujourd'hui, les CNTs ont émergé comme l'un des matériaux nanostructurés les plus étudiés, avec des milliers d'articles publiés chaque année, offrant des promesses pour de nouvelles applications qui ont suscité un intérêt à la fois académique et industriel, et que le rythme ne ralentit pas.

I.3.1.7 De graphène au CNT

Un nanotube de carbone est formé à partir d'une structure de base qui est le graphène, Les feuilles de graphène utilisées pour fabriquer les CNTs sont en 2D, car le graphène a une épaisseur d'un atome, ce qui confère aux CNTs certaines de leurs propriétés particulières.

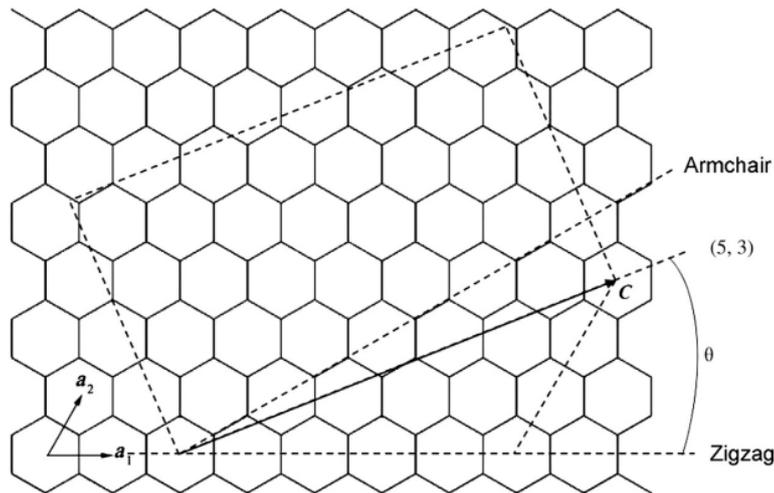


Figure I.13 Illustration de la courbure d'une feuille de graphène en CNT

Chaque CNT est produit à partir d'une feuille de graphène, sa structure peut être exprimée par un vecteur \vec{C} **FigI.13**, qui a une relation avec les vecteurs unitaire du graphène, \vec{a}_1 et \vec{a}_2 :

$$\vec{C} = n\vec{a}_1 + m\vec{a}_2 \quad (\text{I.1})$$

L'indice chiral (n, m) a une relation directe avec l'angle chiral, et les propriétés électriques des CNTs. L'angle chiral θ peut être défini comme l'angle entre le vecteur \vec{C} et \vec{a}_1 .

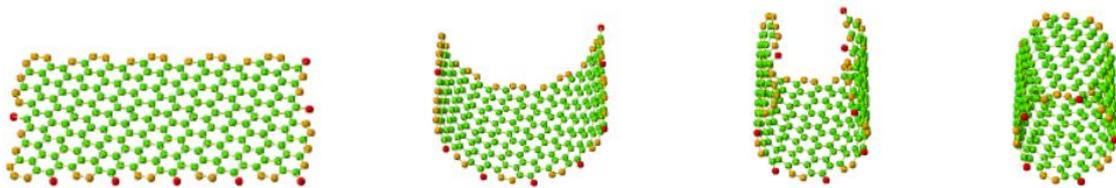


Figure I.14 Enroulement d'une feuille de graphène pour former nanotube de carbone

Selon la différence des index chiraux, les CNTs peuvent être divisés en trois types différents :

- Configuration armchair quand $n=m$, et $\theta=30^\circ$
- Configuration zigzag quand $n \neq 0, m=0$, et $\theta=0^\circ$
- Configuration chirale quand $n \neq m$, et $0^\circ < \theta < 30^\circ$

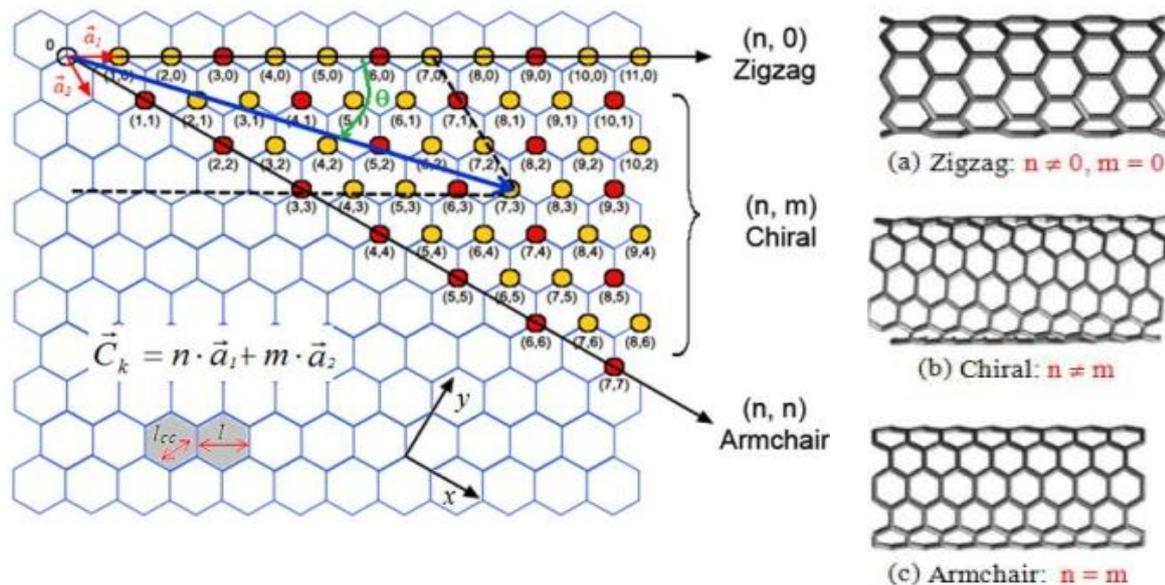


Figure I.15 Chiralité et géométrie des CNT et leur configuration associée

Les CNTs présentent différentes propriétés électriques pour différents indices chiraux :

- Lorsque $n - m = 3p$ (où $p = 1, 2, 3, \dots$), les CNTs présentent des caractéristiques d'un métal, donc les CNTs de configuration armchair sont toujours métalliques

Lorsque $n - m = 3p \pm 1$, les CNTs présentent des caractéristiques d'un semi-conducteur

I.3.1.8 Types de nanotubes de carbone (CNT)

Sur la base de nombre des feuilles, les CNTs sont divisés en trois catégories :

A) Nanotube de carbone monofeuillet (SWCNT)

Un nanotube de carbone monofeuillet (SWCNT) consiste en un cylindre formé par l'enroulement sur lui-même d'un plan de base du graphite (feuille de graphène, composé d'atomes de carbone hybridés sp^2 et arrangés de manière à former des hexagones

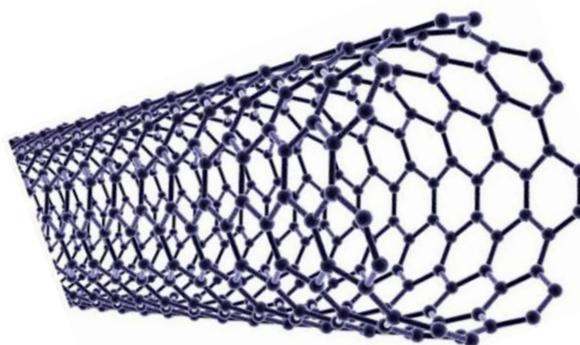


Figure I.16 Nanotube de carbone monofeuillet SWCNT

Le diamètre de SWCNT compris entre 0,4 et 2 nm. Il a été constaté par **Dai et al. (1996)** que plus la température de production est élevée, plus le diamètre des CNT est grand. La structure des SWCNTs peut être des arrangements en armchair, en zigzag, et en chiral.

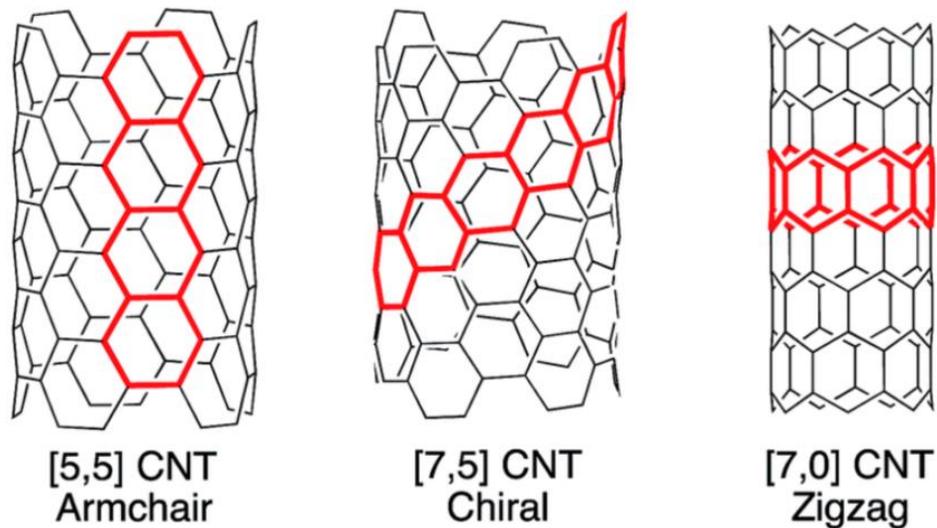


Fig.17 Les configurations du SWCNT

B) Nanotube de carbone double feuillets (DWCNT)

Les DWCNT sont constitués de deux nanotubes de carbone, l'un étant intégré dans l'autre. La différence de diamètres, et la chiralité des deux nanotubes, conduisent à un degré variable d'interaction entre les deux, tandis que les propriétés des nanotubes individuels sont séparées les unes des autres (**Shen et al. 2011**). C'est cette grande variété de possibilités qui a fait des DWCNT un centre d'intérêt pour la recherche sur les nanotubes de carbone.

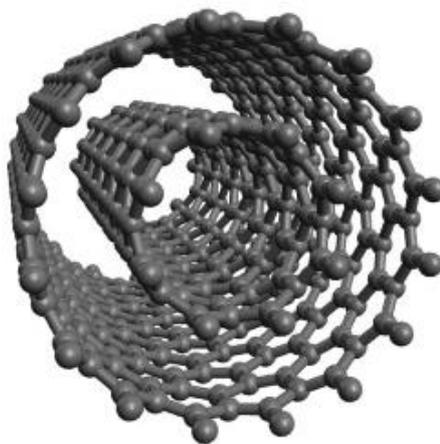


Figure I.18 Nanotube de carbone double feuillets

La chiralité variable permet à une gamme d'interactions feuille interne-feuille externe de se produire, car la chiralité détermine si le nanotube sera semi-conducteur ou métallique. Il est possible de réaliser des interactions métal-métal, semi-conducteur-métal, métal-semi-conducteur ou semi-conducteur-semi-conducteur. En plus de cela, les propriétés métalliques et semi-conductrices peuvent varier en fonction des paramètres exacts du réseau, ce qui permet une large gamme de combinaisons de propriétés possibles.

Les DWCNT ont également un grand avantage par rapport aux nanotubes de carbone monofeuillet, car il est possible de modifier le nanotube externe sans changer les propriétés du nanotube interne (**Green et Hersam 2011**). Cette modification pourrait se faire soit par fonctionnalisation (pour ajouter des groupes solubilisant), soit par dopage de la structure (pour altérer les propriétés). Cela permet au système double feuille de conserver la fonctionnalité d'un nanotube monofeuillet tout en ayant simultanément la solubilité des nanotubes fonctionnalisés. Cette combinaison rend les systèmes à double feuille attrayants pour une utilisation comme additifs dans les matériaux composites, car elle permet des concentrations de dopage élevées sans affecter les propriétés du nanotube dans son ensemble (**Kociak et al. 2002**)

Tout comme avec les nanotubes de carbone monofeuillet, il existe de nombreux domaines différents dans lesquels les DWCNT peuvent être appliqués en raison de leurs propriétés mécaniques et électriques impressionnantes. De plus, les nanotubes à double feuillet présentent une augmentation de la résistance mécanique, de la stabilité thermique et également de la stabilité chimique par rapport aux nanotubes monofeuillet. Cependant, la capacité de combiner différents types de nanotubes au potentiel d'aboutir à des propriétés optiques, électroniques et mécaniques intéressantes qui ne sont pas possibles avec les nanotubes à monofeuillet, et pourrait déboucher sur les recherches les plus intéressantes dans les années à venir (**Wei et al. 2007, Villalpando-Paez 2008**).

C) Nanotube de carbone multifeuillet (MWCNT)

Les MWCNT sont constitués de plusieurs nanotubes de carbone intégrés les uns dans les autres. Le nombre de nanotubes contenus dans un MWCNT peut varier de 3 à plus de 20. En même temps, le diamètre du nanotube interne et du nanotube externe peut varier de 2 nm pour le tube interne à plus de 50 nm pour le tube externe.

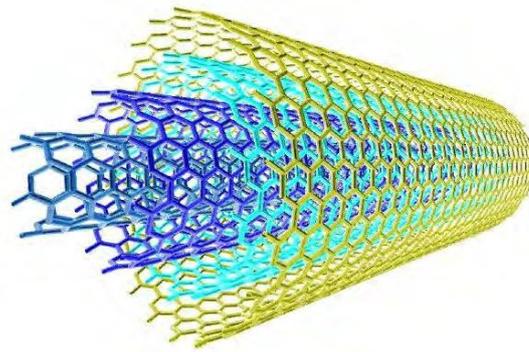


Figure I.19 Nanotube de carbone Multifeuillet MWCNT

Tout comme les nanotubes monofeuillet, ils présentent des propriétés électriques, thermiques et mécaniques exceptionnelles (**Moisala et al. 2006, Li et Chou 2003**). Cependant, en raison du nombre accru de feuilles, la probabilité de présence de défauts est plus élevée par rapport aux nanotubes monofeuillet, ce qui entraîne des performances réduites. Les parois extérieures des MWCNT peuvent être modifiées avec des groupes fonctionnels tels que des hydroxydes, des acides carboxyliques ou des amides pour produire des fonctionnalités supplémentaires (par exemple, une dispersibilité améliorée ou la capacité de fixer des sites de liaison pour une utilisation dans des applications biomédicales).

Les MWCNT peuvent être produits en grande quantité et sont plus faciles à purifier par rapport aux nanotubes à simple paroi et à double paroi (**Huang, et al. 2003**). Cela réduit considérablement leurs coûts de production et explique leur adoption dans de nombreux domaines de la recherche scientifique. Les applications des MWCNT se sont principalement concentrées sur leur utilisation dans les composites où ils peuvent être utilisés comme additifs. Soit pour : I) améliorer les propriétés mécaniques (**Li et al. 2005**), Soit pour : II) améliorer les propriétés électriques (**Hu et al. 2006**) En plus d'être utilisés comme additifs, les MWCNT fonctionnalisés sont utilisés dans diverses applications médicales et biotechnologiques. Cela est dû à leur haute biocompatibilité des nanotubes de carbone et à leur capacité à attacher des protéines spécifiques à des groupes fonctionnels (**Gojny et al. 2003, Datsyuk et al. 2008**) Cela peut fournir une grande variété de thérapies ciblées telles que l'administration de médicaments, le chauffage localisé pour déclencher la mort cellulaire ou même des biocapteurs miniatures pour des mesures in situ (**Burlaka et al.2010, Sun et al. 2013**).

Tableau I.1 Comparaison entre SWNT et MWNT (Iijima et Ichihashi 1993)

SWNT	MWNT
Une seule feuille de graphène	Plusieurs feuilles de graphène
Sa synthèse nécessite un catalyseur	Peut être produit sans catalyseur
La synthèse en masse est difficile car elle nécessite un contrôle approprié de la croissance et des conditions atmosphériques	La synthèse en masse est facile
La pureté est faible	La pureté est élevée
La chance de défaut est plus importante pendant le fonctionnement	La chance de défaut est moindre, mais une fois survenu, il est difficile de s'améliorer
Moins d'accumulation dans le corps	Plus d'accumulation dans le corps
La caractérisation et l'évaluation sont faciles	Il a une structure très complexe
Il peut être facilement tordu et est plus souple	Il ne peut pas être facilement tordu

I.3.1.9 Méthodes de synthèses de CNT

La première synthèse de CNT a été faite accidentellement par la méthode arc électrique (Iijima 1991). Actuellement, plusieurs méthodes de synthèse des CNTs qui peuvent être classées, sur la base de niveau des températures mises en jeu, en deux familles : la première famille dites "les méthodes à haute température" (ex : ablation laser, arc électrique), et la deuxième dites "les méthodes à moyenne température" (ex : CCVD pour Catalytic Chemical Vapor Deposition, et ses dérivés).. Généralement, le type de production peut spécifier les propriétés de CNT (Guldi et Martin 2010) ; la source carbonée (qui peut être solide, liquide ou gazeux), la source d'énergie (chaleur ou pression), temps, température, catalyseur. Il existe de nombreuses méthodes pour synthétiser les CNTs, mais ces trois méthodes sont les plus importantes et les plus couramment utilisées. Ils sont les suivants :

L'arc électrique, l'ablation au laser, et le dépôt chimique catalytique en phase vapeur (CCVD) (Zheng et al. 2002, Ando et al. 2004, Toubestani et al. 2010).

A) Arc électrique

Cette technique consiste à établir un courant continu entre une paire d'électrodes en graphite, anode et cathode distant l'une de l'autre de quelques millimètres, sous un gaz inerte (hélium ou argon) avec une pression contrôlée (**Kingston et Simard 2003**). Les MWCNTs sont produits par arc électrique sans aucun catalyseur métallique, tandis que des catalyseurs de métaux mixtes (Fe, Co et Ni) sont nécessaires pour la production de SWCNT (**Sano et al. 2001**). Habituellement, les CNTs synthétisés par arc électrique présentent un degré élevé de perfection structurale (**Li et al. 2004**). Cependant, un certain nombre de variables (température de la chambre, composition et concentration du catalyseur, présence d'hydrogène, etc.) influencent leur taille et leur structure (**Imasaka et al. 2006**). Récemment, d'autres électrodes (**Sagara et al. 2014**) et d'autres produits chimiques ont été utilisés pour la synthèse de CNT par arc électrique (**Su et Zhang 2015**). D'autres groupes de recherche (**Berkmans et al. 2015**) ont synthétisé des SWCNT hybrides SWCNT par arc électrique à l'air libre à moindre coût.

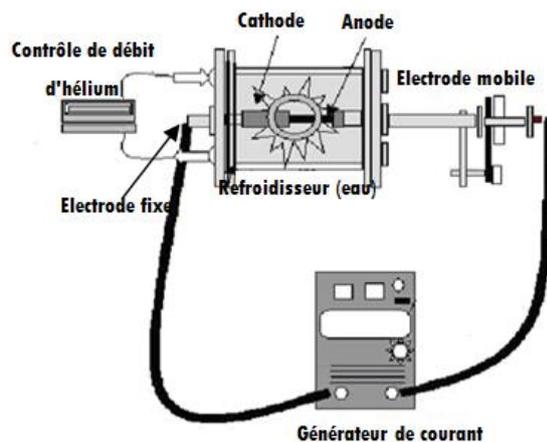


Figure I.20 Schéma de principe du procédé de synthèse par arc électrique (Marcox (2002))

B) Ablation Laser

La synthèse de CNT par ablation laser a été produite pour la première fois en 1995 par **Guo et al. (1995)**. Dans cette méthode, une cible de pastille de graphite solide montée dans un tube de four en quartz à haute température (800 -1500 °C), et en présence d'un gaz inerte est vaporisée sous l'action de rayonnement laser (**Hutchison et al. 2001**). Après vaporisation de la cible, les produits carbonés obtenus par la sublimation du graphite ont récupéré à l'intérieur de l'appareil (**Kingston et Simard 2003**). Les CNTs préparés par cette méthode présentent un degré élevé de perfection structurale, probablement en raison des températures élevées impliquées dans la synthèse (**Bandaru 2007**). De plus, les SWCNT peuvent être synthétisés en ajoutant un catalyseur métallique. Les principaux inconvénients de cette méthode sont la

puissance élevée requise et les plus petites quantités de CNT produites par rapport à la méthode d'arc électrique (Kumar et al. 2017). Plusieurs variables affectent la quantité et la qualité des CNT produits par ablation laser, telles que la composition chimique du matériau cible, la longueur d'onde et la puissance du laser, la distance entre la cible et les substrats, etc. (Dai et al. 1996, Arepalli 2004).

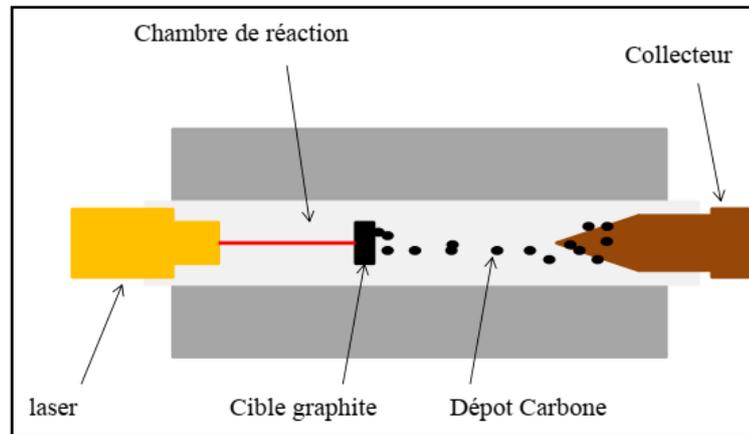


Figure I.21 Schéma de principe du procédé de synthèse par ablation laser

D) Le dépôt chimique en phase vapeur CVD

La CVD est actuellement la méthode la plus utilisée pour la production en série de différents types de CNT (Kumar et al. 2017). Dans cette technique, une source d'hydrocarbures gazeux (éthanol, acétylène, propylène, méthane, éthylène, CO, etc.) est chauffée à 500-1200°C avec un catalyseur de métal de transition (Ni, Fe, Co, etc.) pour favoriser la croissance de nanotubes (Öncel, et Yürüm 2006). La CVD permet une production à grande échelle, un bon alignement et une croissance contrôlée des nanotubes (Brukh, R., and Mitra 2006).

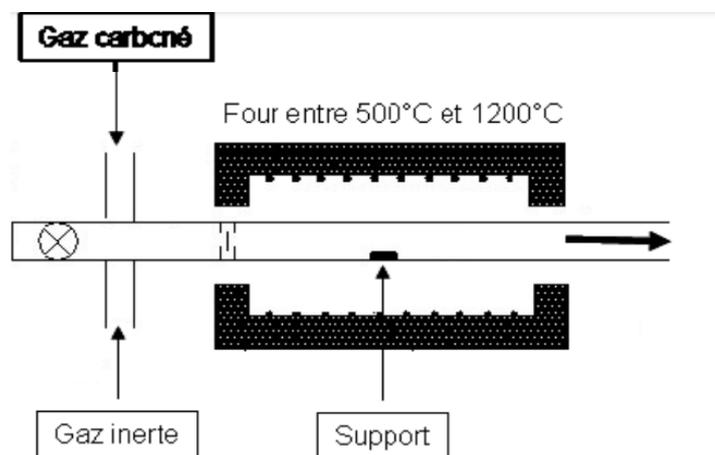


Figure I.22 Représentation Schématique d'un réacteur CVD

L'inconvénient de cette méthode est le pourcentage des défauts des CNTs obtenus qui est plus élevée par rapport aux deux autres méthodes (**Colomer et al. 2000**). Ces défauts affectent négativement les caractéristiques électriques et thermiques ainsi que les propriétés structurales des CNTs. Actuellement, la méthode CVD a été utilisée pour la synthèse contrôlée de CNT ultra-longs avec une structure parfaite sans défaut. Cette structure permet la production de CNT avec d'excellentes propriétés électriques, mécaniques et thermiques (**Nessim 2010**).

I.3.1.10 Propriétés des nanotubes de carbone

Les CNTs sont des surfaces spécifiques, rapports d'aspect, et résistance mécanique très élevées. La résistance à la traction des CNT est 100 fois supérieure à celle de l'acier, et la conductivité électrique et thermique se rapprochent de celle du cuivre (**Treacy et al. 1996**). Ces propriétés rendent les CNTs de bons candidats comme renfort dans différents polymères et céramiques pour réaliser des produits de consommation souhaitables (**Changet al. 2005**). Les CNTs sont également des bonnes propriétés électriques, mécaniques et thermiques uniques et extraordinaires.

A) Propriétés mécaniques

Les nanotubes de carbone sont les matériaux les plus durs et les plus résistants découverts à ce jour. Les propriétés mécaniques des CNTs sont définies par deux mesures principales, le module de Young et la résistance à la traction. Les CNTs sont classés en deux groupes différents, les SWCNTs et les MWCNTs, car chacun de ces groupes a des propriétés mécaniques variables. Cependant, les propriétés mécaniques de tous les CNTs sont le résultat direct de leur structure du réseau hexagonal et de leurs fortes liaisons covalentes C-C (liaisons de type σ et de type π). Ces propriétés ont été étudiées théoriquement par **Overney et al. (1993)**, qui ont utilisé des analyses numériques pour étudier la rigidité et les propriétés vibratoire des CNTs. Ils ont trouvé un module de Young d'environ 1,5 TPa. Une autre étude rapporte un module de Young de 1,0 TPa (**Lu 1997**). **Yu et al. (2000)** ont indiqué théoriquement que le module de Young et la résistance à la traction des nanotubes de carbone se sont avérés supérieurs à ~1TPa et ~140GPa respectivement. Alors qu'expérimentalement, le module **de Young** atteint et même dépasse la valeur 1Tpa (**Krishnan et al. 1998**), aucun nanotube d'aucune sorte n'a été trouvé pour avoir une résistance à la traction pratique même proche de celle de la valeur théorique. Ceci est fortement causé par les défauts du matériau qui peuvent réduire la résistance à la traction jusqu'à environ 85 % (**Coleman et al. 2006**).

Il est également important de savoir que les nanotubes de carbone ont une densité très faible autour de 1,3 à 1,4 g/cm³ selon le type de CNT (**Shet et al. 2005**). Cela signifie qu'ils

sont également un matériau très léger, une autre propriété souhaitable dans presque toutes les situations, c'est leur structure tubulaire qui leur confère des avantages, si on les compare aux feuillets de graphène qui ont également un module d'Young élevé (1 TPa), mais qui se déchirent facilement. Leur rigidité exceptionnelle en fait des matériaux remarquables, à la fois légers et résistants (**Dihaj 2019**).

B) Propriétés thermique

La conductivité thermique des CNTs est supérieure à celle du diamant (hybride sp^3), en raison de la présence des liaisons covalentes hybridées sp^2 (**Ruoff et al. 2003**). La conductivité thermique des CNTs est influencée par la température, et sa valeur pour les SWCNT est variée entre 1800 et 6000 W/mK à température ambiante. Cette valeur est supérieure à celle du diamant, 3320 W/mK, qui était connu pour le matériau le plus conducteur thermique. Cependant, la conductivité thermique des MWCNT est de 3000 W/mK (**Kim et al. 2001**). Les propriétés thermiques des CNTs sont également influencées par la fonctionnalisation (**Navarro-Pardo et al. 2016**). La conductivité thermique du polymère peut être facilement modifiée en incorporant des CNTs dans leur matrice, et ce potentiel est largement affecté par la nature des CNTs (**Yang et al. 2009**).

C) Propriété électrique

En fonction du diamètre et de l'indice de chiralité (**Hamada et al. 1992**), les nanotubes de carbone monofeuillet (SWCNT) se comporte comme un métal, ou comme un semi-conducteur, Les premières études sur les CNTs métalliques ont été faites en 1997 (**Tans et al. 1997**, **Bockrath et al. 1997**) et en 1998 sur les CNTs semi-conducteurs (**Tans et al. 1998**). Au cours des cinq années qui ont suivi, de nombreux groupes de recherche ont construit des dispositifs électroniques à base des CNTs, Les nanotubes semi-conducteurs ont des gaps d'énergies qui varient inversement avec le diamètre, allant d'environ 1,8 eV pour les tubes de très petit diamètre à 0,18 eV pour les tubes de grande diamètre (**Elliott et al. 2004**). Ainsi, certains nanotubes ont des conductivités supérieures à celle du cuivre, tandis que d'autres se comportent plutôt comme du silicium. Pour cette raison, les nanotubes semi-conducteurs font l'objet d'études approfondies en nanoélectronique pour le remplacement possible des transistors à base de silicium (**Avouris 2007**). Il existe un grand intérêt pour la possibilité de construire des dispositifs électroniques à l'échelle nanométrique à partir de nanotubes. Il existe plusieurs domaines technologiques où les nanotubes de carbone sont déjà utilisés. Ceux-ci comprennent les écrans plats, les microscopes à sonde à balayage, les dispositifs de détection, et les piles à combustible. Aujourd'hui, la

plupart des grandes universités et laboratoires industriels ont maintenant au moins un groupe étudiant les propriétés électroniques des CNTs.

D) Propriété optique

Les propriétés électroniques des CNTs donnent également aux CNTs des propriétés optiques uniques, qui peuvent être mises en œuvre dans des nouvelles conceptions de dispositifs optoélectroniques, les CNTs peuvent convertir des signaux optiques visibles en signaux électriques dans des capteurs de lumière ou des dispositifs de conversion d'énergie solaire. Les CNTs émettent de la lumière dans la région du proche infrarouge IR du spectre lumineux lorsqu'ils sont excités optiquement ou électriquement, et parce que les propriétés électroniques et optiques du CNTs dépendent de l'hélicité du CNT, l'énergie d'émission optique (fluorescence) du CNT varie et s'étend sur le proche IR, région de longueur d'onde du spectre lumineux (Halliday et al. 2004). Jeng et al. (2006) ont été observé la détection de l'hybridation de l'ADN en utilisant des nanotubes comme capteurs optiques, Alper (2006) et Kam et al. (2005) ont également montré le marquage sélectif des composants cellulaires par des nanotubes chimiquement fonctionnalisés et ont suggéré que la technique pourrait être utilisée dans les procédures de traitement du cancer à l'avenir.

I.3.1.11 Purification des CNTs

La purification est une étape très importante pour obtenir des CNTs de haute pureté. Les CNTs contiennent généralement un grand nombre des impuretés telles que (Zidour (2012)):

- Les impuretés solubles : des fullerènes (C_{60} , C_{70}), des hydrocarbures aromatiques polycycliques.
- Les impuretés insolubles : du carbone amorphe, des particules de graphite, des particules métalliques de catalyseur (recouvertes de feuillets graphitiques).

Il existe de nombreuses méthodes et procédures de purification différentes. Toutes les procédures de purification comportent les étapes principales suivantes :

- Suppression des grosses particules de graphite et des agrégats avec filtration.
- Dissolution dans des solvants appropriés pour éliminer les particules de catalyseur (acides concentrés comme solvant), et les fullerènes (utilisation de solvants organiques)
- Microfiltrations et chromatographie jusqu'à la séparation et l'élimination des amas de carbone amorphe (Patole et al. 2008)

Les méthodes de purification des CNTs peuvent être essentiellement classées en trois catégories : les méthodes chimiques, les méthodes physiques, les méthodes physico-chimiques

- Les méthode chimique purifie les CNTs sur la base de :

- **L'oxydation sélective**, dans laquelle les impuretés carbonées sont oxydées plus rapidement que les CNTs.
- **La dissolution des impuretés métalliques par les acides**. Cette méthode peut éliminer efficacement les particules de carbone et les métaux amorphes, à l'exception de celles enfermées dans des particules graphitiques polyédriques.

Cependant, les méthodes de purification chimique influencent toujours la structure des CNTs en raison de l'oxydation impliquée.

- Les méthode physique sépare les CNTs des impuretés en fonction de la différence de taille physique, de rapport d'aspect, et de propriétés magnétiques, etc.

En général, les méthodes de purification physique sont utilisées pour éliminer les feuilles graphitiques, les nanosphères de carbone (CNS), les agrégats ou les CNTs séparés avec différents rapports diamètre/longueur. En principe, cette méthode ne nécessite pas d'oxydation et empêche donc les CNTs de subir de graves déformations. Cependant, la méthode physique est toujours compliquée, chronophage et moins efficace.

Le troisième type de purification combine les avantages de la purification physique et chimique. Ces méthodes peuvent conduire à des produits CNTs à haut rendement et de haute qualité. En raison de la diversité des échantillons de CNTs, tels que le type, la morphologie et la structure des CNTs, ainsi que le type et la morphologie des impuretés, il faut une combinaison parfaite de différentes techniques de purification, physique et chimique, pour obtenir des CNTs avec la pureté souhaitée.

A) Les méthodes de purification chimiques

Les impuretés carbonées coexistant avec les CNTs sont principalement du carbone amorphe et des nanoparticules de carbone. Par rapport aux CNTs, ces impuretés ont généralement une activité d'oxydation plus élevée. L'activité oxydante élevée démontrée par le carbone amorphe est due à la présence de liaisons pendantes et de défauts structuraux qui ont tendance à être facilement oxydés (**Chang, et Bard 1991**).

Par conséquent, la purification par oxydation chimique est basée sur l'idée de la gravure par oxydation sélective, dans laquelle les impuretés carbonées sont oxydées à une vitesse plus rapide que les CNTs.

En général, l'oxydation chimique comprend :

- L'oxydation en phase gazeuse humide ou séché (à l'aide d'air, O₂, Cl₂, H₂O, HNO₃, etc.).
- L'oxydation en phase liquide (traitement acide et reflux, etc.).
- L'oxydation électrochimique.

Les inconvénients de cette méthode sont qu'elle ouvre souvent l'extrémité des CNTs, coupe les CNTs, endommage la structure de surface et introduit des groupes fonctionnels oxygénés (-OH, -COO et -COOH) sur les CNTs. En conséquence, les CNTs purifiés peuvent à leur tour servir de réacteurs chimiques ou de point de départ pour la chimie de surface des CNTs ultérieure (**Banerjee et al. 2005**).

B) Les méthodes de purification physiques

Un gros problème dans la purification chimique est qu'elle détruit toujours la structure des CNTs ou modifie leurs propriétés de surface. Donc, il faut procéder d'autres techniques de purification qui n'impliquent pas des traitements de purification par oxydation chimiques. La morphologie et les propriétés physiques des CNTS, telles que le rapport d'aspect, la taille, la solubilité et le magnétisme, sont différentes que les impuretés. Ces différences permettent de séparer les CNTs des impuretés par des certaines techniques physiques. Par conséquent, les méthodes basées sur la physique, y compris :

- La filtration
- La chromatographie
- La centrifugation
- L'électrophorèse
- Le recuit à haute température (1400-2800 °C)

La caractéristique de ces méthodes est qu'il s'agit d'un traitement de purification non destructif et non oxydant. Une autre caractéristique est que les purifications sont principalement effectuées en solution, Cela nécessite que les échantillons à purifier aient une bonne dispersibilité dans les solutions. Pour répondre à cette exigence, des tensioactifs et/ou une sonication sont souvent utilisés.

En générale, l'oxydation en phase gazeuse est efficace pour éliminer le carbone amorphe et le carbone polyédrique, mais ne parvient pas à éliminer les grosses particules de graphite et les impuretés métalliques. L'oxydation en phase liquide avec des oxydants forts est efficace pour éliminer simultanément les impuretés carbonées et les particules métalliques, tandis que les CNTs purifiés sont toujours coupés, ouverts et endommagés.

Les purifications physiques sont efficaces pour éliminer en partie les impuretés carbonées ou métalliques isolées, tandis que ne parvient pas à éliminer les particules amorphes et sphériques collées aux parois latérales des CNTs, ou les particules métalliques encapsulées dans les CNTs. Afin d'atteindre la pureté souhaitée des CNTs avec un rendement élevé, des combinaisons de purifications chimiques et physiques sont intensément étudiées

C) Les méthodes de purification physico-chimiques

Selon différents besoins, divers types de méthodes de purification en plusieurs étapes sont signalés. Par exemple, il est difficile d'éliminer les impuretés carbonées adhérant aux parois latérales des CNTs pour les purifications à la fois chimiques et physiques. Pour résoudre ce problème, l'extraction dynamique initiée par l'hydrothermie (**Hou et al. 2002**) ou la sonication (**Liu et al. 2007**) a été adoptée dans de nombreuses procédures de purification chimique. Les particules de graphite présentes dans les CNTs synthétisés par décharge à l'arc électrique ou ablation laser sont difficiles à éliminer par oxydation chimique, de sorte que la filtration est adoptée dans certaines purifications (**Kim et Luzzi 2005**). Les particules métalliques catalysent par l'oxydation à basse température des carbones, détruisant les SWCNT en présence d'oxygène et d'autres gaz oxydants. Pour pallier ce problème, des épurations combinant l'oxydation en phase gazeuse et le traitement d'acide ont été largement étudiées (**Yan et al. 2007**). En fait, plusieurs techniques telles que l'oxydation, la sonication, l'extraction dynamique initiée hydrothermiquement (HIDE) ou la filtration sont simultanément adoptées dans une procédure de purification pour obtenir des CNTs de haute pureté avec un rendement élevé.

I.3.1.12 Fonctionnalisation des CNTs

Les CNTs sont produits à l'aide de plusieurs méthodes de synthèse (**Mirabootalebi et Akbari 2017**), mais la plupart d'entre eux laissent des impuretés métalliques dans l'échantillon et produisent un mélange de CNTs avec différents diamètres, longueurs et chiralité. Un problème supplémentaire est la tendance des nanotubes à s'agglomérer de manière incontrôlable en raison de l'énergie de surface élevée, la stabilisation par de nombreuses interactions électroniques π - π entre les nanotubes et la stabilisation par les forces de van der Waals. Ce phénomène entraîne une faible dispersibilité et rend les CNTs insolubles dans la plupart des solvants, limitant fortement leurs applications.

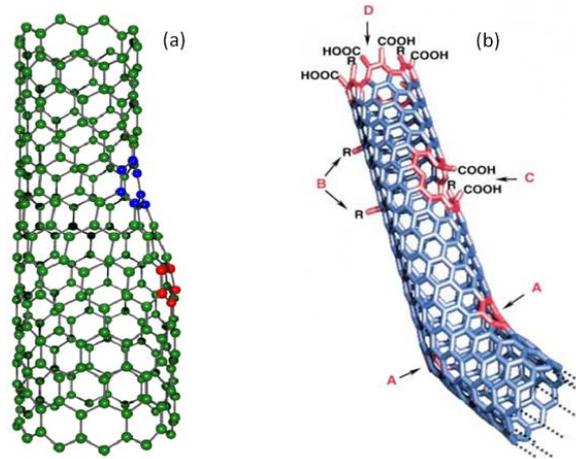


Figure 1.23 Les différents types de défauts structuraux : (a) Introduction d'une paire pentagone et heptagone provoquant une variation de diamètre et de chiralité ; (b) Lacunes et groupements fonctionnalisés à la surface d'un nanotube de carbone

Pour résoudre ces problèmes, La fonctionnalisation intervient en modifiant les propriétés de surface des CNTs. La fonctionnalisation des CNTs consiste à la fixation des fragments organiques ou inorganiques à la structure tubulaire des CNTs. Grâce à la fonctionnalisation, les CNTs peuvent être purifiés en obtenant une homogénéité élevée, une toxicité réduite, une dispersibilité et une solubilité accrue (**Kim et al. 2012**). Il permet également une fonctionnalisation spécifique pour différents usages et applications. Les différentes approches disponibles pour la modification des nanotubes de carbone peuvent être classées en deux groupes principaux : la fonctionnalisation covalente et la fonctionnalisation non covalente.

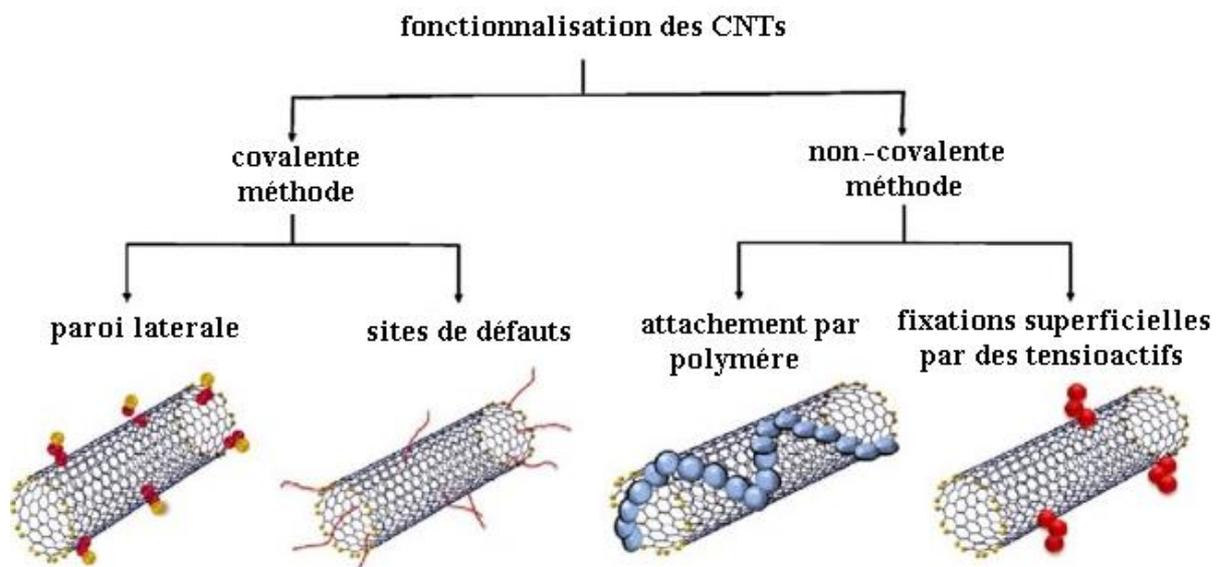


Figure 1.24 Les méthodes de fonctionnalisation des nanotubes de carbone.

I.3.1.12.1 Fonctionnalisation covalente

La fonctionnalisation covalente consiste à greffer des molécules sur les CNTs, par la création d'une liaison chimique entre les CNTs et le groupement greffé au niveau des parois latérales ou au niveau des sites de défauts structurels des CNTs. La fonctionnalisation est hétérogène dans les CNTs, puisque certains nanotubes de carbone sont plus réactifs que d'autres, et certaines régions est plus réactif que d'autres régions.

La réactivité des parois latérales des CNTs dépend fortement de sa courbure, car l'enroulement de la feuille de graphène au cours de la synthèse de CNT augmente la tension imposée au liaison C-C, et forcé les atomes de carbone sp^2 à adopter une géométrie non-idéale pour ce type d'hybridation sp^2 . En conséquence, le CNT est plus réactif que le graphène (**Niyogi et al. 2002**), et les CNTs de petit diamètre ont des réactivités élevées que celle des nanotubes de grand diamètre (**Chadwick et al 2014**). La fonctionnalisation covalente peut être classée selon que les modifications sont effectuées au niveau des parois latérales ou au niveau des sites de défaut structurel :

A) Fonctionnalisation des parois latérales

Les parois latérales des CNTs sont considérées comme des parois inertes, car leur fonctionnalisation ne se produira que si un agent hautement réactif est utilisé (**Hirsch 2002**). **Singh et al. 2009** décrivent largement les principales stratégies de dérivation de la paroi latérale dans les SWCNT, y compris les réactions de fonctionnalisation suivante :

- Réaction d'halogénéation
- Réaction par Additions électrophiles et nucléophiles
- Réaction par Addition radicalaire
- Réaction par cyclo addition

B) Fonctionnalisation au niveau de sites de défauts

Toutes les méthodes de synthèse laissent dans les CNTs quelques défauts structurels, ces défauts structurelles caractérisé par des liaisons faible et plus réactif capable de créer de nouvelles liaisons par des processus oxydants agressifs en phase liquide ou en phase gazeuse. Par exemple la fonctionnalisation par oxydation électrochimique (**Tobias et al. 2012**), cette approche a l'avantage de générer plus de groupes fonctionnels, mais implique également des dommages structurels plus importants. En utilisant des approches oxydantes moins agressives, donc les dommages structurels sont minimisés en préservant les propriétés des CNTs (**Zhang et Xu 2015**). La fonctionnalisation des défauts est classée selon la nature de la réaction chimique que se produisant sur les sites du défaut, comme l'oxydation, l'amidation, la thiolation,

etc., les groupes fonctionnels sont utilisés comme point de départ pour une dérivation ultérieure (González et al. 2008).

I.3.1.12.2 Fonctionnalisation non covalente

La fonctionnalisation non covalente n'implique pas la formation de nouvelles liaisons chimiques. La liaison avec le CNT est réalisée par les forces de van der Waals, les interactions π - π , les liaisons d'hydrogène et/ou les interactions électrostatiques, préservant la structure du CNT intacte. En conséquence, maintenant les propriétés physiques, électriques, thermiques et optiques des CNTs. Cependant, les liaisons non covalentes des groupes fonctionnels formée sont faibles qui peuvent se détacher par des changements de conditions environnementales, comme des modifications de pH, de température ou de solvant. Cette liaison plus faible pourrait se transformer en avantage, rendant cette fonctionnalisation réversible.

I.3.1.13 Méthodes de Dispersions des CNTs

De nombreux efforts de recherche ont été orientés vers la production de composites CNT/polymère pour des applications fonctionnelles et structurelles (Thostenson et al. 2001, Ajayan et al 2006). Plus tôt, l'utilisation des CNTs comme renforts a été sévèrement limité en raison des difficultés associées à la dispersion des CNTs pendant le traitement et de la mauvaise interaction interfaciale entre les CNTs et la matrice polymère. La nature du problème de dispersion des CNTs est assez différente des autres charges conventionnelles, telles que les particules sphériques et les fibres de carbone, car le CNT est caractérisé par un petit diamètre à l'échelle nanométrique avec un rapport d'aspect élevé (>1000) et donc une surface extrêmement grande. En plus de l'effet de taille des CNTs, la nature physique des CNTs joue également un rôle important dans leur dispersion dans la matrice polymérique. Les CNTs produisent de petits agglomérats constitués de 50 à quelques centaines de CNTs individuels par la force de van der Waals (Thess et al. 1996). Il a été prouvé que ces agglomérats entraînent une diminution des propriétés mécaniques et électriques des nanocomposites (Coleman et al. 2006, Kim et Mai 1998). En d'autres termes, la dispersion des CNTs n'est pas seulement un problème géométrique et physique, mais concerne également une méthode permettant de séparer les CNTs individuels des agglomérats de CNTs et de les stabiliser dans une matrice pour éviter une agglomération secondaire. Le défi est donc de savoir comment séparer et comment incorporer des CNTs individuels, ou au moins des fibres de CNTs relativement minces à l'intérieur d'une matrice. Pour ces raisons, différentes méthodes de dispersion ont été améliorées.

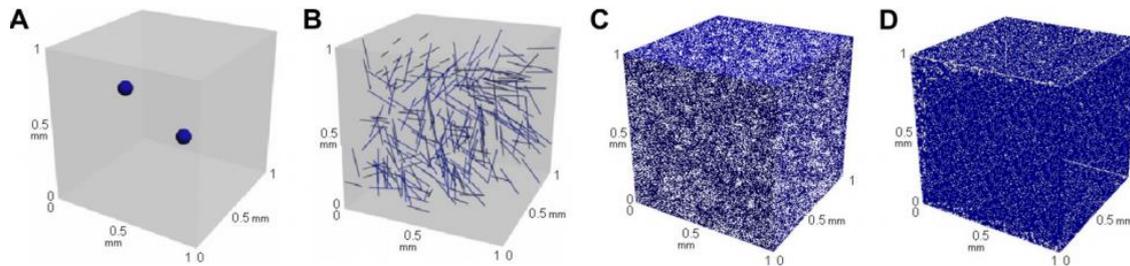


Figure 1.25 Distribution de charges micrométriques et nanométriques du même volume (0,1%V) dans un volume de référence de 1 mm^3 (A : particules Al_2O_3 ; B : fibres de carbone ; C : nanoplaques de graphène GNP ; D : CNT) (Ma et al. 2010)

A) Ultrasonication

L'ultrasonication est une méthode très efficace de dispersion et de désagglomération des nanotubes de carbone, car les ondes ultrasonores d'ultrasons de haute intensité génèrent de la cavitation dans les liquides. Le principe de cette technique est que lorsque les ultrasons se propagent via une série de compressions, des ondes atténuées sont induites dans les molécules du milieu qu'elles traversent. La production de ces ondes de choc favorise le « décollément » de nanoparticules individuelles situées à la partie externe des agglomérats.

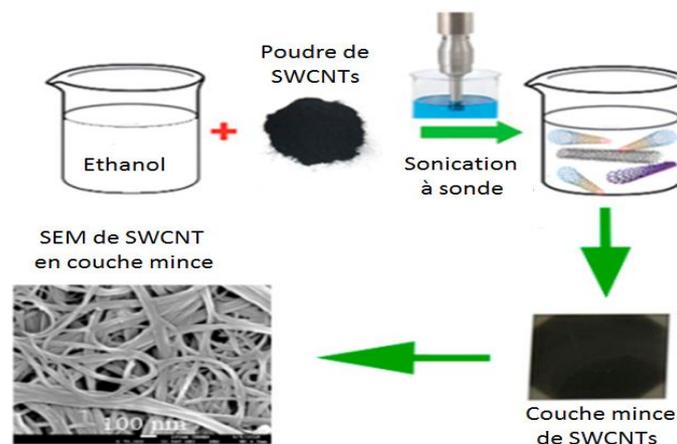


Figure 1.26 Illustration du processus de préparation d'une couche mince de CNTs monofeuillet (SWCNT) (Almutairi et al. 2019)

L'ultrasonication est une méthode très efficace pour disperser les CNTs dans des liquides à faible viscosité, tels que l'eau, l'acétone et l'éthanol. Cependant, la plupart des polymères sont soit à l'état solide, soit à l'état liquide visqueux, ce qui nécessite que le polymère soit dissous ou dilué à l'aide d'un solvant pour réduire la viscosité avant la dispersion des CNTs. Si le traitement par sonication est trop agressif et/ou trop long, les CNTs peuvent être facilement endommagés. Lu et al. (1996) a confirmé que l'ultrasonication des CNTs pendant une longue période

suggérant la génération de défauts à la surface des CNTs. Dans les cas extrêmes, les couches de graphène des CNTs sont complètement détruites et les nanotubes sont convertis en nanofibres de carbone amorphes (Mukhopadhyay et al. 2002). Les dommages localisés aux CNTs détériorent à la fois les propriétés électriques et mécaniques des nanocomposites CNT/polymère.

B) Calandrage

La calandre, ou broyeur à trois cylindres, est une machine qui utilise la force de cisaillement créée par les rouleaux cylindriques pour mélanger, disperser ou homogénéiser les matériaux visqueux. La configuration générale d'une calandre (Figure I.27) se compose de trois rouleaux cylindriques adjacents dont chacun tourne à une vitesse différente. Le premier et le troisième rouleau ($n1$ et $n3$) tournent dans le même sens tandis que le rouleau moyen $n2$ tourne dans le sens opposé (Thostenson et Chou 2006). Le matériau à mélanger est introduit où il est aspiré entre les rouleaux $n1$ et $n2$. Lorsqu'il est pré-dispersé, le matériau adhère au bas du rouleau moyen, qui le transporte dans le deuxième espace. Dans cet espace, le matériau est dispersé jusqu'au degré de finesse souhaité. À la sortie, le matériau qui reste sur le rouleau moyen se déplace à travers la deuxième ligne de contact entre le rouleau moyen et le troisième rouleau $n3$, ce qui le soumet à une force de cisaillement encore plus élevée en raison de la vitesse plus élevée du troisième rouleau $n3$. Ce cycle de broyage peut être répété plusieurs fois pour maximiser la dispersion. Les espaces étroits (contrôlables de 500 à environ 5 μm) entre les rouleaux.

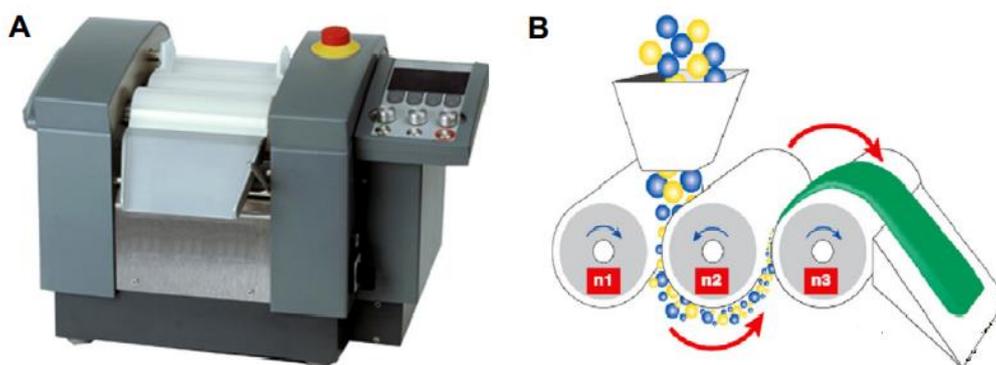


Figure I.27: A) Machine de calandrage utilisée pour la dispersion des particules dans une matrice polymère et B) schéma correspondant montrant la configuration générale et son mécanisme de travail (Ma et al. 2010)

L'un des avantages uniques de cette technique est que la largeur de l'espace entre les rouleaux peut être ajustée et maintenue mécaniquement ou hydrauliquement, il est donc facile d'obtenir une distribution de taille contrôlable et étroite des particules dans les matériaux visqueux. Le calandrage est largement utilisé pour mélanger des encres de composants électroniques en couche épaisse, des céramiques à hautes performances, du carbone/graphite, des peintures, des encres d'imprimerie, des produits pharmaceutiques, des produits chimiques, des revêtements de verre, des composites dentaires, des pigments, des mastics et des aliments.

L'utilisation d'une calandre pour disperser les CNTs dans une matrice polymère est devenu une approche très prometteuse pour obtenir une dispersion relativement bonne des CNTs selon certains rapports (**Thostenson et Chou (2006), Gojny et al. 2004**). Une contrainte de cisaillement élevée est nécessaire pour démêler les fibres de CNTs et répartir les CNTs dispersés dans la matrice polymère, tandis qu'un temps de séjour court limitera probablement l'endommagement des CNTs individuels (**Thostenson et Chou 2006**).

Cependant, l'utilisation de cette technique pour la dispersion des CNTs pose plusieurs problèmes : par exemple, l'écart minimum entre les rouleaux est d'environ 1 à 5 μm , ce qui est comparable à la longueur des CNTs, mais est beaucoup plus grand que le diamètre des CNTs individuels. Ces disparités dimensionnelles entre l'écartement des rouleaux et les dimensions des CNTs peuvent suggérer que le calandrage peut mieux disperser les gros CNTs agglomérés en petits, bien que certains CNTs individuels puissent être démêlés des agglomérats. De plus, les matériaux doivent être à l'état visqueux lors du mélange avec des nanoparticules, donc cet outil ne peut pas être appliqué pour disperser les CNTs dans des matrices thermoplastiques, telles que le polyéthylène, le polypropylène et le polystyrène. En revanche, les CNTs peuvent être commodément dispersés dans le monomère ou l'oligomère liquide des matrices thermodurcissables, et les nanocomposites peuvent être obtenus via la polymérisation in situ.

C) Broyage à billes

Le broyage à billes est un type de méthode de broyage utilisé pour broyer des matériaux en poudre extrêmement fine à utiliser dans les peintures, la pyrotechnie et la céramique. Pendant le broyage, une pression élevée est générée localement en raison de la collision entre les minuscules billes rigides dans un récipient, ce qui est schématisé par la **figure I.28**. Un effet de cascade interne des billes réduit le matériau en poudre fine. Différents matériaux, dont la céramique, les galets de silex et l'acier inoxydable, sont utilisés comme billes.

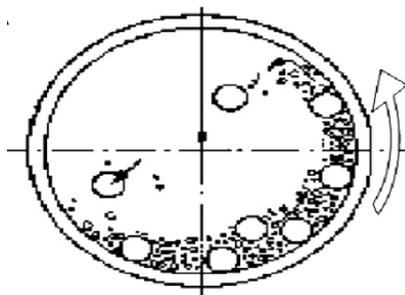


Figure I.28 Illustration de la technique de broyage à billes

Les broyeurs à billes de haute qualité peuvent broyer les particules du mélange jusqu'à 100 nm, augmentant considérablement la surface des matériaux. Le broyage à billes a été appliqué avec succès aux matériaux carbonés, par ex. transformer les fibres de CNTs en nanoparticules (Li et al. 1999), améliorer la saturation de la composition en lithium dans les SWCNTs (Huang et al. 1999), et générer différentes nanoparticules de carbone à partir de carbone graphitique pour des applications de stockage d'hydrogène (Awasthi et al. 2002).

Le broyage à billes des CNTs en présence de produits chimiques améliore non seulement leur dispersibilité, mais introduit également certains groupes fonctionnels sur la surface des CNTs (Ma et al. 2008, Ma et al. 2009). Certains groupes fonctionnels utiles, comme les terminaux amine et amide ont été attachés à la surface des CNTs après le broyage, permettant une liaison covalente aux polymères et aux systèmes biologiques. Ces atomes d'azote introduits à la surface des CNTs entraînant la conversion du comportement semi-conducteur des CNTs du type p au type n (Ma et al. 2008). La conductivité électrique des CNTs traités a également augmenté progressivement avec le temps de broyage à billes, présentant une augmentation remarquable de 250 % après 9 h de broyage (Ma et al. 2010).

D) Agitation et extrusion

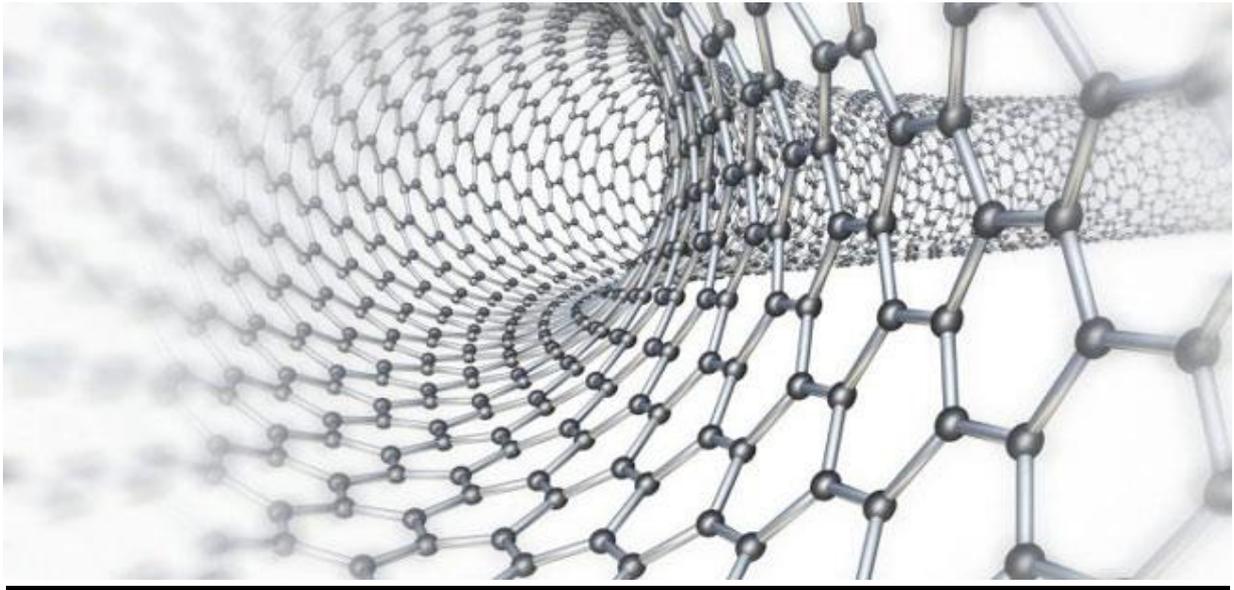
L'agitation est une technique courante pour disperser les particules dans les liquides et peut également être utilisée pour disperser les CNTs dans une matrice polymère. Après agitation intensive des CNTs dans la matrice polymère, une dispersion relativement fine peut être obtenue (Sandle et al. 1999). Dans cette technique, Les MWCNTs peuvent être dispersés plus facilement que les SWCNTs, bien que les MWCNT aient tendance à se réagglomérer (Schmid et Klingenberg 2000). Pour certains polymères thermodurcissables, tels que l'époxy, des réagglomérations évidentes de CNTs ont été observées après plusieurs heures de réaction de durcissement (Li et al. 2007). Dans le cas de CNT fortement agglomérés, des forces de cisaillement plus élevées sont nécessaires pour obtenir une dispersion fine dans la matrice

polymère, cela peut être accompli en utilisant un mélangeur à cisaillement à grande vitesse à une vitesse allant jusqu'à 10000 tr/min.

L'extrusion est une technique populaire pour disperser les CNTs dans des polymères solides comme la plupart des thermoplastiques, où des pastilles thermoplastiques mélangées avec des CNTs qui introduit dans la trémie de l'extrudeuse. Les vis jumelées tournent à grande vitesse pour créer un flux de cisaillement élevé, entraînant la dispersion des agglomérats de CNTs et leur mélange avec le polymère

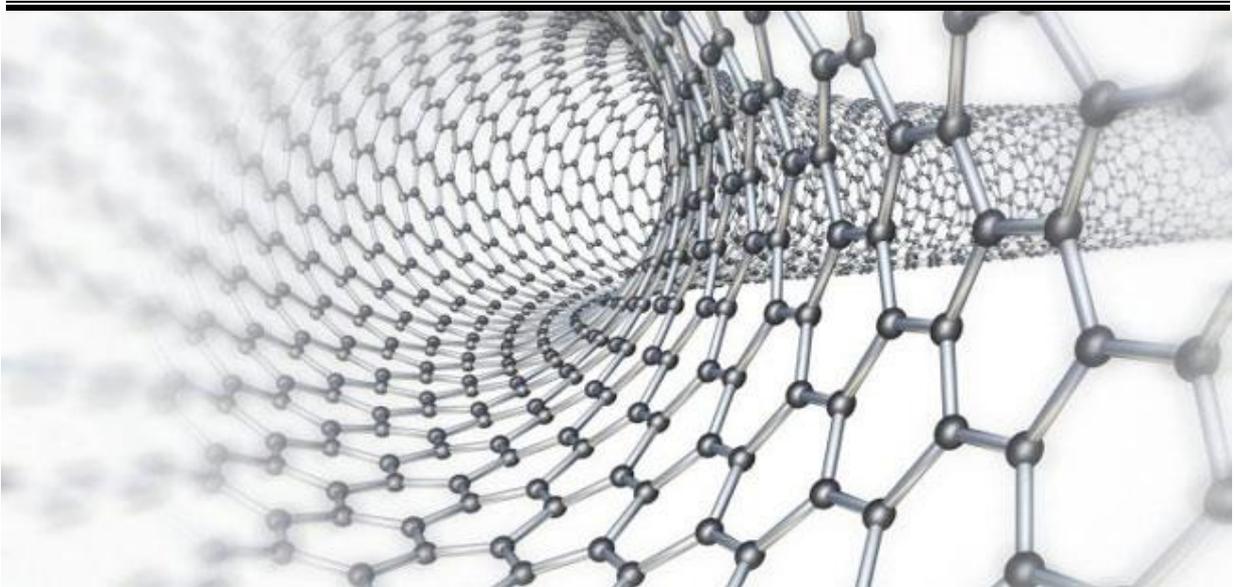
I.4. Conclusion

Les nanocharges, en particulier les CNTs, ont suscité un intérêt important pour la recherche, car l'ajoute de très faibles charges de CNTs permet d'obtenir une amélioration remarquable des propriétés finales d'un grand nombre de systèmes nanocomposites, déterminant de nouvelles perspectives pour la demande continue de matériaux avancés. L'avantage des nanocharges est qu'elles produisent de très bonnes propriétés électriques, optique, thermique et mécaniques à faibles charges. Les nanocharges permettent d'améliorer ou d'ajuster significativement les différentes propriétés des matériaux dans lesquels elles sont incorporées, telles que des propriétés de résistance au feu améliorées et des performances de déformation thermique améliorées, parfois en synergie avec les charges classiques.



CHAPITRE II

Renforcement des polymères par les
nanotubes de carbone



II.1 Introduction

Afin d'utiliser les CNTs dans des applications réelles, en profitant leurs différentes propriétés extraordinaires, des nanocomposites CNTs/polymères ont été développés. Actuellement, les nanocomposites à base de matrice polymère sont le plus grand domaine d'application des CNTs. Ces nanocomposites sont utilisés dans différents domaines, notamment les secteurs des transports, de l'automobile, de l'aérospatiale, de la défense, de l'énergie et des infrastructures. Cela est dû à sa durabilité élevée, sa conductivité électrique élevée, sa haute résistance, sa légèreté, sa conception et sa flexibilité de fonctionnement. De plus, une bonne liaison interfaciale est également requise pour obtenir un transfert de charge significatif à la matrice polymère, une condition nécessaire pour améliorer les propriétés mécaniques des composites. Dans ce chapitre, nous nous concentrerons sur les polymères et les nanocomposites, en particulier les nanocomposites à base de CNT et de polymère, leurs différentes propriétés et techniques de production.

II.2 Les polymères

Les polymères sont des macromolécules, organique ou inorganique, de poids moléculaire élevé, formée de l'enchaînement covalent d'un très grand nombre d'unités structurales uniques, appelées monomères, assemblées de manière régulière. La réaction par laquelle les monomères se combinent pour former un polymère est connue sous le nom de polymérisation (**Gowariker et al. 2005**).

II.2.1 Classification des polymères

Le polymère peut avoir différentes structures chimiques, propriétés physiques, comportement mécanique, caractéristiques thermiques, etc., sur cette base de propriétés, il est possible de classer les polymères de différentes manières, nous indiquons ci-après les classifications les plus courantes :

II.2.1.1 Selon leur origine

Sur la base de leur présence dans la nature, les polymères ont été classés en trois types :

A) Polymère naturel

Les polymères naturels également connus sous le nom de biopolymères de source végétale ou animal. Exemples de tels polymères sont le caoutchouc naturel, les polysaccharides, les polypeptides, les polynucléotides, la cellulose, l'amidon, les protéines, etc.

B) Polymère Semi-synthétique

Ce sont des polymères naturels chimiquement modifiés tels que les dérivée cellulosiques, les esters cellulosiques, nitrate de cellulose, méthylcellulose, etc.

II.2.1.3. Selon leur structure moléculaire

Sur la base de structure moléculaire de polymère, les polymères sont de trois types :

A) Structure linéaire

Le polymère dans cette structure est une longue chaîne simple de monomères, reliés entre eux de manière linéaire, par des liaisons covalentes :



Parmi les polymères linéaires, on cite : le polychlorure de vinyle, le poly méthacrylate de méthyle, et polyéthylène.

B) Structure ramifiée

On appelle un polymère ramifié lorsque des chaînes secondaires de polymères sont raccordées à une chaîne principale par des réactions de polymérisations.



C) Structure réticulée

Les polymères réticulés sont des polymères dans lesquels des unités monomères sont réticulées ensemble pour former un réseau de polymères tridimensionnel. Ces polymères sont durs et rigides en raison de ses structures en réseau.

Quelques exemples importants sont : la bakélite, La mélamine-formaldéhyde, etc.

II.2.1.4. Selon leur comportement thermique

Sur la base de la réponse thermique, les polymères peuvent être classés en deux grands groupes :

A) Les Thermodurcissables

Un matériau thermodurcissable peut-être défini comme une structure dans laquelle un réseau tridimensionnel est formé par liaisons chimiques résultant d'une réaction de polymérisation entre une résine et un durcisseur (**Sellak 2013**). Les thermodurcissables sont solidifiés par des réactions chimiques irréversibles, c'est-à-dire mises en forme qu'une seule fois. Les principales résines thermodurcissables utilisées dans la mise en œuvre des matériaux

composites sont : les résines polyesters insaturées, les résines de condensation et les résines époxydes.

En effet, les composites à matrice thermoplastique offrent une résistance mécanique plus que les composites à matrice thermoplastique. Par conséquent, les composites à base de matrice thermoplastiques représentent 37% du marché mondial contre 63% pour les composites à matrices thermodurcissables (**Kinvi-Dossou 2018**).

B) Les Thermoplastiques.

Les thermoplastiques présentent une structure linéaire (ou légèrement ramifiée) enchevêtrée qui ne résulte pas d'une polymérisation (**Aucher 2009**). Ils se caractérisent par sa densité relativement faible, ramollis par chauffage et durcis par refroidissement dans un intervalle de température spécifique. En raison de sa structure moléculaire, ils ne subissent aucun changement chimique pendant le thermoformage, de sorte que le cycle de chauffage et de formage peut être répété plusieurs fois (réversible). Les thermoplastiques représentent la classe la plus importante de matières plastiques.

Ils sont plus souhaitables d'un point de vue environnemental, car ils peuvent être recyclés. Ils présentent également une meilleure ténacité à la rupture et une meilleure résistance aux attaques des solvants. Malheureusement, les thermoplastiques sont plus chers et ils ne résistent généralement pas aussi bien à la chaleur que les thermodurcissables (**Kar 2016**). Des exemples courants de résines thermoplastiques sont le polyéthylène, le polystyrène, le nylon, le polycarbonate, le polysulfone, le sulfure de polyphénylène, l'acrylonitrile butadiène-styrène (ABS) (**Seshan 1996**), etc.

II.2.2. Polymère PMMA

Le polyméthacrylate de méthyle (PMMA), également connu sous le nom de verre acrylique, c'est un matériau thermoplastique transparent et rigide, il est largement utilisé comme substitut incassable du verre. Le PMMA est un polymère important pour les applications mécaniques et optiques en raison de sa bonne résistance à la traction, de sa dureté élevée, de sa transparence dans la gamme de longueurs d'onde visibles, de sa résistivité de surface élevée, de ses bonnes propriétés d'isolation et de sa stabilité thermique (**Abdul-Allah et al. 2010**). Le PMMA a été largement utilisé dans les dispositifs électroluminescents et électromagnétique, les batteries, l'optique, les revêtements résistants à la corrosion et de nombreuses applications. Le PMMA présente de nombreux avantages techniques par rapport aux autres polymères transparents (polycarbonate PC, polystyrène PS, etc.), parmi lesquels figurent :

- Haute résistance aux UV et aux intempéries,

- Excellente transmission lumineuse
- Options de coloration illimitées

Le PMMA ou poly (méthyl 2-méthylpropénoate) est produit à partir de monomère méthacrylate de méthyle.

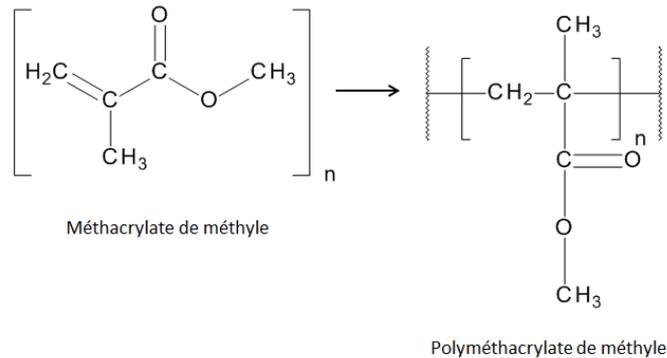


Figure II.1 Illustration moléculaire de polymère

Certaines caractéristiques de détail sont illustrées dans le Tableau II.1:

Tableau II.1 Propriétés de base du PMMA (Smith and Hashemi, 2006)

Formule chimique	(C ₅ O ₂ H ₈) _n
Masse molaire	Varies
Densité	1,18 g/cm ³
Point de fusion	160 °C (320 F; 433K)
Indice de réfraction (nD)	1,4905 (à 589,3 nm)

II. 3 Composite

Un matériau composite est une combinaison de deux ou plusieurs phases non miscibles qui sont séparés par une interface, ayant des rôles et des propriétés physico-chimiques différentes (Mortensen 2006), et qui se complètent, dans lesquels l'un de ses phases est une phase majeur continue, appelée matrice qui assure la cohésion et le transfert des contraintes vers d'autres phases discontinues mineurs, appelés renforts (dispersée dans la matrice), et son rôle est d'assurer la fonction de résistance mécanique aux efforts. Le matériau résultant (composite) possède des caractéristiques différentes de celles des composants individuels. Il est spécialisé pour effectuer certains travaux dans certaines situations, par exemple pour devenir plus fort, plus léger, conducteur ou résistant à l'électricité. Ils peuvent également améliorer la force, la rigidité, la flexibilité, etc. Les composites se retrouvent naturellement dans le bois, les dents, etc.

II.3.1 Nanocomposite

De manière générique, ce terme désigne tout matériau biphasé ou multiphasé solide, pour les quels, au moins, l'une de dimensions du renfort est de l'ordre de nanomètre (inférieure à 100 nm). La structure nanométrique de ces composites conduit à des propriétés mécaniques (**Quaresimin et al. 2012**), thermiques (**Meneghetti et Qutubuddin 2006**), optique, et physico-chimique (**Maruzhenko 2019**) améliorées par rapport à celles de leurs composants individuels (**Chen et al. 2006**). Ils ont également la même composition que les composites classiques, notamment concernant la nature de la matrice, leur différence réside dans la taille des composants (matrice ou renfort) et dans le fait que certaines propriétés spécifiques n'apparaissent qu'à l'échelle du nanomètre (**Ilaik 2008**).

Les nanocomposites ne sont pas un nouveau phénomène, au contraire, Il se manifeste dans de nombreuses structures naturelles comme les os, les toiles d'araignée, et certaines nanostructures qui produisent par les bactéries ... etc.

II.3.2 Les types de composites

Les matériaux composites sont classés principalement suivant la nature de matrice en trois groupes différents :

- Composite à matrice métallique.
- Composite à matrice céramique.
- Composite à matrice de polymère.

II.3.2.1 Composite à Matrice Métallique CMM

Dans le but d'augmenter la raideur et la tenue à haute température de matériaux tels que l'aluminium (Al), le magnésium (Mg) ou le titane (Ti), des fibres céramiques ont été ajoutées à ces matériaux, donnant la naissance des composites à matrice métallique (CMM).

Les CMM sont rapidement devenus de solides candidats pour une utilisation en aéronautique, ou dans des structures fonctionnant à haute température.

La plupart des recherches sont orientées vers le développement des matrices à base d'alliages légers de type Al, Mg, Ti, mais on peut noter également quelques réalisations de CMM à matrice acier qui sont essentiellement étudiés pour leur résistance à l'abrasion. La matrice la plus utilisée dans les CMM est la matrice aluminium, qui présente une faible masse volumique et des propriétés mécaniques et physiques relativement élevées (**Hottebart 1994**).

Les CMM intéressent particulièrement l'industrie automobile, l'industrie électronique et l'industrie de loisir pour leur capacité à répondre à des exigences mécaniques spécifiques (**Guessas 2020**).

II.3.2.2 Composite à Matrice Céramique CMC

Les CMCs sont des matériaux dans lesquels une phase céramique est intentionnellement ajoutées pour améliorer la résistance à l'usure et la stabilité thermique et chimique. Les CMC sont des matériaux dits thermostructuraux, qui possèdent une faible densité, une très bonne résistance aux chocs thermiques, une bonne inertie chimique et des bonnes propriétés mécaniques à haute température (**Guessas 2020**). D'autre part, ils résistent à des conditions extrêmes d'utilisation (haute température, forte contrainte, atmosphère corrosive...). Grâce à toutes ces spécificités, ils sont employés dans les domaines de l'aéronautique, du spatial et du nucléaire. Les matrices les plus courantes sont composées de carbure de silicium ou de carbone (**Boitier et Chermant 2002**). Ils sont les plus adaptés en raison de leur excellente réfractarité, leurs hauts modules d'élasticité, leurs bonnes inerties chimiques combinés à leurs masses volumiques relativement faibles $\rho < 3.2 \text{ g.cm}^{-3}$ (par rapport à celles des métaux) (**Guessas 2020**).

Les CMC sont des composites produits pour des critères recherchés aux matériaux de faibles densités, réfractaires, tenaces, à bonne résistance thermomécanique pour des domaines de températures supérieures à 1000°C et pouvant atteindre 2000°C, et même de l'ordre de 3000°C (**Besnard 2019**).

II.3.2.3 Composite à Matrice de Polymère CMP

Les composites à matrice polymère (CMP) constituent une catégorie majeure de matériaux composites avec un large éventail d'applications. Dans un grand nombre de cas, la matrice constituant le matériau nanocomposite est une résine polymère. Les résines polymères existent en grand nombre et chacune à un domaine particulier d'utilisation. Les thermodurcissables et les thermoplastiques sont les deux types de base de résine utilisés dans la fabrication de CMP.

II.4 Fabrication des nanocomposite (CNT/polymère)

À la suite de la première recherche sur la préparation d'un nanocomposite de CNT/polymère en 1994 (**Ajayan et al. 1994**), des nombreux efforts de recherche ont été faits pour comprendre leur relation de propriété, de structure, de fonctionnement et trouver des applications utiles dans différents domaines, et ces efforts se sont accéléré après la réalisation de la fabrication de CNT/polymère à l'échelle industrielle au début du 21^{ème} siècle. Selon l'application recherchée, les nanocomposites de CNTs/polymères sont classés en deux groupes principaux, les composites structuraux et les composites fonctionnels (**Du et al. 2007**).

Pour les **composites structuraux**, les propriétés mécaniques uniques des CNTs, telles que le module de Young élevé, et la contrainte à la rupture, sont explorées pour obtenir des matériaux structuraux aux propriétés mécaniques beaucoup améliorées.

Pour les composites fonctionnels, de nombreuses autres propriétés uniques des CNTs, telles que les propriétés électriques, thermiques, et optiques, sont utilisées pour développer des composites fonctionnels pour des applications dans différents domaines, tel que la résistance à la chaleur, la détection chimique, la gestion électrique et thermique, la photoémission, l'absorption électromagnétique, et le stockage d'énergie, etc.

II.4.1 Mélange direct en solution

Le mélange en solutions est la méthode la plus courante pour la fabrication de nanocomposites de CNT/polymères (**Grossiord et al. 2006**). Généralement, Le mélange par solutions implique trois étapes principales :

- Dispersion des CNTs dans un solvant approprié (acétone par exemple) par mélange mécanique, agitation magnétique ou par sonication. Le solvant peut également dissoudre les résines polymères.
- Par la suite, les CNT dispersés sont mélangés à une matrice de polymère à température ambiante ou élevée.
- Le nanocomposite est finalement obtenu par précipitation ou coulée du mélange.

Cette méthode est souvent utilisée pour préparer des films composites.

II.4.2 Mélange dans le polymère fondu

La méthode de mélange fondu est une autre méthode couramment utilisée pour synthétiser des nanocomposites à base de CNT/polymères. Les polymères utilisés dans cette technique sont des polymères thermoplastique, tels que le polypropylène (**Zhang et Chen 2004**), le polystyrène (**Hill et al. 2002**), le poly (éthylène 2,6-naphtalate) (**Kim and Kim 2006**).

Le principal avantage de cette méthode est qu'aucun solvant n'est utilisé pour disperser les CNTs. Le mélange fondu utilise une température élevée et une force de cisaillement élevée pour disperser les CNTs dans la matrice. Pour cela, des équipements spéciaux, tels que l'extrudeuse, la machine d'injection, qui sont capables d'être actionnés à une température élevée et de générer des forces de cisaillement élevées. Les mélanges fondus ou les variantes de cette technique sont fréquemment utilisés pour produire des fibres composites CNT/polymère. Par rapport aux méthodes de mélange en solution, cette technique est généralement considérée comme moins efficace pour disperser les CNTs dans les polymères que celle du mélange en

solution, et son application est également limitée à de faibles concentrations de remplissage dans les matrices thermoplastiques (**Moniruzzaman, et Winey2006**)

II.4.3 Polymérisation in situ

La polymérisation in situ est une méthode efficace pour réaliser une dispersion uniforme des CNT dans un polymère thermodurcissable. Dans cette méthode, les CNT sont mélangées à des monomères, soit en présence ou en l'absence d'un solvant, puis ces monomères sont polymérisés par addition ou condensation avec un durcisseur ou des agents de durcissement à une température élevée. L'un des principaux avantages de cette méthode est que la liaison covalente peut être formé entre les CNT et la matrice de polymère, ce qui permet d'améliorer considérablement les propriétés mécaniques des composites grâce à de fortes liaisons interfaciales. Les nanocomposites à base d'époxy constituent la majorité des rapports qui utilisent des méthodes de polymérisation in situ (**Gojny et al. 2004**).

II.4.4 Technologie Latex

Une approche relativement nouvelle pour incorporer les CNTs dans une matrice de polymères est basée sur l'utilisation de la technologie du latex (**Ma et al. 2009**). Le latex est une dispersion colloïdale de particules de polymères discrets, généralement dans un milieu aqueux. Il est possible de disperser des SWCNTs ou MWCNTs dans la plupart des polymères qui sont produits par polymérisation d'émulsion. Contrairement au système de polymérisation in situ, l'addition de CNT dans cette technique intervient après la synthèse du polymère. La première étape du processus consiste en l'exfoliation (pour les SWCNTs) ou la stabilisation (pour les MWCNTs) dans une solution aqueuse de surfactant. Ensuite, on mélange la dispersion stable des CNT traités avec un polymère latex. Après lyophilisation et traitement de mélange ultérieur, on peut obtenir un nanocomposite constitué de CNT dispersés dans une matrice de polymère.

Les avantages de cette technique sont évidents (**Ma et al. 2009, Moniruzzaman et Winey 2006**) :

- L'ensemble du processus est facile (car il consiste essentiellement en un simple mélange de deux composants aqueux)
- Polyvalent
- Reproductible et fiable
- Permet l'incorporation de CNT individuels dans une matrice de polymère hautement visqueuse.

Le solvant utilisé pour la dispersion du CNT est l'eau, ce qui en fait une méthode sûre, écologique et peu coûteuse. De nos jours, le latex polymère est produit industriellement à grande échelle.

II.5. Propriétés des nanocomposite (CNT/polymère)

II.5.1. Propriétés mécaniques

L'incorporation de CNTs dans une matrice polymère peut potentiellement produire des matériaux structurels avec un module de Young et une résistance considérablement accrue.

Le comportement mécanique des composites CNT/polymères est fortement déterminé par la contribution de chaque composant, ainsi que par la morphologie de phase développée pendant le mélange des CNTs et des polymères et l'adhésion interfaciale entre les phases. Cependant, la résistance des composites polymères/CNT dépend principalement de deux variables :

- Le degré de transfert de charge entre la matrice et les nanotubes. Si l'adhésion interfaciale entre les phases est faible, les nanotubes se comportent comme des trous ou des défauts nanostructurés, induisant des concentrations de contraintes locales (**Wong et al. 2003**), et les CNTs dans ce cas peuvent être détachés de la matrice.
- La dispersion des CNTs dans la matrice polymère : les nanotubes doivent être bien dispersés. S'ils sont mal dispersés, les nanotubes ont tendance de se séparer de la matrice polymère plutôt que la déformation des CNTs lui-même, qui entraînant une résistance significativement réduite (**Wong et al. 2003**).

Meincke et al. (2004) ont analysé des composites de polyamide 6 (PA6) et de CNT. Les essais de traction des composites montrent une augmentation significative de 27% du module de Young. **Biercuk et al. (2002)** ont observé une augmentation de la résistance à l'indentation jusqu'à 3,5 fois en ajoutant 2% en poids de SWCNTs en résine époxy. **Cadek et al. (2002)** ont également constaté que l'ajoute de 1% en poids de MWSNT par rapport à l'alcool polyvinylique (PVA) a augmenté le module de Young et la dureté de 1,8 fois et 1,6 fois, respectivement. La dispersion homogène et l'alignement des CNTs dans les matrices polymères sont importants pour améliorer l'efficacité du renforcement.

II.5.2. Propriétés Thermique

Les polymères ont généralement une conductivité thermique intrinsèque, qui est inférieure à celles des métaux et des matériaux céramiques. Dans de nombreuses applications nécessitant une conductivité thermique élevée, telles que les emballages, l'encapsulations des composants électriques et dans d'autres domaines où une dissipation thermique, une faible dilatation thermique et un poids léger sont nécessaires, des polymères renforcés de nanocharge,

organiques ou inorganiques, sont demandé de plus en plus. Dans ces cas, les composites CNT/polymères sont devenus utiles grâce à leur bonne conductivité et stabilité thermique élevée, et leur faible poids.

La conductivité thermique élevée des CNTs a conduit à penser que les CNTs peuvent améliorer beaucoup la conductivité thermique des nanocomposites polymères. Le rapport conductivité thermique de CNTs à la conductivité thermique de polymère est de 104 (**Moniruzzaman et Winey (2006)**), cela signifie que les propriétés de la matrice polymère seront plus importantes pour atteindre une conductivité thermique élevée dans un composite polymère. Il est également important de considérer la quantité de CNTs, le diamètre et la longueur, ainsi que leur orientation dans la matrice polymère, pour optimiser la conductivité thermique.

Haggenmueller et al. (2007) ont rapporté une augmentation de 600 % de conductivité thermique en ajoutant 20 % en volume de SWCNT dans une matrice de polyéthylène à haute densité. De plus, l'augmentation était plus importante que prévu par une extrapolation linéaire à partir des résultats à faible teneur en CNTs, ce qui indique un effet de percolation, c'est-à-dire que la chaleur est conduite à travers le composite via un réseau de CNTs hautement conducteurs thermiquement. De plus, **Biercuk et al. (2002)** ont rapporté une augmentation de 125 % de conductivité thermique d'un époxy à température ambiante de 1 % en poids de SWCNT.

En plus d'améliorer, l'incorporation de CNTs augmente généralement les températures de transition vitreuse, de fusion et de décomposition thermique de la matrice polymère en raison de leurs effets sur les segments et les chaînes polymères. Il s'agit d'un effet important car il améliore l'endurance thermique des composites polymères. Par exemple, en ajoutant 1 % en poids de CNTs à l'époxy, la température de transition vitreuse est passée de 63 à 88 °C (**Gong et al. 200**) et, de la même manière, en ajoutant 1 % en poids de SWCNT au poly-méthacrylate de méthyle PMMA la température de transition vitreuse augmente de 40°C (**Velasco-Santos et al. 2003**)

II.5.3. Propriétés électriques

Il est bien clair que les CNTs ont démontré des capacités extraordinaires en tant que nanocharges dans divers nanocomposites multifonctionnels. L'observation d'une amélioration de la conductivité électrique de plusieurs ordres de grandeur à des seuils de percolation très bas des CNTs dans les matrices polymères sans compromettre les autres aspects de performance des polymères tels que leur faible poids, leur clarté optique, leurs faibles viscosités à l'état fondu, etc., a déclenché une énorme activité dans le monde industriel. Les nanocomposites

CNTs/polymères peuvent être utilisés dans les applications de revêtements conducteurs transparents, de peinture électrostatique et de protection contre les interférences électromagnétiques (**Breuer et Sundararaj 2004**).

Les composites CNT/polymères présentent un comportement de percolation, dans lequel la présence d'un réseau de nanotubes interconnectés entraîne une augmentation spectaculaire de leur conductivité électrique. Les paramètres physiques des matériaux composites tels que la conductivité électrique, le seuil de percolation ont été intensivement étudiés pour obtenir des nanocomposites CNT/polymères conducteurs à faibles concentrations de nanocharge. Cependant, de nombreuses études montrent que le seuil de percolation et la conductivité dépendent fortement du type et du méthode de synthèse de polymère, du rapport d'aspect des CNTs, de la dispersion des CNTs et du degré d'alignement (**Bauhofer et Kovacs 2009**).

Les nanocomposites MWCNT/PMMA montrent une amélioration significative de la conductivité électrique. **Kim et al.(2004)** ont rapporté une valeur de ≈ 3000 S/m à 0,4% en poids pour un seuil de percolation extrêmement bas ($\approx 0,003\%$ en poids) préparé par la méthode de mélange en solution. En outre, l'ajoute de MWCNT à la matrice de polyester PC par la technique de mélange à l'état fondu induit une augmentation spectaculaire d'environ 16 ordres de grandeur de la conductivité maximale ; atteindre la valeur de ≈ 1000 S/m à 15 % en poids (**Pötschke et al. 2004**). Selon **Koerner et al. (2005)** une valeur maximale de 2000 S/m est observée pour le polyuréthane PU incorporer de 27 % en poids de MWCNT. La même valeur de conductivité électrique a été obtenue pour le composite SWCNTs/poly aniline (PANI) préparé par mélange en solution à 15 % en poids de SWCNTs.

I.6. Interface et Interphase

L'interface est une frontière bidimensionnelle séparant des phases distinctes. Cependant, ces frontières sont rarement dépourvues d'interaction chimique, donc on peut également définir une région tridimensionnelle entre deux phases déferents, appelée interphase (région interfaciale), dont les phases de nanocharges/matrice sont combinées chimiquement et/ou mécaniquement (**Sharpe 1972**). L'interphase peut être une zone de diffusion, une zone de nucléation, une zone de réaction chimique, etc., ou toute combinaison de celles-ci (**Drzal et al. 1983**).

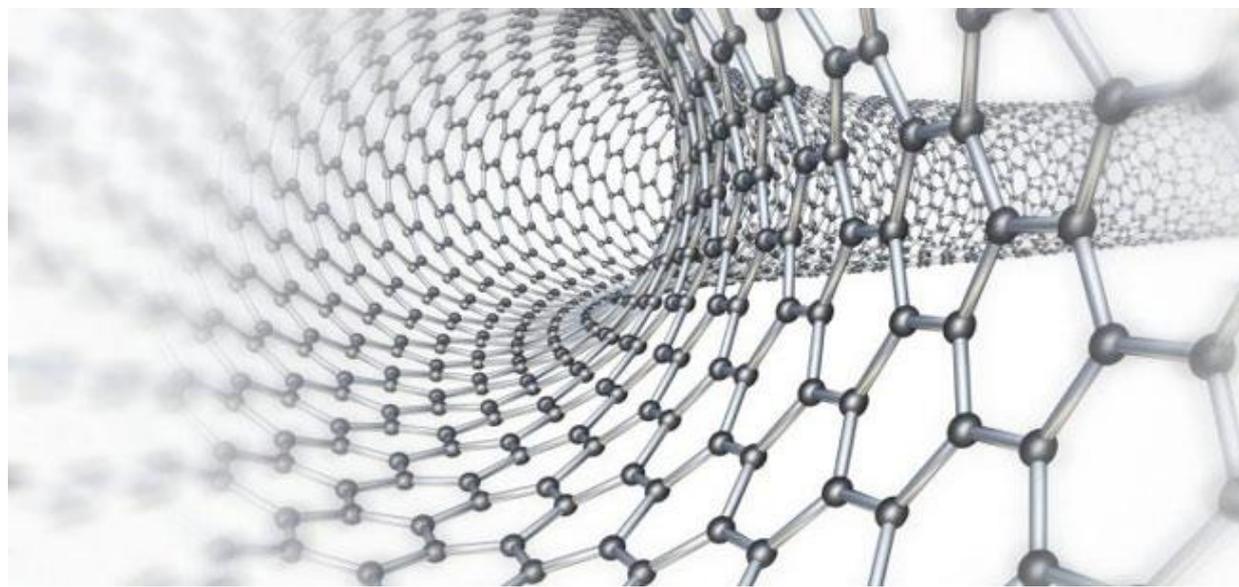
Le terme interphase, 3D, par opposition à une interface, 2D, a été inventé par **Sharpe (1972)**, l'interphase entraîne à une gradation des propriétés d'une phase à l'autre plutôt qu'au changement brusque de propriétés nécessité par l'acceptation d'une interface bidimensionnelle.

Les interactions interfaciale nanocharge/matrice déterminent l'état de dispersion des nanocharges et la quantité de surface interfaciale. Ces interactions 2D ont un impact sur la structure et les propriétés de la région interfaciale 3D (interphase). Le rôle de l'interphase est le transfert de charge d'une phase à l'autre (**Papanicolaou et al. 1978**). Dans certaines situations, dans l'interphase, un troisième ingrédient doit être ajouté pour permettre les liaisons de la zone interfaciale de ce liées, ce troisième ingrédient peut être considéré comme un adhésif.

II.5. Conclusion

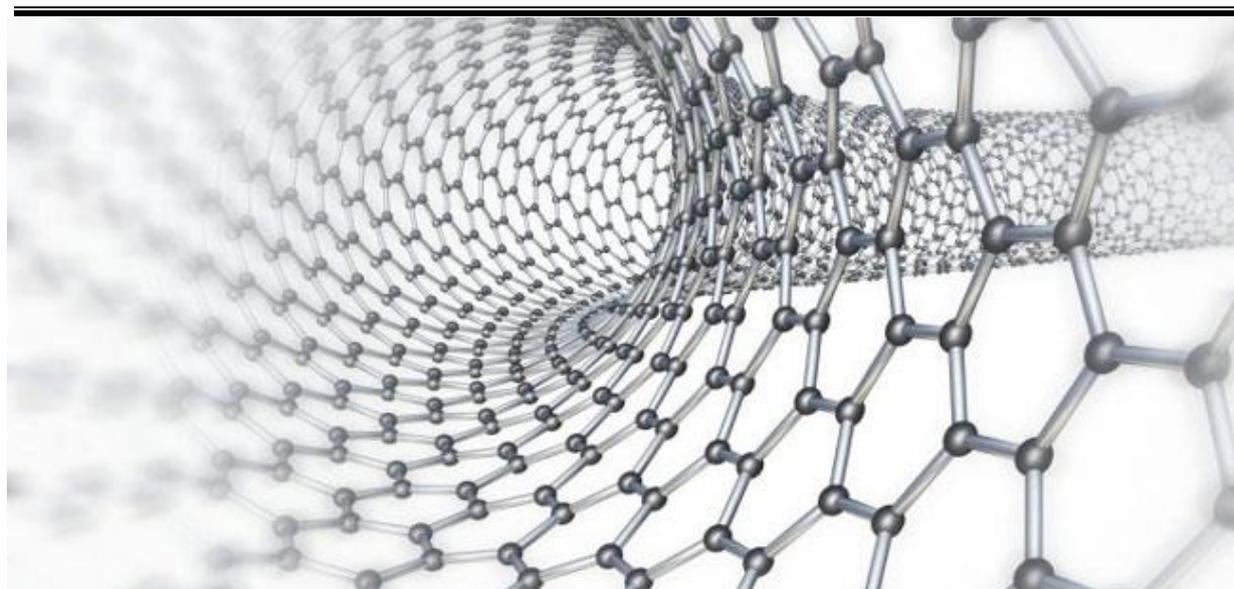
Il est démontré que les CNTs ont un grand potentiel pour de nombreuses applications dans le domaine des nanocomposites CNT/polymère. Leur caractère unidimensionnel, leur rapport d'aspect important, leur excellente conductivité et leurs propriétés mécaniques ultra élevées en font des candidats exceptionnels en tant que nanocharges multifonctionnelles.

Grâce à leur multifonctionnalité, il a été démontré que les CNTs sont capables de fournir aux matrices polymères des propriétés mécaniques, thermiques et électriques. Une combinaison de ces propriétés pourrait être obtenue dans des nanocomposites spécifiques afin de répondre aux applications souhaitées. Cependant, en raison de leur taille nanométrique et de leur rapport d'aspect élevé, il existe encore des difficultés à les disperser dans la matrice polymère.



CHAPITRE III

Revue des travaux antérieurs
sur les CNTRC



III.1. Introduction

Les matériaux composites renforcés par les CNTs sont généralement classés selon le type de la matrice, les efforts les plus importants ont été concentrés sur les composites à matrice polymère. Cependant, un grand intérêt s'est développé sur les composites à matrice métallique et céramique.

III.2. Les revues des travaux par type de composite CNTRC

III.2. Les revues des travaux pour les MMC

Plusieurs études ont montré différentes voies de traitement des MMC renforcées de nanotubes de carbone. La première voie est le traitement à l'état fondu pour synthétiser des MMC en grandes quantités. Les techniques de traitement à l'état fondu peuvent être classées en agitation à l'état fondu, infiltration à l'état fondu et dépôt laser (**Tjong et al. 2013**). **Paramsothy et al. (2010)** ont développé un procédé de dépôt à l'état fondu pour produire des MMC renforcés de CNT avec de très bonnes propriétés mécaniques.

La deuxième voie est le formage par pulvérisation : la pulvérisation thermique pour la production de MMC destiné à plusieurs applications industriel, dans les moteurs automobiles, les aubes de turbines aérospatiales, les prothèses orthopédiques et les dispositifs électroniques en formant des revêtements sur leurs surfaces.

La troisième voie est le traitement de la métallurgie des poudres : la métallurgie des poudres est la technique la plus économique et la plus facile pour la fabrication de MMC en raison de sa simplicité et de sa flexibilité. Le processus implique le mélange mécanique de CNTs avec des poudres métalliques dans un broyeur, suivi d'autres processus tels que le compactage et le frittage, le pressage isostatique à froid, le pressage à chaud/pressage isostatique à chaud ou le frittage par plasma à étincelles. Ces processus sont suivis de traitements de déformation mécanique secondaires tels que l'extrusion à chaud, le forgeage à chaud ou le laminage à chaud pour consolider les compacts en produits à pleine densité.

Cependant, dans certains cas, ces techniques de synthèses ne conduisent pas à une augmentation majeure des propriétés mécaniques du fait de l'agglomération des CNTs dans la matrice métallique. L'agglomération des CNTs favorise la formation de phases nocives qui inhibent le transfert de charge efficace à la matrice métallique en raison de leurs mauvaises propriétés, en raison de la température élevée inhérente au processus (**Esawi et al. 2010**).

Pour obtenir une bonne dispersion et un bon alignement des CNTs dans une matrice métallique, une nouvelle technique de fabrication a été développée, connu sous le nom de technique sandwich, qui consiste à arranger des couches alternées de renfort et de métal à la

manière d'une structure sandwich puis à consolider par application de fortes pressions. (**Salas et al. 2007**)

Les nanocomposites en CNT/Al (Al : Aluminium) attirent de plus en plus l'attention pour de nombreuses applications telles que l'automobile, les équipements sportifs et l'aérospatiale en raison de leur légèreté, rigidité et de leur résistance. L'aluminium est le métal le plus abondant dans la croûte terrestre avec une faible densité de $2,7 \text{ g/cm}^3$. **Esawi et al. (2010)** ont utilisé le broyage à billes pour la dispersion mécanique de 5 % en poids de CNTs dans une matrice d'Al, un compactage à froid et une extrusion à chaud ont été utilisés pour la consolidation de la poudre mélangée, une augmentation d'environ 50 % de la résistance à la traction et une augmentation de 23 % de la rigidité ont été observées pour le composite par rapport à l'aluminium pur. **He et al. (2007)** ont rapporté une nouvelle approche de fabrication d'un composite CNT/Al à l'aide de nanoparticules de Ni (**He et al. 2007**). La principale préoccupation du composite CNT/Al est la difficulté de dispersion ainsi que l'oxydation irréversible de l'Al en Al_2O_3 . **Phuong et al. (2014)** ont récemment étudié l'influence de la microstructure et de la température de recuit sur la dureté des composites CNT/Al. Ils ont observé qu'une température de recuit $<150^\circ\text{C}$ provoque un durcissement secondaire alors que des températures plus élevées peuvent en fait ramollir les nanocomposites. Pour une teneur en CNT allant jusqu'à 1,5 % en poids, la microdureté est passée de 900 MPa à 1700 MPa grâce au renforcement par les CNT. **Yang et al. 2016** ont rapporté la dispersion d'une quantité de CNT dans la matrice Al. Dans ce cas, environ 4,5% en poids de CNT ont été incorporés dans la matrice Al par une méthode CVD suivie d'un processus de broyage à billes. Le composite résultant présentait la plus grande dureté $\sim 130 \text{ HV}$, et une résistance à la traction $\sim 400 \text{ MPa}$ (Fig.4b) par rapport à celles d'autres compositions. Cependant, le coefficient de dilatation thermique (CTE) diminue avec l'augmentation de la teneur en CNTs dans une plage de température de $100\text{-}300^\circ\text{C}$. Une réduction de 17% du CTE a été observée dans le composite CNT/Al de 4,5% en poids par rapport à l'Al pur à 100°C .

Les nanocomposites en CNT/Cu (Cu : Cuivre) peuvent améliorer les propriétés électriques, thermiques et mécaniques du Cu. Il a été démontré qu'un composite de CNT alignés dans une matrice de Cu entraîne une augmentation de la conductivité électrique (**Subramaniam et al. 2013**). **Guideroni et al. (2013)** se sont concentrés sur la préparation de composites CNT/Cu et l'effet du nombre de parois de CNT sur les propriétés mécaniques telles que la dureté, le frottement et l'usure, etc. Des CNTs à 2, 3, 8 et 20 parois ont été incorporés dans la poudre de Cu via un procédé de frittage par plasma à étincelle, Il a été constaté que la dureté du composite est 50 % plus élevée que celle du métal Cu pur. D'autres propriétés spécifiques telles que le coefficient de frottement et le taux d'usure ont été diminuées d'un facteur 3-4 et 10-20

respectivement. **Cho et al. (2010)** ont étudié la conductivité thermique du Cu par l'ajoute de CNT en utilisant la technique de frittage par plasma à étincelle pour le compactage, ils ont observé que la résistance thermique interfaciale entre le CNT et le Cu détermine la conductivité thermique globale des composites. La porosité, la distribution des CNTs, les plis des CNTs ont influencés la conductivité thermique. Le traitement des composites CNT/Cu par Pressage isostatique à chaud sous vide a été rapporté par **Shukla et al. (2013)**. Le mélange de 0,2, 5 et 10 % en volume de SWCNT, 5 et 10 % en volume de MWCNT avec de la poudre de Cu a été effectué séparément par broyage à haute énergie avant compactage. Une augmentation notable de la dureté a été observée dans les composites Cu/CNT avec une teneur en SWCNT croissante alors que la dureté a été réduite pour les composites MWCNT à 10 % en volume.

Les nanocomposites en CNT/Co (Co : Cobalt) a attiré l'attention dans le remplacement du chrome dans les applications du revêtement en raison de sa dureté, de sa résistance à l'usure et à la corrosion. **Su et al. (2013)** ont rapporté les propriétés des composites MWCNT/Co produits par la technique d'électrodéposition à courant continu et à courant pulsé, une solution électrolyte aqueuse contenant un mélange de MWCNT et de sulfate de cobalt a été utilisé pour étudier la structure et les revêtements de CNT/Co, ils ont observé que le nanocomposite présente des propriétés améliorées en termes de dureté, de résistance à l'usure et à la corrosion.

Les nanocomposites CNT/Ni (Ni : Nickel) augmente la résistance mécanique, améliore la résistance à la corrosion, et aussi améliore les propriétés thermiques et la conductivité électrique. **Chen et al. (2005)** ont étudié l'influence de l'incorporation de CNT dans le revêtement matriciel de Ni, ils ont effectué des procédées électrochimiques sur l'acier au carbone, revêtu de Ni pur et revêtu de CNT/Ni pour établir la résistance à la corrosion des CNTs dans la matrice Ni. L'ajoute de CNT dans la matrice Ni a augmenté la résistance à la corrosion. Des revêtements nanocomposites CNT/Ni avec différentes concentrations de CNT ont été réalisés sur un acier au carbone via un revêtement autocatalytique par **Wang et al.(2003)**. L'étude expérimentale a montré que le coefficient de frottement et le taux d'usure des revêtements composites diminuaient avec l'augmentation de la fraction volumique des CNTs (0 à 11,2 %). **Simões et al. (2017)** ont étudié des poudres de Ni et d'Al composées séparément avec des CNTs pour comprendre la valeur de dureté à plusieurs concentrations de CNT. Ils ont utilisé une méthode d'ultrasonication pour disperser les CNTs dans les matrices métalliques. Le compactage s'est fait par pressage suivi d'un frittage. Pour les deux matrices, une augmentation de 50 % de la valeur de dureté a été observée pour 1 % en volume d'incorporation de CNT par rapport aux matrices pur correspondantes.

Le nanocomposite en CNT/Ti (Ti : Titane) est connu pour sa haute résistance à la corrosion, il est utilisé dans certain nombre d'applications dans le domaine aérospatial et médical. **Chang et Gu (2016)** ont étudié la synthèse de composite CNT/Ti via un procédé de frittage laser direct de métal. La densification de la matrice CNT/Ti est principalement déterminée par l'énergie laser. Pour une énergie laser de ~ 700 J/m, une densité composite de ~ 97 % a été obtenue. Les composites préparés par cette méthode ont montré une dureté de $\sim 9,4$ GPa, une résistance à la traction de ~ 328 GPa, un coefficient de frottement de 0,23, un taux d'usure de $3,8 \times 10^{-5}$ mm³/Nm qui est énorme par rapport à celui de la phase pure. Les chercheurs ont accordé plus d'attention au contrôle minutieux des paramètres du procédé pour éviter les réactions chimiques entre les CNTs et la matrice de Ti. L'effet de renforcement sur la matrice métallique est déterminé non seulement par la fraction volumique mais aussi par le diamètre moyen des CNTs.

III.2.2. Les revues des travaux pour les CMC

Les matériaux céramiques sont bien connus pour leur résistance à la corrosion et leur stabilité thermique élevée, ce qui les rend adaptés aux applications impliquant des conditions environnementales difficiles ou une exposition à des températures élevées.

Après la découverte des CNTs, les CMCs renforcés par les CNTs (CNT/CMC) ont attiré l'attention des chercheurs pour leur excellente absorbance des micro-ondes (**Chen et al. 2019**), leur effet sur la décontamination de l'eau (**Bazli et al. 2019**), leur renforcement de la matrice céramique (**Gao et al. 2017**) et leurs résistances à l'oxydation (**Jin et al. 2018**). Les défis de la synthèse des CNT/CMC comprennent la réalisation d'une distribution homogène des CNTs dans la matrice céramique, la formation d'une adhérence interfaciale appropriée, l'optimisation de la densification des CNT/CMC sans causer des dommages structurels aux CNTs et à la matrice céramique. Une étude a révélé une amélioration incohérente des CNT/CMC sous de nombreux aspects, par exemple, un renforcement des CNT de 1 % en poids améliore la ténacité des CNT/zircone (ZrO₂) d'environ 9 % (**Lamnini et al. 2019**), et la même teneur en CNT a renforcé la ténacité des CNT/Al₂O₃ à 36,74 % (**Jambagi et al. 2016**).

Les CNTs peuvent être utilisés pour renforcer les céramiques à matrice de zircone pour augmenter leur résistance mécanique. Plusieurs applications ont été proposées pour les CNTs, dont beaucoup concernent les composites conducteurs (**Raman et al. 2005**). Il est prévu que l'incorporation de CNTs dans une matrice céramique permettrait de produire des composites avec une rigidité élevée et des propriétés mécaniques améliorées par rapport à celles du matériau céramique monophasé (**Wang et al. 2004**). **Xia et al. (2004)** ont discuté en détail les

mécanismes de durcissement dans les composites céramiques renforcés par CNTs. Selon leurs résultats, le décollement se produit à l'échelle atomique dans les composites CNT/céramique et les nanotubes peuvent fournir un transfert de charge plus efficace et peuvent contribuer à l'amélioration de la résistance et du durcissement. D'autres chercheurs (**Dusza et al. 2009**, **Zhou et al. 2009**) qui ont essayé diverses techniques conventionnelles de mélange et de frittage ex-situ ont découvert expérimentalement que les CNTs peuvent améliorer les propriétés électriques et mécaniques des céramiques zircon.

I.3. Les revues des travaux pour les CMP

Les composites polymères, constitués des nanocharges et de matrices polymères, y compris les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères, sont considérés comme un groupe important de matériaux relativement peu coûteux pour de nombreuses applications d'ingénierie.

Par rapport aux micro et macrocharges, l'ajoute des nanocharges dans la matrice polymère modifiant considérablement les propriétés électriques, optiques et mécaniques des composites polymères en raison de très courte distance et de la grande surface de contact entre les nanocharges et la matrice polymères (**Harito et al. 2019**).

Le choix de la matrice polymère, avec suffisamment de groupes fonctionnels fournissant une densité de réticulation et des liaisons hydrogène suffisantes. Plusieurs stratégies telles que la fonctionnalisation des nanocharges (**Wang et al. 2017**) à l'aide d'interactions π - π et l'utilisation d'ions cationiques multivalents ont été essayées pour modifier la densité de réticulation. Il est prouvé que de telles interactions jouent un rôle important dans la stabilisation de la distribution spatiale des nanocharges dans la matrice polymère, favorisant l'amélioration des propriétés mécaniques des nanocomposites polymères (**Jia et al. 2020**). Parmi toutes les nanocharges, les CNTs ont récemment attiré beaucoup d'attention, l'incorporation des CNTs dans un matrice polymère entraîne une amélioration importante des propriétés du nanocomposite même à une teneur extrêmement faible en charge. Par exemple, la conductivité électrique des nanocomposites CNTs/époxy peut être améliorée de plusieurs fois avec moins de 0,5 % en poids de CNT (**Li et al. 2007**).

Les nanocomposites CNTs/polymères sont l'un des systèmes les plus étudiés car la matrice polymère peut être facilement fabriquée sans endommager les CNTs en utilisant des techniques de fabrication conventionnelles, comme discuté précédemment, un avantage potentiel de coût réduit pour la production de masse de nanocomposites à l'avenir (**Ma et al. 2010**). Un intérêt particulier a été porté sur la compréhension de la relation structure-propriété

entre les CNTs et la matrice polymère et également sur la recherche d'applications utiles dans différents domaines pour leurs composites, depuis le premier rapport sur la préparation des composites CNTs/polymère (**Ajayan et al. 1994**)

Manchado et al. (2005) ont étudié les propriétés mécaniques d'un nanocomposite SWCNTs/polypropylène isotactique (iPP), qui a été synthétisé à l'aide de la méthode de mélange en solution, puis comparé aux propriétés mécaniques de composites contenant du carbone noir (CN) comme renfort. La caractérisation morphologique basée sur des images SEM (Microscopie électronique à balayage) a montré que les SWCNT à faible concentration (0,5% en poids) peuvent se disperser de manière homogène dans la matrice iPP, tandis qu'à la concentration plus élevée (1% en poids), ils ont tendance à s'agréger sous forme de fibres. Ils ont observé que de faibles concentrations de SWCNT (moins de 1 % en poids) entraînaient une augmentation du module de Young et de la résistance à la traction, qui étaient sensiblement plus élevées que celles obtenues pour les composites CN/iPP et avec l'incorporation de 0,75 % en poids de SWCNT, le module de Young et la résistance à la traction ont considérablement augmenté grâce à une forte liaison interfaciale par rapport au polymère non renforcé.

Dans une autre étude, **Mazinani et al. (2009)** ont préparé des nanocomposites de CNTS/polystyrène (PS) par l'électrofilage d'une solution de PS/diméthylformamide contenant diverses concentrations et types de CNTs. Ils ont utilisé le type styrène-butadiène-styrène comme copolymère et agent d'interface pour modifier la dispersion des CNTs dans la solution de PS avant l'électrofilage. La dispersion des CNTs dans le PS, les caractéristiques morphologiques du nanocomposite et l'effet de l'ajoute de copolymère à la dispersion finale des CNTs à l'intérieur du PS ont été étudiés par analyse en microscopie optique. Ils ont observé que l'ajoute de MWCNT (de 1 à 5 %) conduire à des difficultés de la dispersion des MWCNTs dans le PS, et plus d'agglomérats se sont formés. L'ajoute de copolymère a réduit la taille et la quantité des agglomérations et aussi amélioré la dispersion des MWCNTs dans la matrice polymère. La meilleure conductivité électrique a été obtenue au seuil de percolation de 5% de MWCNTs. Aux concentrations plus élevées de CNTs, la conductivité électrique a diminué, ce qui pourrait être lié au revêtement des CNTs avec du copolymère.

Sen et al. (2004) ont fabriqué deux composites SWCNT/Polyuréthane (PU) différents en utilisant la technique d'électrofilage avec des SWCNTs non fonctionnalisés et des SWCNTs fonctionnalisés par ester (EST) pour démontrer l'effet de la fonctionnalisation des SWCNTs sur les propriétés mécaniques des composites renforcés par SWCNT. Le composite EST-SWCNT/PU a présenté de meilleures propriétés mécaniques que ceux fabriqués avec du SWCNT/PU non fonctionnalisés. La résistance à la traction du composite EST-SWCNT/PU a

été améliorée de 104 % de 7,02 à 14,32 MPa, tandis qu'une augmentation de seulement 46 % (de 7,02 à 10,26 MPa) a été obtenue par un composite SWCNT/PU non fonctionnalisés par rapport au PU pur. Cette amélioration peut être attribuée à l'interaction accrue entre les SWCNT et la matrice polymère en raison de la longue chaîne attachée sur les SWCNT fonctionnalisés par un ester. De plus, les groupes polaires dans la fonctionnalité ester offrent des opportunités pour la formation d'interactions de liaisons hydrogène avec le polymère et des réactions d'amidation avec des amines libres dans le PU.

Skakalova et al. (2005) ont rapporté que les SWCNTs traités avec du chlorure de thionyle (SOCl_2) présentent une conductivité électrique croissante d'un facteur 5 en raison de l'effet dopant du SOCl_2 . Ils ont synthétisé des nanocomposites à base de PMMA et de SWCNT non fonctionnalisés à 10 % en poids et de SWCNT traités au SOCl_2 et ont pu obtenir des conductivités maximales de $104 \text{ S}\cdot\text{m}^{-1}$ pour les SWCNT/PMMA traités au SOCl_2 par rapport aux SWCNT/PMMA avec une conductivité de $1700 \text{ S}\cdot\text{m}^{-1}$. Une telle amélioration de la conductivité électrique a été expliquée par l'interaction plus forte des SWCNTs avec le polymère en raison du dopage ionique des SWCNTs. Plus tard, des nanocomposites de SWCNTs/PMMA fonctionnalisés par SOCl_2 avec différentes concentrations de SWCNTs fonctionnalisés par SOCl_2 (0,1 à 0,5% en poids) ont été préparés par la méthode de mélange en solution. Par rapport au PMMA pur (avec une conductivité de $10\text{--}13 \text{ S}\cdot\text{m}^{-1}$), les conductivités électriques des composites SWCNTs/PMMA fonctionnalisés par SOCl_2 à 0,1 et 0,5 % en poids ont été considérablement améliorées à 0,035 et $47 \text{ S}\cdot\text{m}^{-1}$, respectivement (**Dettlaff-Weglikowska et al. 2006**).

Deng et al. 2010 ont étudié l'effet des MWCNTs enrobés de polyéthylène à haute densité (HDPE) sur les propriétés mécaniques du composite HDPE-MWCNTs/polypropylène (PP) produit par mélange à l'état fondu. Selon les images de Microscopie électronique à transmission MET, la qualité de la dispersion et de l'orientation des MWCNT dans la matrice PP avec l'interphasage du HDPE entre les CNTs et la matrice a été améliorée. Une amélioration considérable de 1,4 à 1,8 GPa pour le module de Young a été obtenues à de faibles charges (0,5% en poids) de HDPE-MWNCT. Ces résultats raisonnables pourraient être liés au revêtement HDPE, qui améliore la dispersion et le transfert de contrainte des MWCNT a la matrice polymère.

III.3 Les composites fonctionnellement gradué renforcé par les nanotubes de carbone FG-CNTRC

Lorsque les nanocomposites sont soumis à des conditions de travail extrêmes, des phénomènes de rupture par délaminage ou de fissure seront apparus (Li et al. 2019). De plus, la transition brutale des propriétés à l'interface qui peut conduire à une défaillance des composants par délaminage (Pang et al. 2019).

Afin de résoudre ce problème, le concept de matériaux fonctionnellement gradués (FGM) a été initialement proposé par Niino et Maeda (1990). Les FGMs sont une nouvelle classe de matériaux composites dont les propriétés thermomécaniques varie selon une loi de fonction continue ou discret à travers l'épaisseur, il entraîne une transition en douceur des propriétés d'un composant à l'autre ; ils pourraient alors éliminer les problèmes liés à l'interface (Bharti et al. 2013). Plusieurs méthodes d'analyse ont été développées afin de mieux concevoir et évaluer la structure FGM.

En fait, le FG-CNTRC est une application particulière des FGMs. Avant l'analyse structurelle, il est nécessaire de prédire les propriétés matérielles effectives des composites renforcés de nanotubes de carbone (Hui et al. 2004). En raison de la limitation de la fabrication, les formes de distribution des nanotubes de carbone sont présentées dans les types suivants : UD, FG-V, FG- Λ , FG-X et FG-O (Shen et al. 2016), qui sont représentés sur la Figure III.1.

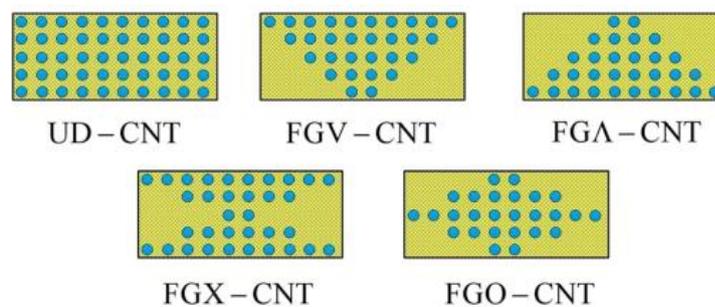


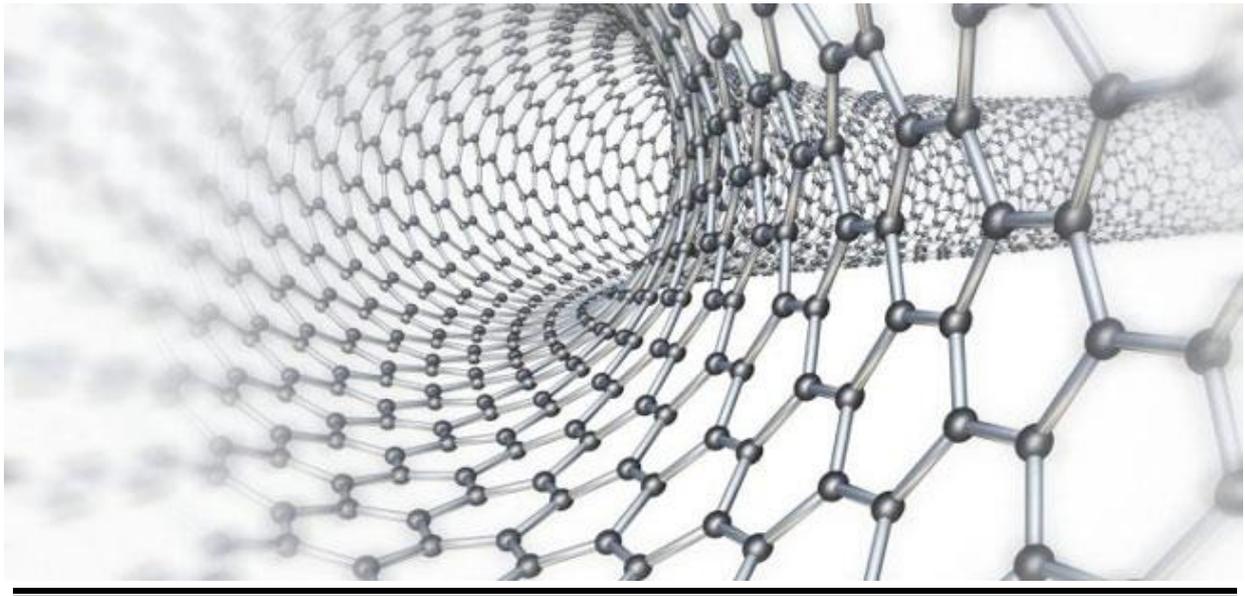
Figure III.1. Coupe transversale de différentes configurations FG-CNTRC

Le type UD représente que la fraction volumique des CNTs était uniformément répartie dans la direction Z. Dans les types FG-V et FG- Λ , la fraction volumique du CNT augmente et diminue dans la direction sélectionnée, respectivement. Dans le type X, la fraction volumique du CNT diminue progressivement de la surface supérieure vers le milieu puis augmente symétriquement jusqu'à la surface inférieure. Les nanocomposites de configuration O ont une distribution de CNT opposée à celle du configuration X (Khaniki et Ghayesh 2020).

Une série d'investigations sur les poutres, les plaques et les coques du FG-CNTRC a ensuite été menée pour étudier les propriétés mécaniques des nanocomposites. Sur la base de la théorie des plaques de déformation par cisaillement du premier ordre (**Reddy 2003**), **Zhu et al. (2012)** ont réalisé des analyses de flexion et de vibration libre des plaques composites minces renforcées par des SWCNTs aligné uniaxialement, leurs résultats ont révélé l'influences des fractions volumiques des CNTs sur la réponse de flexion, la fréquence naturelle et les différents formes des plaques FG-CNTRC. De plus, ils ont découvert, que le type de distribution FG-X, pour augmenter la rigidité des plaques, est plus efficaces que les autres types de distributions. Avec des poutres FG-CNTRC soumises sur une fondation élastique de Pasternak (**Wattanasakulpong et Ungbhakorn 2013**) ont étudié analytiquement les comportements de flexion, de flambement et de vibration des poutres FG-CNTRC. Sur la base des résultats analytiques, ils ont trouvé que l'utilisation de différentes théories de déformation de cisaillement a donné des résultats similaires de déplacement et de contrainte normale, à l'exception de la contrainte due au cisaillement. Il a également été constaté que les théories de déformation de cisaillement d'ordre supérieur jouent un rôle important lorsqu'elles sont utilisées pour prédire la contrainte de cisaillement. **Alibeigloo et Liew (2013)** ont examiné le comportement en flexion d'une plaque rectangulaire FG-CNTRC simplement appuyés et soumis à des charges thermomécaniques. Ils ont découvert que l'effet de la fraction volumique des CNTs sur le comportement thermoélastique longitudinal est supérieur à celui des autres directions. **Wang et Shen (2011)** ont diagnostiqué la vibration de grande amplitude des plaques FG-CNTRC reposant sur une fondation élastique dans des conditions thermiques. Ils ont constaté que les fréquences naturelles sont réduites, alors que les rapports des fréquences non linéaires à linéaires sont augmentés avec l'augmentation de la température ou la diminution de la rigidité des fondations. **Shahrbabaki et Alibeigloo (2014)** ont traité la vibration libre des plaques rectangulaires du FG-CNTRC dans différentes conditions aux limites. Il a été constaté que les fréquences adimensionnelles variaient des valeurs minimales pour la plaque avec conditions aux limites CFFF aux valeurs maximales pour la plaque avec des conditions aux limites CCCC. Sur la base de la loi de mélange et de la théorie des poutres de Timoshenko, **Yas et Samadi (2012)** étudient le flambement des poutres FG-CNTRC sur des fondations élastiques. Les équations gouvernantes sont dérivées en utilisant le principe de Hamilton, puis résolues en utilisant la méthode différentielle quadratique généralisée (GDQM). Ils ont trouvé que la distribution FG-X a une charge critique de flambement plus élevée par rapport aux autres distributions.

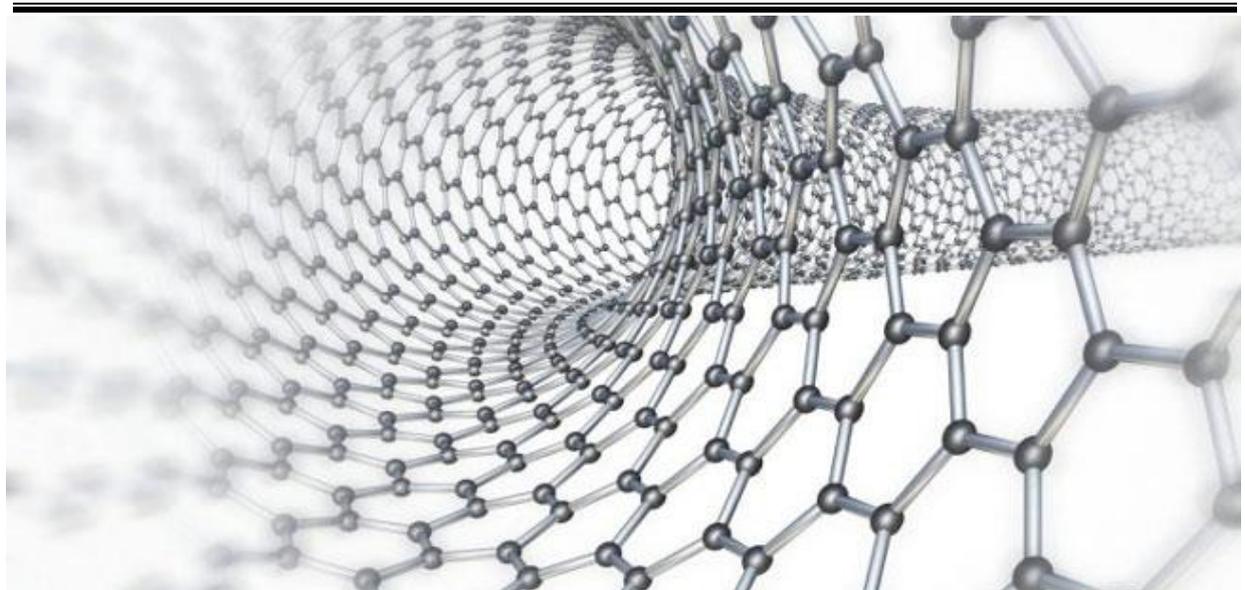
III.4. Conclusion

Les nanocomposites fonctionnellement gradués renforcés par les nanotubes de carbone FG-CNTRCs sont des nouveaux nanomatériaux ; le comportement mécanique du FG-CNRC est devenu récemment un sujet brûlant en science des matériaux et de nanotechnologie, grâce à ses excellentes propriétés mécaniques, thermiques et électriques. Plusieurs efforts des progrès de la recherche sur la modélisation et l'analyse des structures FG-CNTRCs ont été effectués. Il a été confirmé que le changement de fraction volumiques des CNTs a un effet significatif et améliorante sur les caractéristiques de flexion, de flambement et de vibration sur la structure des FG-CNTRCs.



CHAPITRE IV

Formulation mathématique du présent
modèle de renforcement



IV.1. Introduction

Dans ce chapitre, l'analyse de flexion, de flambement et de vibration de poutre FG-CNTRC (matrice polymère renforcées par des nanotubes de carbone) est présentée en utilisant la théorie des poutres de déformation par cisaillement d'ordre élevé (HSDT). D'abord, en commençant par un petit résumé sur les différentes théories des poutres. Ensuite, Afin d'étudier l'influence de la distribution des CNTs dans FG-CNTRC, nous introduisons dans l'équation de la fraction volumique des CNT une nouvelle équation d'ordre exponentiel, La loi de mélange est utilisée pour décrire les propriétés matérielles de la poutre. Les équations du mouvement sont obtenues à partir du principe d'Hamilton. De nombreux paramètres sont étudiés tels que le rapport d'aspect, la fraction volumique du CNT et l'effet de l'ordre des exposants dans l'équation de la fraction volumique du CNT. De nouveaux résultats obtenus en flexion, flambement et vibration sont présentés et discutés en détail.

IV.2. Théories des poutres

Les poutres sont des éléments structuraux qui sont principalement conçus pour résister aux charges qui doivent reprendre essentiellement des efforts de flexion et de flambement. En pratique, les poutres sont des éléments tridimensionnels. Cependant, à des fins de modélisation analytique, les poutres peuvent être considérées comme des éléments unidimensionnels en prenant en considération la grande dimension longitudinale par rapport aux petites dimensions transversales. L'étude analytique des poutres à l'aide de cette théorie est un moyen approximatif, mais facile et efficace d'étudier le comportement des poutres soumises à des charges transversales ou axiale.

Plusieurs recherches basées sur la théorie des poutres sont disponibles pour l'analyse analytiques de flexion, de vibration et de flambement. Parmi les théories importantes proposées par les chercheurs pour l'étude analytique des poutres :

1. La théorie d'Euler-Bernoulli (EBT : Euler-Bernoulli beam theory) (**Ghugal et Shimpi 2001**), qui néglige l'effet du cisaillement
2. La théorie de déformation de cisaillement du premier ordre FSDT, ou La théorie de Timoshenko (TBT : Timoshenko Beam theory) (**Timoshenko 1921**), qui prend en compte l'effet du cisaillement en exigeant un coefficient de correction.
3. La théorie de déformation de cisaillement d'ordre supérieure HSDT (high shear deformation theory), qui prend en compte l'influences du cisaillement tel que :
 - La théorie de déformation de cisaillement du troisième ordre TSDT (ex : : Théorie de Reddy (**Heyliger et Reddy 1988**))

- La théorie de déformation de cisaillement sinusoïdale SSDT (ex : Théorie de **Touratier 1991**)
- La théorie de déformation de cisaillement exponentielle ESDT (ex : théorie de **Karama et al. (2003)**)

IV.2.1. La Théorie d'Euler-Bernoulli EBT

La théorie des poutres d'Euler-Bernoulli est la première théorie formulée pour l'analyse des poutres, elle est proposée au 18^{ème} siècle, c'est une théorie de base dans le domaine des théories des poutres.

La théorie de la poutre d'Euler-Bernoulli est établie sur les trois hypothèses :

- 1- les déformations dues au cisaillement transversal sont négligées
- 2- pendant la déformation, Les sections transversales de la poutre ne changent pas sous les charges transversales appliquées, et supposée rester plane et perpendiculaire à l'axe déformé (la ligne moyenne de la poutre).
- 3- Bien que la ligne moyenne de la poutre se curve après déformation, les angles (pentes) déformés sont faibles.

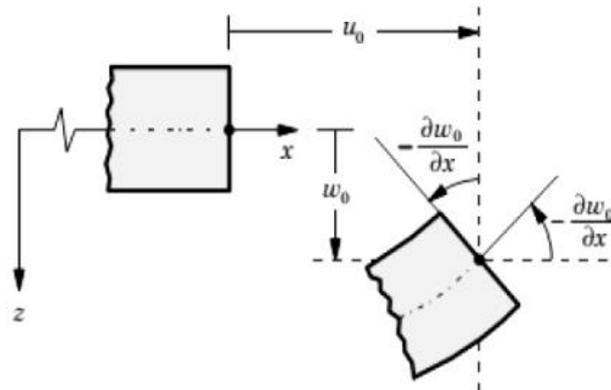


Figure IV.1. Illustration du modèle de la poutre d'Euler-Bernoulli

Sur la base des hypothèses d'Euler-Bernoulli données précédemment, les champs de déplacement peuvent être dérivés :

$$\begin{cases} u(x, z) = u_0(x) - z \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} \\ w(x, z) = w_0(x) \end{cases} \quad (4.1)$$

Où $u(x, z)$ et $w(x, z)$ sont les fonctions de déplacements suivant les directions x et z , respectivement, $u_0(x)$ et $w_0(x)$ sont les déplacements de la ligne moyenne de la poutre ($z = 0$).

Pour les poutres épaisses, cette théorie donne des résultats inexacts car elle néglige les effets de la déformation par cisaillement.

Afin d'éviter les inconvénients de la théorie des poutres d'Euler-Bernoulli, une nouvelle théorie des poutres connue sous le nom de La théorie de déformation de cisaillement du premier ordre (FSDT : first shear deformation theory). Cette théorie peut prendre en compte l'influence de la déformation de cisaillement transversale.

IV.2.2. La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre FSDT (Timoshenko TBT : Timoshenko Beam Theory)

La FSDT ou la théorie de Timoshenko est la version raffinée de la théorie des poutres d'Euler-Bernoulli, Contrairement à la théorie précédente, ce modèle prend en compte les déformations de cisaillement transversales, et la section plane reste plane mais elle perd sa perpendicularité par rapport à la ligne moyenne de la poutre,

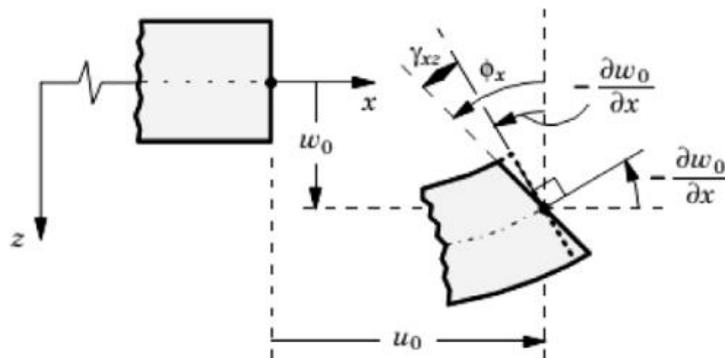


Figure IV.2. Illustration du modèle de la poutre FSDT

(Théorie de Timoshenko CBT)

Les expressions pour les déplacements d'une poutre chargée transversalement données par TBT sont les suivantes :

$$\begin{cases} u(x, z) = u_0(x) + z\phi(x) \\ w(x, z) = w_0(x) \end{cases} \quad (4.2)$$

$$\phi(x) = \gamma_{xz}^0(x) - \frac{\partial w_0}{\partial x} \quad (4.3)$$

Où $u_0(x)$ et $w_0(x)$ sont les déplacements de la surface moyenne de la poutre, et $\phi(x)$ est la rotation autour de l'axe y , $\gamma_{xz}^0(x)$ est la distorsion mesurée sur la ligne moyenne de la poutre

Dans ce modèle, la déformation de cisaillement transversale est constante dans l'épaisseur, ce qui nécessite à introduire des coefficients de correction k qui dépend de la forme de la géométrie.

IV.2.3. La théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé HSDT (Higher Order Shear Deformation Theory)

En réalité, la section plane de la poutre pendant la déformation perd sa planéité (phénomène de gauchissement), et sa perpendicularité par rapport à la ligne moyenne de la poutre. Cela nécessite l'introduction des nouvelles formules basée sur une distribution non-linéaire des champs de déplacements dans la section de poutre. Pour cette raison, la théorie HSDT a été développée par plusieurs chercheurs pour prédire une distribution plus réaliste et pour comprendre les phénomènes physiques induits dans la poutre.

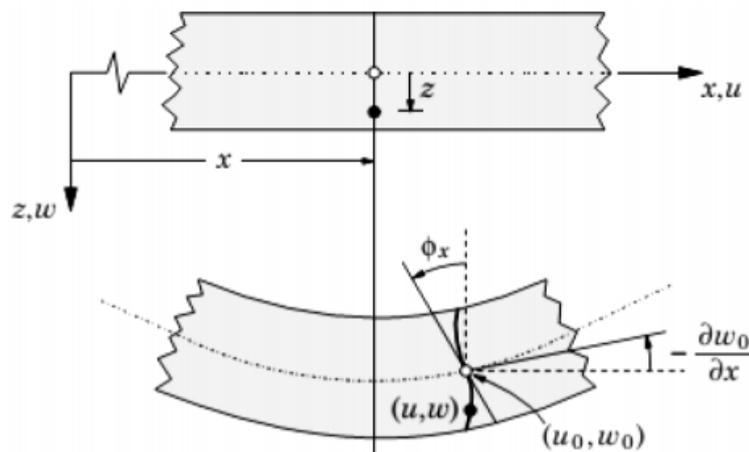


Figure IV.3. Illustration du modèle de la poutre d'ordre élevé HSDT

Les expressions pour les déplacements d'une poutre chargée transversalement données par la théorie HSDT généralement sont les suivantes :

$$\begin{cases} u(x, z) = u_0(x) - \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + f(z)\phi_x(x) \\ w(x, z) = w_0(x) \end{cases} \quad (4.4)$$

Où

$$\varphi_x = \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + \phi_x \quad (4.5)$$

$f(x)$ est une fonction de cisaillement transversal.

Le tableau ci-dessous résume les différentes théories des poutres :

Tableau IV.1 Classifications des théories de fonction de gauchissement

	$f(x)$	Théorie	Reference
Classique	0	Euler-Bernoulli (EBT)	Ghugal et Shimpi(2001)
FSDT	Z	Timoshenko (TBT)	Timoshenko (1921)
	$z \left[1 - \frac{4}{3h^2} Z^2 \right]$	Reddy (TSDT)	Heyliger et Reddy (1988)
	$\frac{h}{\pi} \text{Sin} \left(\frac{\pi}{h} z \right)$	Touratier (SSDT)	Touratier (1991)
HSDT	$ze^{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2}$	Karama et al. (ESDT)	Karama et al. (2003).
	$\frac{\pi h}{\pi^4 + h^4} e^{\left(\frac{hz}{\pi}\right)} \left(\pi^2 \sin(\pi z/h) + h^2 \cos(\pi z/h) \right) - \frac{\pi h^3}{\pi^4 + h^4}$	Zaoui et al	Zaoui et al. (2019)

IV.3. Poutres FG-CNTRC

La poutre FG-CNTRC étudiées dans ce travail est composé d'un mélange de matrice polymère isotrope PMMA et des SWCNTs. Le FG-CNTRC ayant une longueur (L), et une hauteur (h). Quatre formes différentes de la distribution des CNTs à travers l'épaisseur sont pris en considération, dont l'une de ces formes à une distribution uniforme (UD-CNT), et les autres formes ont une distribution fonctionnellement graduée (X-CNT, V-CNT, et O-CNT). La Figure IV.4 ci-dessous montre la géométrie de la poutre FG-CNTRC.

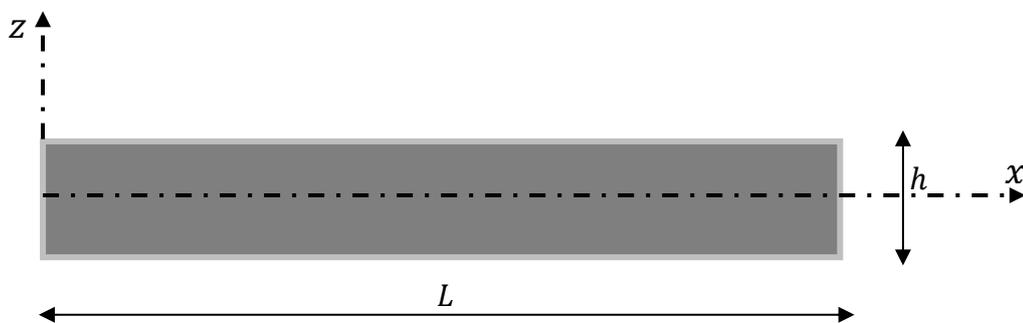
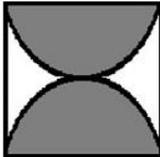
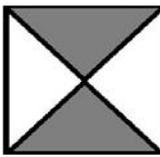
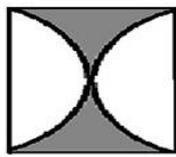
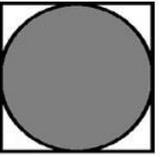
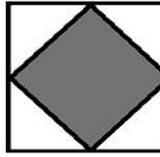
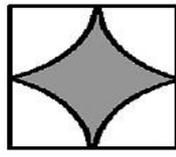
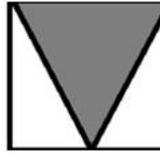
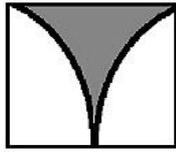


Figure IV.4 Géométrie de la poutre FG-CNTRC sans fondation élastique

De nombreux chercheurs ont introduit une distribution linéaire des CNTs pour FG-CNTRC (Zhu et al. 2012, Yas et Samadi 2012, Shen 2016). Dans ce travail, nous introduisons une nouvelle distribution non-linéaire des CNTs pour FG-CNTRC. Dans ce cas, l'équation de la fraction volumique du CNT sur le long de la direction de l'épaisseur de la poutre devient une équation exponentielle, les V_{cnt} s'expriment comme suit (Tableau IV.2) :

Tableau IV.2 Coupes transversales de différentes formes de distributions de CNT et leur formule correspondantes pour chaque forme de distribution de la fraction volumique des CNTs

	$0 < n < 1$	$n = 1$	$n > 1$	V_{cnt}
X-CNT				$(n+1)\left(2\frac{ z }{h}\right)^n V_{cnt}^*$ (4.6a)
O-CNT				$(n+1)\left(1-2\frac{ z }{h}\right)^n V_{cnt}^*$ (4.6b)
V-CNT				$(n+1)\left(\frac{1}{2} + \frac{z}{h}\right)^n V_{cnt}^*$ (4.6c)

Où n est le degré de distribution de la loi exponentielle et V_{cnt}^* est la fraction volumique des CNTs, qui peut être obtenue à partir de l'équation :

$$V_{cnt}^* = \frac{W_{cnt}}{W_{cnt} + (\rho^{cnt} / \rho^p)(1 - W_{cnt})} \quad (4.7)$$

Pour le cas où $n=0$ la distribution des CNTs est uniforme dans la matrice (UD-CNTs), et dans le cas où $n=1$ la distribution est linéaire dans la matrice polymère. La fraction volumique de CNTs varie par une loi d'ordre exponentielle selon l'épaisseur de la direction de la poutre FG-CNTRC.

Selon la loi de mélange, le module de Young et le module de cisaillement de la FG-CNTRC sont déterminés comme suit (shen 2009) :

$$E_{11} = \eta_1 V_{cnt} E_{11}^{cnt} + V_p E^p \quad (4.8a)$$

$$\frac{\eta_2}{E_{22}} = \frac{V_{cnt}}{E_{22}^{cnt}} + \frac{V_p}{E^p} \quad (4.8b)$$

$$G_{12} \frac{\eta_3}{G_{12}} = \frac{V_{cnt}}{G_{12}^{cnt}} + \frac{V_p}{G^p} \quad (4.8c)$$

Où V_{cnt} et V_p sont les fractions volumiques de CNT et de polymère liées par la relation suivante

$$V_{cnt} + V_p = 1 \quad (4.9)$$

E_{11}^{cnt} et G_{12}^{cnt} sont respectivement le module de Young et le module de cisaillement des SWCNTs. De plus, E^p et G^p indiquent les propriétés correspondantes de la matrice isotrope. Sur la base de la simulations MD données par (Han et Elliott 2007, Yas et Samadi 2012) ont prédit trois paramètres d'efficacité (η) qui sont utilisés pour capturer les propriétés de la poutre. Ces paramètres sont dépendants de polymère PMMA et de SWCNT. Le Tableau 5 présente les paramètres d'efficacité liés à la fraction volumique V_{cnt}^* .

Tableau IV.3 Les paramètres d'efficacité PMMA/SWCNT (10,10)

	η_1	$\eta_2 = \eta_3$
$V_{cnt}^* = 0.12$	1.2833	1.0566
$V_{cnt}^* = 0.17$	1.3414	1.7101
$V_{cnt}^* = 0.28$	1.3238	1.7380

La masse volumique (ρ) et le coefficient de Poisson (ν) de la poutre FG-CNTRC sont évalués en utilisant la loi de mélange sont respectivement :

$$\nu_{12} = V_{cnt} \nu_{12}^{cnt} + V_p \nu^p \quad (4.10a)$$

$$\rho = V_{cnt} \rho^{cnt} + V_p \rho^p \quad (4.10b)$$

IV.3.1. Équations de mouvement

Basé sur la théorie des poutres de déformation de cisaillement d'ordre élevé (HSDT), le champ raffiné de déplacement constitué du déplacement axial, u , et des composantes de déplacement transversal, w_b et w_s , sont écrit sous les formes suivantes (Simsek 2010) :

$$\begin{cases} u(x, z, t) = u_0 - z \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \\ w(x, z, t) = w_b(x, t) + w_s(x, t) \end{cases} \quad (4.11)$$

Où u_0 est les déplacements dans le plan médian de la poutre dans la direction x ; w_b et w_s sont respectivement les composantes du déplacement transversal due à la flexion et du cisaillement dans la direction z .

Les déformations associées aux déplacements dans l'Eq. (4.11) sont :

$$\begin{cases} \varepsilon_x = \frac{\partial u}{\partial x} = \frac{\partial u_0}{\partial x} - z \frac{\partial^2 w_b}{\partial x^2} - f(z) \frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2} \\ \gamma_{xz} = g(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \end{cases} \quad (4.12)$$

Où $f(z)$ La fonction de forme, elle est choisie sur la base de la théorie de déformation par cisaillement du troisième ordre TSDT comme **Reissner (1945)** :

$$f(z) = z - \frac{5}{4} z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2}\right) \quad (4.13b)$$

Où

$$g(z) = 1 - \frac{df(z)}{dz} \quad (4.13c)$$

En supposant que le comportement de la poutre CNTRC est élastique linéaire, La contrainte normale σ_x et la contrainte de cisaillement τ_{xz} s'écrivent comme suit :

$$\begin{cases} \sigma_x = Q_{11}(z) \varepsilon_x \\ \tau_{xz} = Q_{55}(z) \gamma_{xz} \end{cases} \quad (4.14a)$$

Où

$$\begin{cases} Q_{11} = \frac{E_{11}(z)}{1 - \nu^2} \\ Q_{55} = G_{11}(z) \end{cases} \quad (4.14b)$$

Les équations du mouvement sont établies à partir du principe d'Hamilton

$$\int_{t_1}^{t_2} (\delta U + \delta V - \delta K) = 0 \quad (4.15)$$

Où δ représente le symbole pour les variations virtuels, U est l'énergie de déformation, V est l'énergie potentiel, et K est l'énergie cinétique de la poutre.

La variation virtuelle de l'énergie de déformation U de la poutre est :

$$\begin{aligned} \delta U = & \int_0^L \int_{-h/2}^{h/2} (\sigma_x \delta \varepsilon_x + \tau_{xz} \delta \gamma_{xz}) dz dx = \\ & \int_0^L \left(N \frac{d\delta u_0}{dx} - M_b \frac{d^2 \delta u_b}{dx^2} - M_s \frac{d^2 \delta u_s}{dx^2} + Q \frac{d\delta w_s}{dx} \right) \end{aligned} \quad (4.16)$$

Où N, M_b, M_s et Q sont les résultantes des contraintes définies par :

$$(N, M_b, M_s) = \int_0^L (1, z, f) \sigma_x dz, \quad Q = \int_{-h/2}^{h/2} g \tau_{xz} dz \quad (4.17)$$

La variation virtuelle de l'énergie potentielle δV dues aux forces de compression axiales (N_{x0}) et de charge de flexion (q) qui induisent l'état d'instabilité géométrique de la structure, l'énergie potentielle virtuelle peut s'écrire :

$$\delta V = \int_0^L \left[q + N_{x0} \frac{d(w_b + w_s)}{dx} \frac{(\delta w_b + \delta w_s)}{dx} \right] dx \quad (4.18)$$

La variation virtuelle de l'énergie cinétique pour la poutre FG-CNTRC peut être écrite comme suit :

$$\begin{aligned} \delta K = & \int_0^L \int_{-h/2}^{h/2} \rho(z) [\dot{u} \delta \dot{u} + \dot{w} \delta \dot{w}] dz dx = \int_0^L \left[I_0 (\dot{u}_0 \delta \dot{u}_0 + (\dot{w}_b + \dot{w}_s) (\delta \dot{w}_b + \delta \dot{w}_s)) \right. \\ & - I_1 \left(\dot{u}_0 \frac{d\delta \dot{w}_b}{dx} + \frac{d\dot{w}_b}{dx} \delta \dot{u}_0 \right) + I_2 \left(\frac{d\dot{w}_b}{dx} \frac{d\delta \dot{w}_b}{dx} \right) - J_1 \left(\dot{u}_0 \frac{d\delta \dot{w}_s}{dx} + \frac{d\dot{w}_s}{dx} \delta \dot{u}_0 \right) \\ & \left. + J_2 \left(\frac{d\dot{w}_b}{dx} \frac{d\delta \dot{w}_s}{dx} + \frac{d\dot{w}_s}{dx} \frac{d\delta \dot{w}_b}{dx} \right) + K_1 \left(\frac{d\dot{w}_s}{dx} \frac{d\delta \dot{w}_s}{dx} \right) \right] dx \end{aligned} \quad (4.19)$$

$\rho(z)$ est la masse volumique, I_i ($i=0, 1, 2$), J_i ($i=1,2$) et K_1 sont les moments d'inerties définies comme suit:

$$(I_0, I_1, I_2) = \int_{-h/2}^{h/2} (1, z, z^2) \rho(z) dz, \quad (J_1, J_2) = \int_{-h/2}^{h/2} (f(z), zf(z)) \rho(z) dz, \quad K_1 = \int_{-h/2}^{h/2} f^2 \rho(z) dz \quad (4.20)$$

En substituant les expressions de δU , δV et δK de l'Eq. (4.16), (4.18) et (4.19) dans l'Eq. (4.15) et après l'intégration par parties on obtient les équations du mouvement de la poutre CNTRC en fonction des efforts suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} \delta u_0 : \frac{dN}{dx} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{d\ddot{w}_b}{dx} - J_1 \frac{d\ddot{w}_s}{dx} \\ \delta w_b : \frac{d^2 M_b}{dx^2} + q + N_{x0} \frac{d^2(w_b + w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} - I_2 \frac{d^2 \ddot{w}_b}{dx^2} - J_2 \frac{d^2 \ddot{w}_s}{dx^2} \\ \delta w_s : \frac{d^2 M_s}{dx^2} + \frac{dQ}{dx} + q + N_{x0} \frac{d^2(w_b + w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + J_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} - J_2 \frac{d^2 \ddot{w}_b}{dx^2} - K_1 \frac{d^2 \ddot{w}_s}{dx^2} \end{array} \right. \quad (4.21)$$

A partir des relations ci-dessus, toutes les résultantes de contraintes peuvent être écrites sous la forme :

$$\left\{ \begin{array}{l} N = A_{11} \frac{du_0}{dx} - B_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - B_{11}^s \frac{d^2 w_s}{dx^2} \\ M_b = B_{11} \frac{du_0}{dx} - D_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - D_{11}^s \frac{d^2 w_s}{dx^2} \\ M_s = B_{11}^s \frac{du_0}{dx} - D_{11}^s \frac{d^2 w_b}{dx^2} - H_{11}^s \frac{d^2 w_s}{dx^2} \\ Q = A_{55}^s \frac{dw_s}{dx} \end{array} \right. \quad (4.22)$$

Où les coefficients de rigidité sont donnés comme suit :

$$\left\{ \begin{array}{l} (A_{11}, B_{11}, D_{11}) = \int_{-h/2}^{h/2} (1, z, z^2) dz \\ (B_{11}^s, D_{11}^s, H_{11}^s) = \int_{-h/2}^{h/2} (f(z), zf(z), f^2(z)) dz \\ A_{55}^s = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{55} [g(z)]^2 dz \end{array} \right. \quad (4.23)$$

En substituant l'expression de l'Eq. (4.22) des résultantes des contraintes dans l'Eq. (4.21), on obtient :

$$\left\{ \begin{array}{l}
A_{11} \frac{d^2 u_0}{dx^2} - B_{11} \frac{d^3 w_b}{dx^3} - B_{11}^s \frac{d^3 w_s}{dx^3} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{d\ddot{w}_b}{dx} - J_1 \frac{d\ddot{w}_s}{dx} \\
B_{11} \frac{d^3 u_0}{dx^3} - D_{11} \frac{d^4 w_b}{dx^4} - D_{11}^s \frac{d^4 w_s}{dx^4} + q + N_{x0} \frac{d^2(w_b + w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} \\
-I_2 \frac{d^2 \ddot{w}_b}{dx^2} - J_2 \frac{d^2 \ddot{w}_s}{dx^2} \\
B_{11}^s \frac{d^3 u_0}{dx^3} - D_{11}^s \frac{d^4 w_b}{dx^4} - D_{11}^s \frac{d^4 w_s}{dx^4} + \frac{d^2 w_s}{dx^2} + q + N_{x0} \frac{d^2(w_b + w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + J_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} \\
-J_2 \frac{d^2 \ddot{w}_b}{dx^2} - K_1 \frac{d^2 \ddot{w}_s}{dx^2}
\end{array} \right. \quad (4.24)$$

IV.3.2 Les solutions analytiques pour FG-CNTRC

La méthode de résolution de Navier est utilisée dans les conditions aux limites spécifiées pour des poutres FG-CNTRC simplement appuyée. La solution des variables de déplacement satisfaisant les conditions aux limites peut s'exprimer :

$$\left\{ \begin{array}{l}
u_0 \\
w_b \\
w_s
\end{array} \right\} = \sum_{m=1}^{\infty} \left\{ \begin{array}{l}
U_m \cos(\lambda x) e^{i\omega t} \\
W_{bm} \sin(\lambda x) e^{i\omega t} \\
W_{sm} \sin(\lambda x) e^{i\omega t}
\end{array} \right\} \quad (4.25)$$

Où : U_m , W_{bm} et W_{sm} sont des paramètres arbitraires à déterminer, ω est la fréquence propre associé à m nième mode propre e $\lambda = m\pi / L$.

La charge transversale q est exprimée sous forme de la série de Fourier comme suit :

$$q(x) = \sum_{n=1}^{\infty} Q_m \sin(\lambda x) \quad (4.26a)$$

Où Q_m est l'amplitude de la charge donnée par la relation suivante :

$$Q_m = \frac{2}{L} \int_0^L q(x) \sin(\lambda x) dx \quad (4.26b)$$

Les coefficients Q_m sont donnés ci-dessous pour quelques types de charges:

- Pour les charges distribuées sinusoïdalement :

$$Q_m = q_0, m = 1 \quad (4.26c)$$

- Pour les charges distribuées uniformément

$$Q_m = \frac{4q_0}{m\pi}, m = 1,3,5,\dots \quad (4.26d)$$

En substituant les expressions de u_0 , w_b , w_s et q des équations (4.25) et (4.26a) dans les équations du mouvement (4.24), les solutions analytiques peuvent être obtenus à partir des équations suivantes :

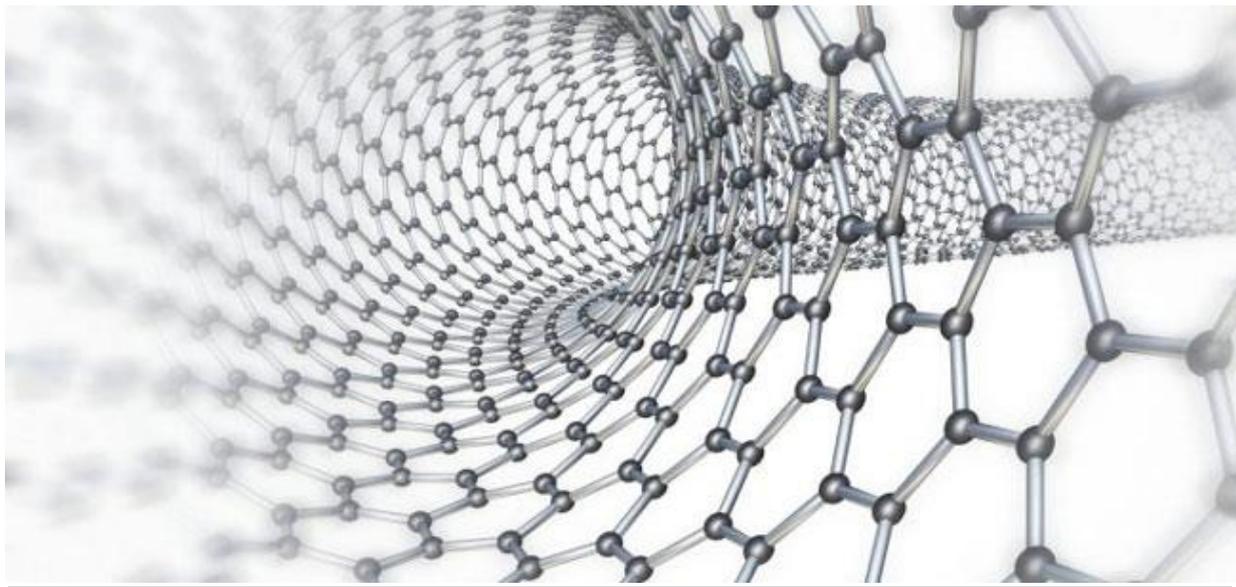
$$\left(\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} \end{bmatrix} - \omega^2 \begin{bmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} \\ m_{12} & m_{22} & m_{23} \\ m_{13} & m_{23} & m_{33} \end{bmatrix} \right) \begin{bmatrix} U_m \\ W_{bm} \\ W_{sm} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ Q_m \\ Q_m \end{bmatrix} \quad (4.27a)$$

Où

$$\begin{aligned} S_{11} &= A_{11}\lambda^2; S_{12} = -B_{11}\lambda^3; S_{13} = -B_{11}^s\lambda^3; S_{22} = D_{11}\lambda^4 + N_{x0}\lambda^2; \\ S_{23} &= D_{11}^s\lambda^4 + N_{x0}\lambda^2; S_{33} = H_{11}^s\lambda^4 + A_{55}^s\lambda^2 + N_{x0}\lambda^2 \\ m_{11} &= I_0; m_{12} = -I_1\lambda; m_{13} = -J_1\lambda; m_{22} = I_0 + I_1\lambda^2; \\ m_{23} &= I_0 + J_1\lambda^2; m_{33} = I_0 + K_1\lambda^2 \end{aligned} \quad (4.27b)$$

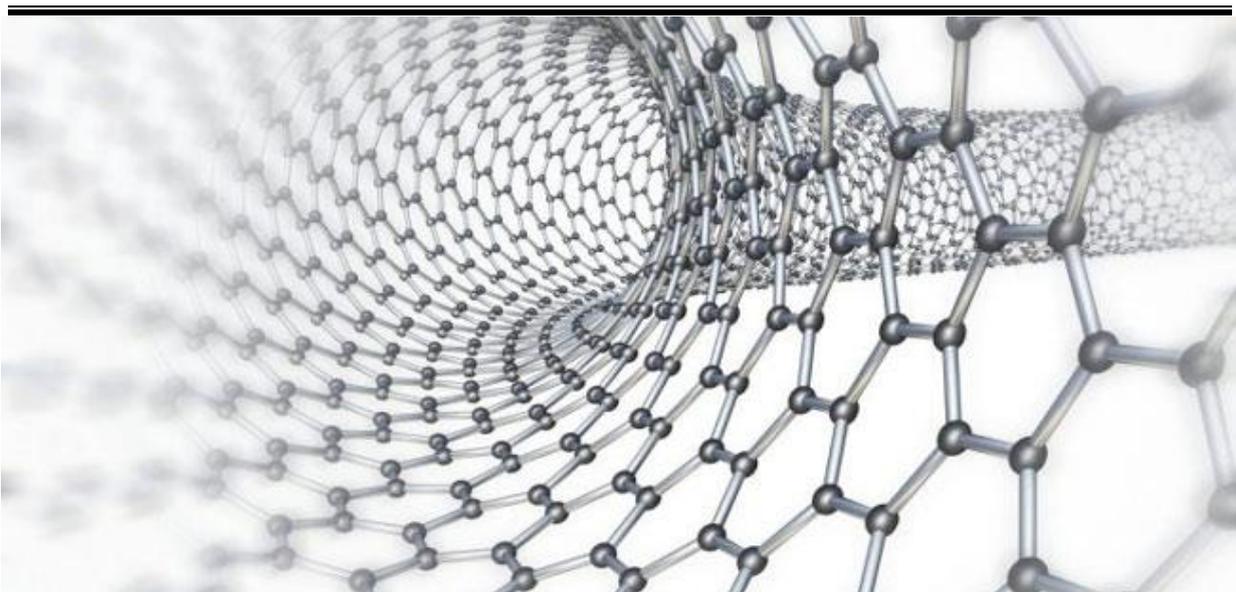
IV.4. Conclusion

La première partie de ce chapitre est consacré pour présenter une petite rappelle sur les différentes théories de déformation des poutres. Puis dans la deuxième partie, la théorie de déformation en cisaillement des poutres d'ordre élevé (**HSDT**) est proposée pour l'étude de la flexion, du flambement et de la vibration libre des poutres FG-CNTRC. Les équations du mouvement sont dérivées en utilisant le principe d'Hamilton. Une nouvelle formule d'ordre exponentiel a été proposé pour la fraction volumique de CNT. Des solutions analytiques pour la déformation, charge critique de flambement, et la fréquence naturelle sont présentées et discutées dans le chapitre suivant.



CHAPITRE V

Résultats et discussion



V.1. Introduction

L'objectif de ce chapitre est de présenter les résultats numériques obtenues de la flexion, du flambement et de la vibration libre des poutres FG-CNTRC. Les poutres FG sont constituées de SWCNTs (en tant que des nanorenforts) et de poly méthacrylate de méthyle PMMA (en tant que matrice) sont prises en compte et leurs compositions de matériaux varient de manière exponentielle à travers l'épaisseur de la poutre, les paramètres suivants sont employés à température ambiante. Les tableaux ci-dessous présentent les différentes propriétés matérielles de chaque composant de FG-CNTRC :

Tableau V.1 Les propriétés de la matrice PMMA

ν^p	ρ^p	E^p
0.3	1190Kg/m ³	2.5GPa

Tableau V2 Les propriétés du matériau de renforcement(SWCNTs de type armchair (10,10))

V_{cnt}	ρ^{cnt}	E_{11}^{cnt}	E_{22}^{cnt}	G_{12}^{cnt}
0.19	1400Kg/m ³	600GPa	10GPa	17.2GPa

Pour l'analyse Numérique du comportement FG-CNTRC, les formules adimensionnelles dans le Tableau V.3 ci-dessous sont utilisés :

Tableau V.3 Formules adimensionnels utilisé pour l'étude analytique de poutre FG-CNTRC

Flexion				Flambement	Vibration
\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{u}	$\bar{N} = \frac{N_{x0}}{A_{110}}$	$\bar{\omega} = \omega L \sqrt{\frac{I_{00}}{A_{110}}}$
$100 \frac{E_p h^3}{q_0 L^4} w\left(\frac{L}{2}\right)$	$\frac{h}{q_0 L} \sigma_x \left(\frac{L}{2}, \frac{h}{2}\right)$	$\frac{h}{q_0 L} \tau_{xz}(0,0)$	$100 \frac{E_p h^3}{q_0 L^4} \left(0, -\frac{h}{2}\right)$		

Où A_{110} et I_{00} sont respectivement la rigidité et le moment d'inertie d'une poutre constituée totalement d'une matrice polymère.

V.2. L'étude numérique de flexion, de flambement et de Vibration des poutres FG-CNTRC

V.2.1. L'étude numérique de la flexion

Cette partie de travail est basé sur l'analyse statique des poutres FG-CNTRC. Les poutres FG-CNTRC constituées de polymère PMMA comme matrice et SWCNT (10, 10) comme renfort ont été étudiées par plusieurs chercheurs tels que (Yas et Samadi (2012),

Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013), Tagrara et al (2015)). Ces chercheurs ont utilisé trois fractions volumiques de CNT (0,12, 0,17 et 0,28). Dans la distribution linéaire, le maximum de fractions volumiques V_{cnt} atteint $2V_{cnt}^*$ (0,24, 0,34 et 0,56). Dans ce travail, le maximum de V_{cnt} dans la distribution non linéaire atteint $(n+1) V_{cnt}^*$. Pour cette raison, on a choisi le degré d'exposant (n) dans lequel le V_{cnt} ne dépasse pas la valeur 0,56 qui est la valeur maximale dans la distribution linéaire, c.-à-d. :

$$(n + 1) V_{cnt}^* \leq 0.56. \quad (5.1)$$

Tableau V.4 Déplacements et contraintes adimensionnels des poutres UD sous des charges uniformes et sinusoïdales

V_{cnt}^*	L/h	Théorie	Charge uniforme			Charge sinusoïdale		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$
0.12	10	Ref ¹	0.704	8.399	0.701	0.562	6.970	0.472
		Ref ²	0.703	8.458	0.718	0.560	7.025	0.486
		Présent	0.704	8.400	0.701	0.562	6.970	0.472
	15	Ref ¹	0.524	11.849	0.716	0.416	9.716	0.475
		Ref ²	0.524	11.888	0.736	0.416	9.754	0.490
		Présent	0.524	11.850	0.717	0.416	9.716	0.475
	20	Ref ¹	0.461	15.448	0.725	0.365	12.608	0.476
		Ref ²	0.460	15.479	0.746	0.365	12.636	0.491
		Présent	0.461	15.450	0.725	0.365	12.608	0.476
0.17	10	Ref ¹	0.449	8.268	0.704	0.358	6.842	0.473
		Ref ²	0.448	8.319	0.722	0.357	6.889	0.487
		Présent	0.449	8.270	0.704	0.358	6.842	0.473
	15	Ref ¹	0.344	11.762	0.719	0.273	9.630	0.476
		Ref ²	0.344	11.796	0.739	0.273	9.662	0.490
		Présent	0.344	11.763	0.720	0.273	9.630	0.476
	20	Ref ¹	0.307	15.384	0.726	0.243	12.543	0.476
		Ref ²	0.307	15.410	0.748	0.243	12.567	0.491
		Présent	0.307	15.385	0.727	0.243	12.543	0.476
0.28	10	Ref ¹	0.325	8.562	0.697	0.260	7.130	0.472
		Ref ²	0.324	8.631	0.713	0.259	7.194	0.485
		Présent	0.325	8.564	0.697	0.260	7.130	0.472
	15	Ref ¹	0.235	11.959	0.714	0.187	9.824	0.475
		Ref ²	0.234	12.004	0.733	0.186	9.868	0.489
		Présent	0.235	11.959	0.714	0.187	9.824	0.475
	20	Ref ¹	0.203	15.530	0.723	0.161	12.689	0.476
		Ref ²	0.203	15.566	0.743	0.161	12.722	0.491
		Présent	0.203	15.532	0.723	0.161	12.689	0.476
Ref ¹	Wattanasakulpong et al. (2013)							
Ref ²	Tagrara et al. (2015)							

Dans cette partie analytique, une comparaison de la flexion adimensionnelle est faite avec les résultats des autres études (**Tagrara et al. 2015**) utilisant la fonction trigonométrique (SSDT), et (**Wattanasakulpong et al. 2013**) utilisant la théorie de déformation de cisaillement de troisième ordre (TSDT). On peut voir clairement que les résultats trouvés sont très proches de ceux obtenus par ces chercheurs.

Le Tableau V.4 montre la comparaison de la flèche et les contraintes adimensionnelles des nanocomposites de type UD-CNT qui sont soumis à deux états de charge, une charge uniforme et une charge sinusoïdale. On peut observer que la flèche centrale et les contraintes avec une charge uniforme sont plus élevées que celles obtenues avec une charge sinusoïdale. On constate que L'augmentation du rapport d'aspect et de la fraction volumique de CNT rend les poutres UD-CNTRC plus rigides.

Tableau V.5 Déplacements et contraintes adimensionnelles sous charges sinusoïdales en distribution linéaire ($n=1$) et parabolique ($n=2$).

	n=1				n=2			
	\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{u}	\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{u}
X-CNT	0.461	9.526	0.425	0.038	0.424	11.900	0.426	0.032
O-CNT	0.873	0.351	0.558	0.102	1.241	0.550	0.657	0.159
V-CNT	0.699	13.533	0.472	0.098	0.863	21.015	0.444	0.148

Tableau V.6: Déplacements et contraintes adimensionnels sous des charges uniformes et sinusoïdales à différents degrés de l'équation exponentielle de la fraction volumique de CNT.

n	Charges uniforme				Charges sinusoïdale			
	\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{u}	\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{u}
0	0.704	8.400	0.701	0.071	0.562	6.970	0.472	0.054
0.5	0.621	9.941	0.625	0.057	0.496	8.275	0.423	0.043
1	0.577	11.426	0.626	0.050	0.461	9.526	0.425	0.038
1.5	0.549	12.864	0.627	0.045	0.439	10.732	0.426	0.034
2	0.530	14.264	0.628	0.042	0.424	11.901	0.426	0.032
2.5	0.515	15.633	0.628	0.039	0.413	13.040	0.426	0.030
3	0.504	16.976	0.628	0.038	0.404	14.154	0.425	0.029
3.5	0.495	18.298	0.628	0.036	0.397	15.246	0.425	0.027

Dans le Tableau V.5, On a observé que la poutre de type X-CNT à distribution parabolique ($n=2$) a des déplacements plus faibles par rapport à la distribution linéaire, Par contre, pour les types O-CNT et V-CNT, les déplacements sont plus grands.

Tableau V.7 Déplacements et contraintes adimensionnelles sous charges uniformes et sinusoïdales avec une distribution parabolique ($n=2$).

V_{cnt}^*	L/h	Charges uniforme				Charge sinusoïdale			
		\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{u}	\bar{w}	$\bar{\sigma}$	$\bar{\tau}$	\bar{u}
0.12	10	0.530	14.264	0.628	0.042	0.424	11.901	0.426	0.032
	15	0.356	19.796	0.645	0.025	0.284	16.281	0.429	0.019
	20	0.294	25.648	0.653	0.018	0.234	20.968	0.430	0.014
0.17	10	0.336	14.029	0.615	0.028	0.269	11.672	0.415	0.021
	15	0.232	19.636	0.630	0.017	0.184	16.124	0.418	0.013
	20	0.195	25.524	0.637	0.012	0.154	20.847	0.419	0.009

Le **Tableau V.6** présente l'effet de la variation de l'exposant n de l'équation V_{cnt} sur les déplacements et les contraintes de la poutre qui est soumise à deux types de charge, charge uniforme et charge sinusoïdale. Pour ($V_{CNT}^* = 0.12$, $l/h = 10$, X-CNT), on constate que l'augmentation de l'exposant (n) conduit et à augmenter les contraintes et par conséquent à diminuer la flèche pour rendre les poutres FG-CNTRC plus rigides.

L'influence de la fraction volumique et du rapport d'aspect sur les déplacements et les contraintes adimensionnels avec une distribution parabolique ($n=2$) Pour la forme de distribution de type X-CNT sont présent au Tableau V.7. Il est clair que la valeur du déplacement transversal adimensionnel \bar{w} et du déplacement axial \bar{u} diminue lorsque les valeurs de fraction volumique augmentent et/ou le rapport (L/h) augmente.

Plusieurs paramètres ayant un effet remarquable sur la flèche \bar{w} ont été étudiés, notamment l'exposant (n), le rapport d'aspect (L/h), la fraction volumique (V_{cnt}), et la forme de distribution, les résultats obtenus seront interprétés ci-dessous sous forme graphique.

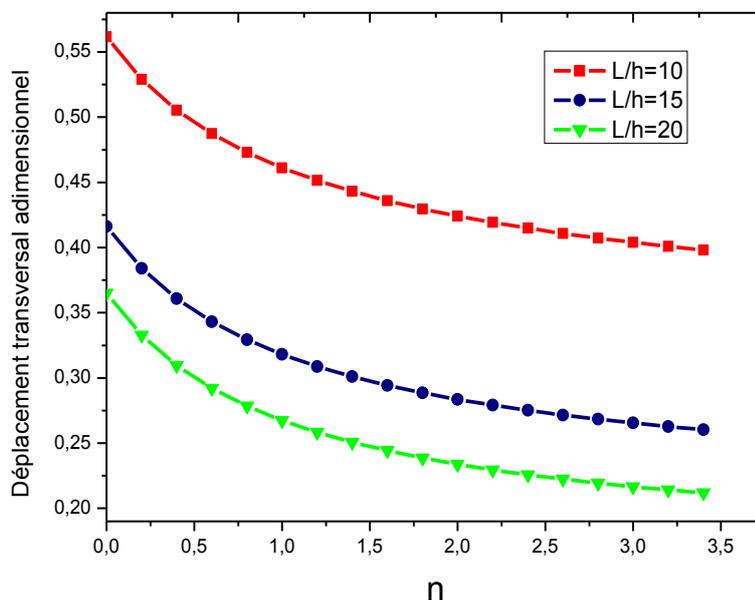


Figure V.1 : L'effet du degré de l'exposant (n) et du rapport d'aspect (L/h) sur les déplacements transversales (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$)

Figure V.1 montre l'effet de l'exposant (n) et le rapport d'aspect L/h sur les déplacements transversaux dans la poutre de configuration X-CNT. Cette figure indique que l'augmentation de l'exposant (n) et/ou le rapport d'aspect L/h diminue les déplacements transversaux. De plus, la **Figure V.2** indique aussi que l'augmentation la fraction volumique V_{cnt} diminue les déplacements transversaux.

L'influence de type de distribution de la poutre FG-CNTRC sur les déplacements transversaux est illustré dans la **Figure V.3**. On peut voir clairement que les déplacements transversaux dans la poutre de type X-CNT sont supérieures aux déplacements transversaux dans la poutre de type V-CNT et la poutre de type O-CNT.

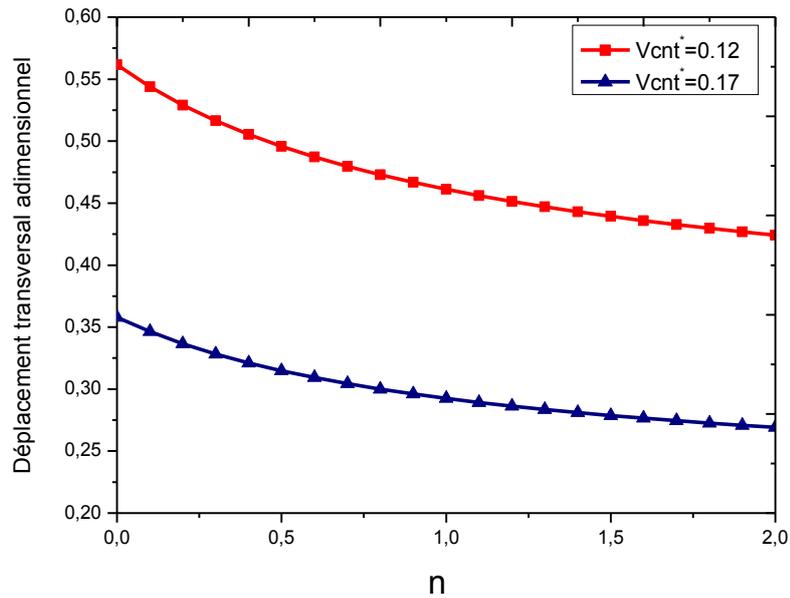


Figure V.2: L'effet du degré de l'exposant (n) et de la fraction volumique V_{cnt} sur le déplacement transversale (X- CNT, $L/h=10$)

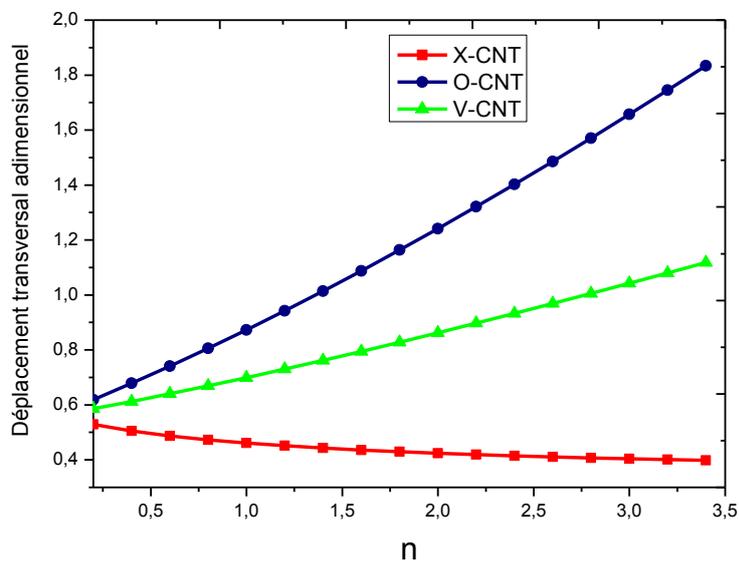


Figure V.3: L'effet du degré de l'exposant (n) et du type de distribution sur le déplacement transversale ($L/h=10$, $V_{cnt} = 0.12$)

L'influence de l'exposant (n) et du rapport d'aspect L/h sur les déplacements transversaux d'une poutre de type X-CNT sont représentées graphiquement dans la **Figure V.4**, pour $n = 3$ (distribution de troisième degré), les valeurs de déplacements est inférieure aux valeurs de déplacements pour $n = 1$ (distribution linéaire). Cela signifie que la formule de distribution des nanotubes de carbone V_{cnt} dans le polymère joue un rôle important dans la résistance et la rigidité des poutres FG-CNTRC.

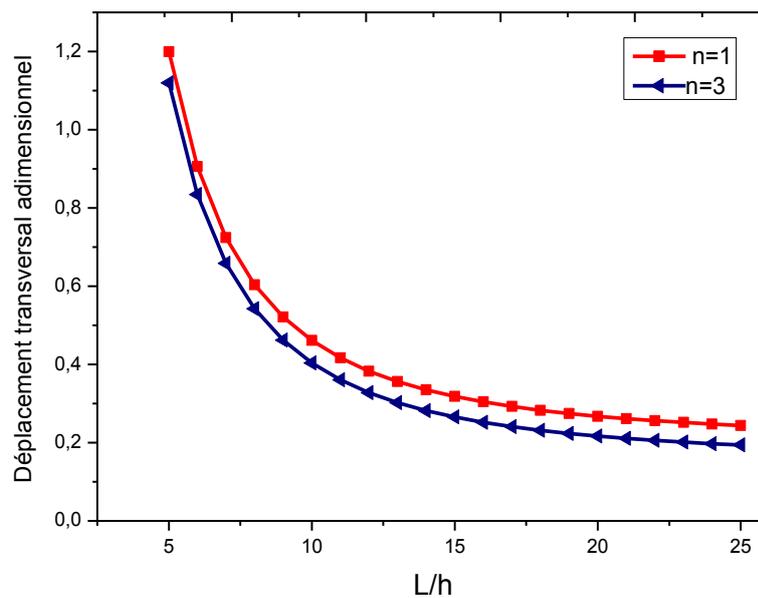


Figure V.4: L'effet du rapport d'aspect (L/h) et du degré de l'exposant (n) sur les déplacement transversale (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$).

En effet, le déplacement transversal augmente en fonction de l'augmentation de rapport d'aspect, mais en raison de l'effet paradoxal créé par la forme adimensionnelle utilisée dans cette analyse numérique pour la poutre FG-CNTRC, le déplacement transversal adimensionnel a diminué par l'augmentation de rapport d'aspect.

D'autre part, l'allure de la courbe illustrée sur la figure V.4 est due à la forme adimensionnelle utilisée. Donc, plus la poutre est élancée (en augmentant L/h) plus le déplacement transversal adimensionnel n'est plus diminué car la poutre devient beaucoup plus flexible.

Sur la base des résultats analytiques de l'analyse statique, il s'avère que l'augmentation du degré de l'exposant (n) de l'équation exponentielle (V_{cnt}) rend la poutre X-CNT plus rigide.

Pour résumer, la distribution exponentielle des nanotubes de carbone dans le polymère joue un rôle important pour améliorer les propriétés mécaniques des poutres FG-CNTRC. En outre, des avantages économiques seront obtenus (par exemple : les propriétés mécaniques de la poutre sont améliorées en augmentant l'exposant (n) plutôt qu'en augmentant la fraction volumique de CNT)

V.2.2. L'étude numérique de la charge critique du flambement

L'objectif de cette partie analytique est d'étudier numériquement le comportement du flambement d'une poutre FG-CNTRC par la détermination des charges critiques du flambement adimensionnels. Les résultats obtenus dans cette étude, illustrée dans le Tableau V.8, montrent un bon accord avec ceux obtenus par (Tagrara et al. 2015, Wattanasakulpong et Ungbhakorn 2013, et Yas et samadi 2012).

Tableau V.8 Comparaison des charges critiques du flambement adimensionnelles pour la poutre FG-CNTRC ($L/h=15$, $V_{cnt} = 0.12$)

Théorie	UD-CNT	O-CNT	X-CNT
Tagrara et al. 2015 SSDT	0.0986	0.0588	0.1288
Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013) TSDT	0.0984	0.0576	0.1289
Yas et samadi (2012) FSDT	0.0986	0.0588	0.1288
Présent TSDT	0.0984	0.0576	0.1289

L'influence de la fonction de distribution (linéaire et parabolique), de la forme de distribution (X-CNT et O-CNT), et la fraction volumique (0.12 et 0.17) sur les charges critiques du flambement adimensionnelles des poutres FG-CNTRC sont présentés dans le Tableau V.9. Pour la configuration X-CNT, Il est clair que les valeurs des charges critiques du flambement adimensionnelles obtenues en distribution parabolique ($n = 2$) est supérieure à celle obtenue en distribution linéaire ($n = 1$). De plus, L'augmentation de la fraction volumique des CNTs conduit à augmenter les charges critiques de flambement. La valeur maximale des charges critiques de flambement parmi les différentes configurations est celle obtenue dans la configuration X-CNT a distribution parabolique (non linéaire).

Tableau V.9 Variation des charges critiques du flambement adimensionnelles pour des poutres FG-CNTRC en distribution linéaire ($n=1$) et parabolique ($n=2$) ($L/h=10$).

V_{cnt}^*	$n = 1$		$n = 2$	
	X-CNT	O-CNT	X-CNT	O-CNT
0.12	0.1289	0.0576	0.1445	0.0382
0.17	0.1979	0.0864	0.2223	0.0564

Les **Tableaux V.10** et **V.11** présentent les charges critique du flambement adimensionnelles de La poutre FG-CNTRC pour différents rapports d'aspect (L/h), fraction volumique (0.12 et 0.17) et l'effet de variation de degré de l'exposant (n) de fraction volumique (V_{cnt}). Ces tableaux indiquent quand la fraction volumique augmente, les charges critique du flambement adimensionnelles augmentent, mais quand le rapport d'aspect augmente (plus la poutre est élancée) les charges critique du flambement adimensionnelles diminuent.

Tableau V.10 Variations des charges critique du flambement adimensionnelles pour une configuration X-CNT en une distribution exponentielle (non-linéaire)

V_{cnt}^*	L/h	n							
		0.5	1	1.5	2	2.3	2.5	3	3.5
0.12	10	0.1860	0.1999	0.2098	0.2174	0.2211	0.2234	0.2283	0.2325
	15	0.1166	0.1289	0.1377	0.1445	0.1479	0.1500	0.1544	0.1581
	20	0.0768	0.0862	0.0932	0.0986	0.1013	0.1029	0.1064	0.1094
0.17	10	0.2928	0.3152	0.3308	0.3426	0.3484	-	-	-
	15	0.1788	0.1979	0.2118	0.2223	0.2275	-	-	-
	20	0.1158	0.1303	0.1410	0.1493	0.1534	-	-	-

Tableau V.10 montre que lorsque le degré de l'exposant (n) augmente, les charges critique du flambement adimensionnelles augmente dans la configuration X-CNT. Cela est dû à l'augmentation de la concentration des CNTs (lorsque le degré de l'exposant (n) augmente) dans les deux extrémités de l'épaisseur de la poutre

Tableau V.11 Variations des charges critique du flambement adimensionnel pour une configuration O-CNT avec une distribution exponentielle (non-linéaire)

V_{cnt}^*	L/h	n							
		0.5	1	1.5	2	2.3	2.5	3	3.5
0.12	10	0.1299	0.1056	0.0878	0.0743	0.0677	0.0639	0.0556	0.0491
	15	0.0739	0.0576	0.0463	0.0382	0.0344	0.0322	0.0276	0.0240
	20	0.0460	0.0352	0.0279	0.0228	0.0204	0.0190	0.0162	0.0140
0.17	10	0.2021	0.1628	0.1340	0.1123	0.1018	-	-	-
	15	0.1118	0.0864	0.0689	0.0564	0.0505	-	-	-
	20	0.0688	0.0522	0.0410	0.0332	0.0296	-	-	-

D'autre part, **Tableau V.11** montre que lorsque le degré de l'exposant (n) augmente, les charges critique du flambement adimensionnelles diminuent dans la configuration O-CNT. Cela est dû à la diminution de la concentration des CNTs (lorsque le degré de l'exposant (n) augmente) dans les deux extrémités de l'épaisseur de la poutre. En conséquence, la non-linéarité de la distribution de la fraction volumique des nanotubes de carbone est important pour améliorer la résistance et la rigidité des poutres FG-CNTRC

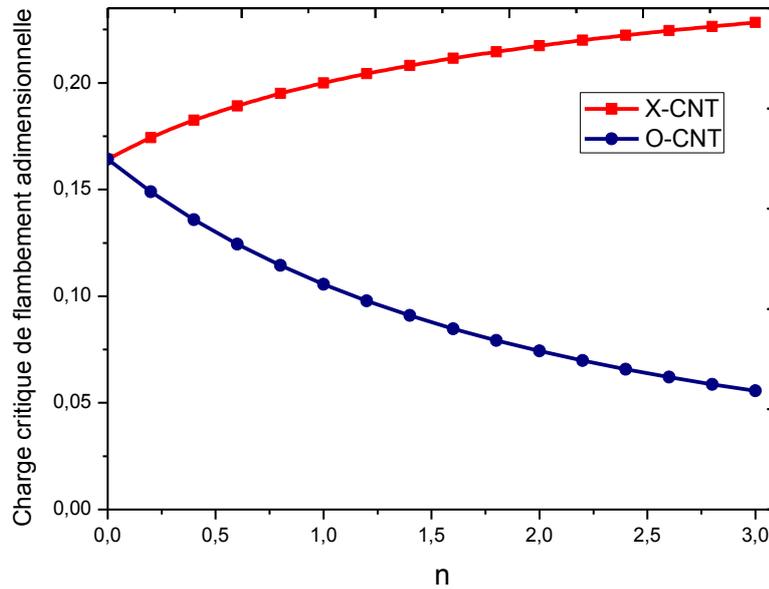


Figure V.5: L'effet du degré de l'exposant (n) et le type de distribution sur les charge critique du flambement adimensionnelles ($L/h=10, V_{cnt} = 0.12$)

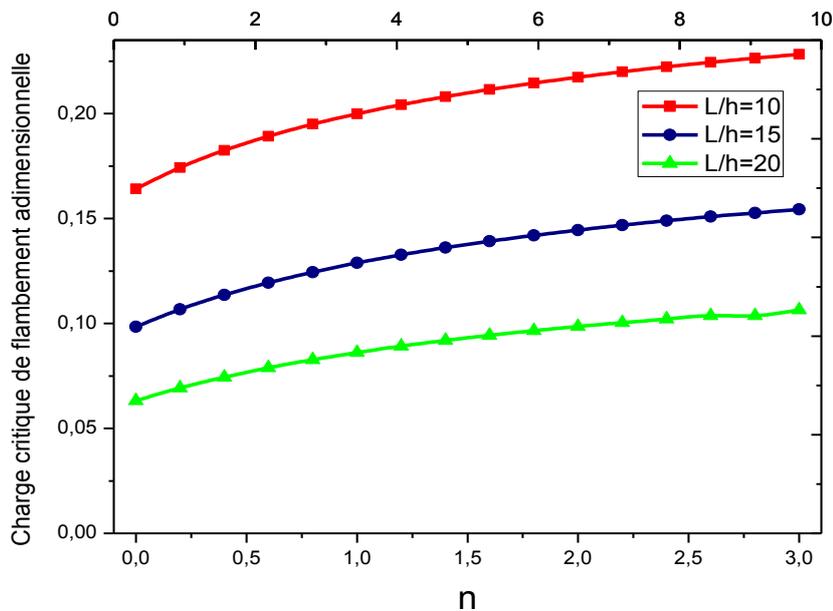


Figure V.6: L'effet du degré de l'exposant (n) et du rapport d'aspect (L/h) sur les charges critique du flambement adimensionnelles ($X-CNT, V_{cnt} = 0.12$)

L'influence de type de distribution et le degré de l'exposant (n) sur les charge critique du flambement adimensionnelles de la poutre FG-CNTRC sont présenté de façon claire dans la **Figure V.5**. La fraction volumique V_{cnt} égale à 0,12 et le rapport d'aspect (L/h) égale à 10.

On constate que lorsque le degré de l'exposant (n) augmente, la configuration X-CNT donne des charges critiques maximale. Tandis que, la configuration O-CNT donne des charges critiques minimale. Cela est dû à la différence de concentration (une concentration maximale dans la configuration X-CNT et une concentration Minimale dans la configuration O-CNT) dans les deux extrémités de l'épaisseur de la poutre FG-CNTRC

Pour la **Figure V.6**, la fraction volumique V_{cnt} égale à 0,12, et la configuration X-CNT est considérée. L'influence du degré de l'exposant (n) et du rapport d'aspect (L/h) sur les charges du flambement critiques est très claire. On peut voir que l'augmentation du degré de l'exposant (n) augmente les charge critique du flambement adimensionnelles quel que soit l'élancement de la poutre. Par contre, l'augmentation du rapport d'aspect (Ou l'élancement de la poutre) diminue les charges critiques de flambement.

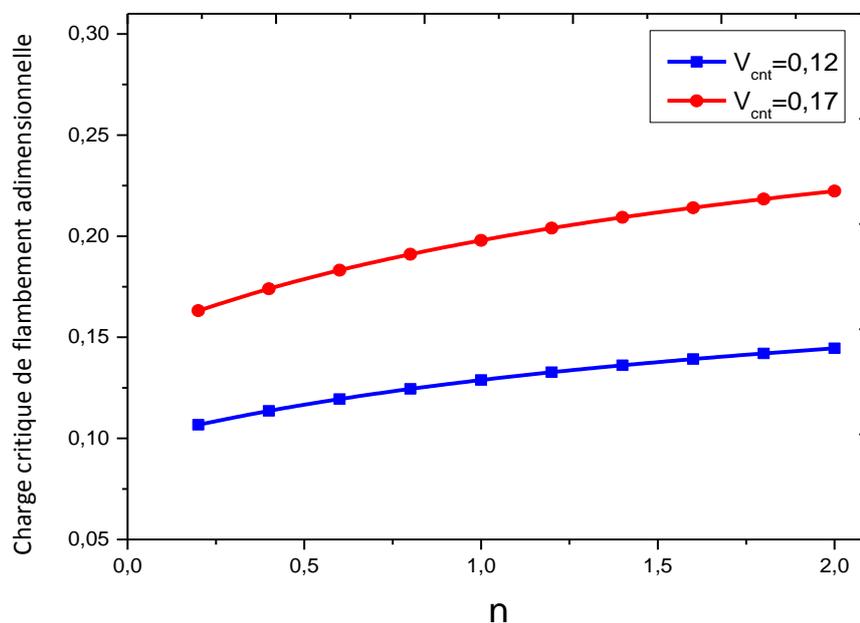


Figure V.7: L'effet du degré de l'exposant (n) et de la fraction volumique sur les charges critique du flambement adimensionnelles (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$).

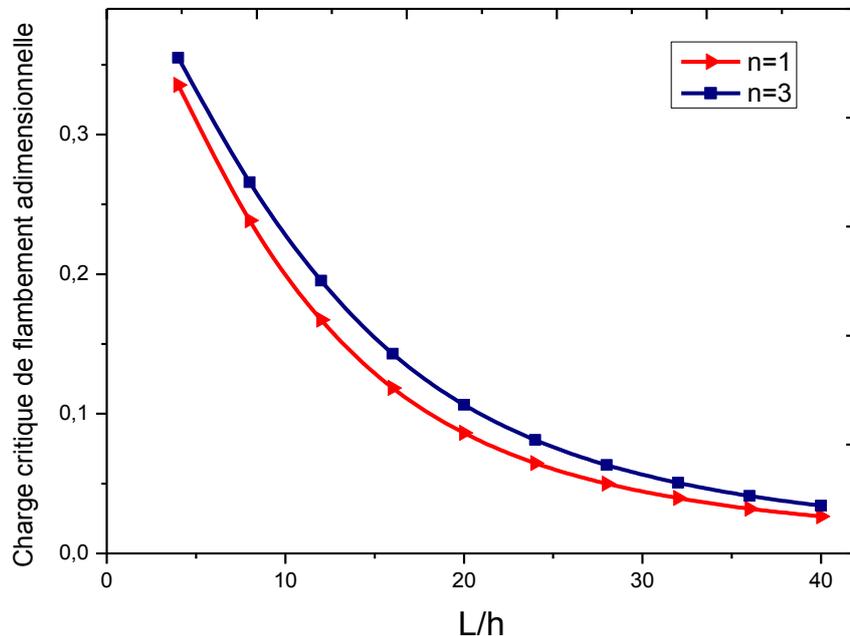


Figure V.8: L'effet du degré de l'exposant (n) et du rapport d'aspect (L/h) sur les charges critique du flambement adimensionnelles (X-CNT, $V_{cnt} = 0.12$).

La **Figure V.7** exprime les charges critiques du flambement adimensionnelles en fonction du degré de l'exposant (n), de la fraction volumique (V_{cnt}) pour la configuration X-CNT. Cette figure indique que l'augmentation de la fraction volumique (V_{cnt}) et du degré de l'exposant (n) conduit à augmenter les charges critiques du flambement adimensionnelles.

Pour la **Figure V.8**, on constate que les valeurs des charges critiques du flambement adimensionnelles dans le cas d'une distribution non-linéaire ($n=3$) sont supérieures aux valeurs obtenues dans le cas d'une distribution linéaire ($n=1$). En outre, les charges critiques du flambement adimensionnelles diminuent lorsque le rapport d'aspect (L/h) augmente. D'autre part, L'allure des courbes comme indiquée sur la figure V.8 montre que plus la poutre est élancée (en augmentant L/h) plus la charge critique du flambement adimensionnelles ne plus diminue (seuil des charges critiques du flambement adimensionnelles minimale).

Ces résultats confirment l'influence de non-linéarité de distribution pour améliorer les propriétés mécaniques des poutres FG-CNTRC.

V.2.3. L'étude numérique de la vibration libre

Le but de cette partie analytique est d'étudier numériquement du comportement de la vibration libre d'une poutre FG-CNTRC par la détermination des fréquences fondamentales. Le **Tableau V.12** montre les comparaisons entre les résultats du présent travail et les résultats obtenus par (Tagrara et al. 2015, Wattanasakulpong et Ungbhakorn 2013, Yas et samadi 2012). On constate que le présent résultat des fréquences fondamentales adimensionnelles s'accorde très bien avec les autres solutions disponibles.

Tableau V.12 Comparaison des fréquences fondamentales adimensionnelles pour la poutre CNTRC ($L/h = 15$, $V_{cnt} = 0.12$)

Théorie	UD-CNT	O-CNT	X-CNT
Tagrara et al. (2015) SSDT	0.9749	0.7446	1.1163
Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013) TSDT	0.9749	0.7446	1.1163
Yas et Samadi (2012) FSDT	0.9753	0.7527	1.1150
Présent TSDT	0.9745	0.7453	1.1152

Le **Tableau V.13** montre l'influence du degré de l'exposant (n) (distribution linéaire $n=1$ et distribution parabolique $n=2$), de la fraction volumique et du type de configuration. On observe que la valeur de fréquence fondamentale obtenue pour la configuration O-CNT avec une distribution parabolique est inférieure à celle obtenue avec une distribution linéaire. D'autre part, dans les configurations X-CNT et V-CNT, les valeurs de la fréquence fondamentale sont les plus élevés. De plus, l'augmentation de V_{cnt} augmente aussi les fréquences fondamentales. En conséquence, dans la vibration libre, on constate que la configuration O-CNT avec une distribution parabolique de faible fraction volumique V_{cnt} donne des améliorations des propriétés mécanique remarquable que dans la distribution linéaire, donc La fréquence augmente si la poutre est rigide et diminue si elle est souple.

Tableau V.13 Les variations de fréquences fondamentales adimensionnelles de poutre CNTRC pour une distribution linéaire ($n=1$) et une distribution parabolique ($n=2$) ($L/h = 15$)

V_{cnt}^*	Distribution linéaire ($n=1$)			Distribution parabolique ($n=2$)		
	X-CNT	O-CNT	V-CNT	X-CNT	O-CNT	V-CNT
0.12	1.1152	0.7453	0.8447	1.1812	0.6069	0.7375
0.17	1.3761	0.9088	1.0301	1.4584	0.7338	0.8892

Tableau V.14 Les variations de fréquences fondamentales adimensionnelles pour la configuration O-CNT de poutre CNTRC avec une distribution non-linéaire des CNTs.

V_{cnt}^*	L/h	n							
		0.5	1	1.5	2	2.3	2.5	3	3.5
0.12	10	1.1186	1.0083	0.9189	0.8452	0.8069	0.7835	0.7313	0.6867
	15	0.8440	0.7453	0.6684	0.6069	0.5757	0.5569	0.5154	0.4807
	20	0.6669	0.5830	0.5190	0.4686	0.4433	0.4281	0.3948	0.3672
0.17	10	1.3893	1.2463	1.1303	1.0346	0.9850	-	-	-
	15	1.0336	0.9088	0.8115	0.7338	0.6944	-	-	-
	20	0.8111	0.7065	0.6265	0.5636	0.5320	-	-	-

L'effet du degré de l'exposant (n), de la fraction volumique et du rapport d'aspect dans la configuration O-CNT sur les fréquences fondamentales adimensionnelles de FG-CNTRC sont indiqués dans le **Tableau V.14**. On observe que lorsque le rapport d'aspect augmente, les fréquences fondamentales diminuent, mais lorsque la fraction volumique augmente, les fréquences fondamentales augmentent. D'autre part, on note que l'augmentation du degré de l'exposant (n) entraîne une diminution des fréquences fondamentales. Il est bien clair que l'augmentation de rapport d'aspect et de degré d'exposant (n) diminue les fréquences fondamentales.

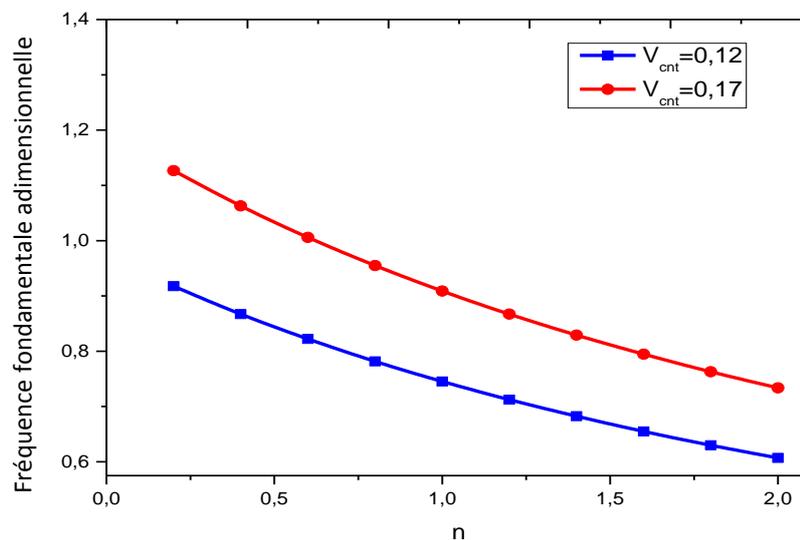


Figure V.9: L'effet du degré de l'exposant (n) et de la fraction volumique V_{cnt} sur les fréquences fondamentales (O- CNT, $L/h=15$)

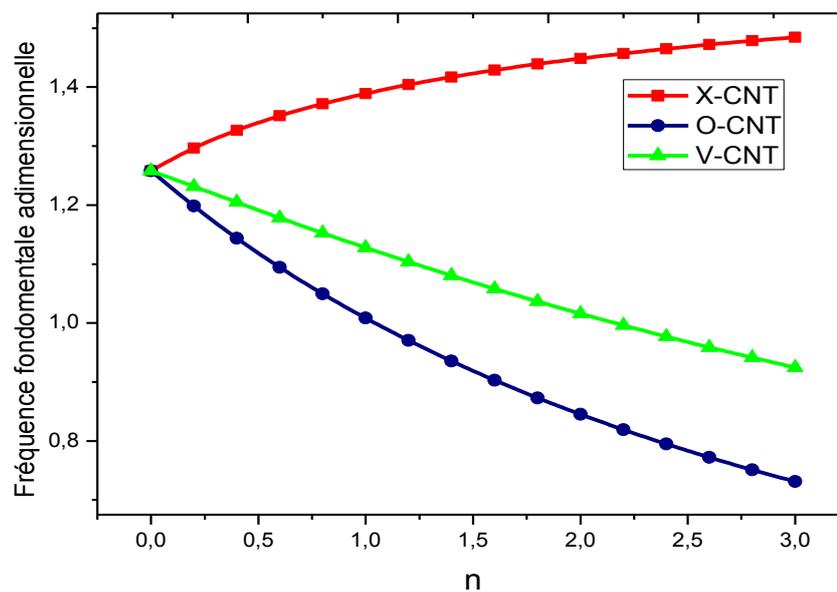


Figure V.10: L'effet du degré de l'exposant n et du type de configuration de poutre CNTRC sur les fréquences fondamentales ($L/h=15, V_{cnt} = 0.12$)

La **Figure V.9** illustre pour la configuration O-CNT l'effet du degré de l'exposant (n) et l'effet de la fraction volumique V_{cnt}^* (0,12 et 0,17) sur les fréquences fondamentales adimensionnelles. Il est clair que l'augmentation du degré de l'exposant (n) diminue les fréquences fondamentales. D'autre part, les fréquences fondamentales dans le cas où $V_{cnt} = 0,12$ sont plus faibles que dans le cas où $V_{cnt} = 0,17$, Cela est dû à l'effet de la rigidité de la poutre FG-CNTRC.

L'influence du degré de l'exposant (n) et du type de configuration sur les fréquences fondamentales adimensionnelles de poutre FG-CNTRC sont étudiés dans la **Figure V.10** comme indiqués sur cette figure, l'augmentation de degré de l'exposant (n) conduit à diminuer les fréquences fondamentales dans les configurations de type O-CNT et V-CNT, et vis vers ça dans la configuration X-CNT. Cela signifie l'importance de bien choisir de tel phénomène le type de configuration appropriée et le degré de l'exposant (n) pour améliorer les propriétés mécaniques recherchées dont la résistance aux vibrations.

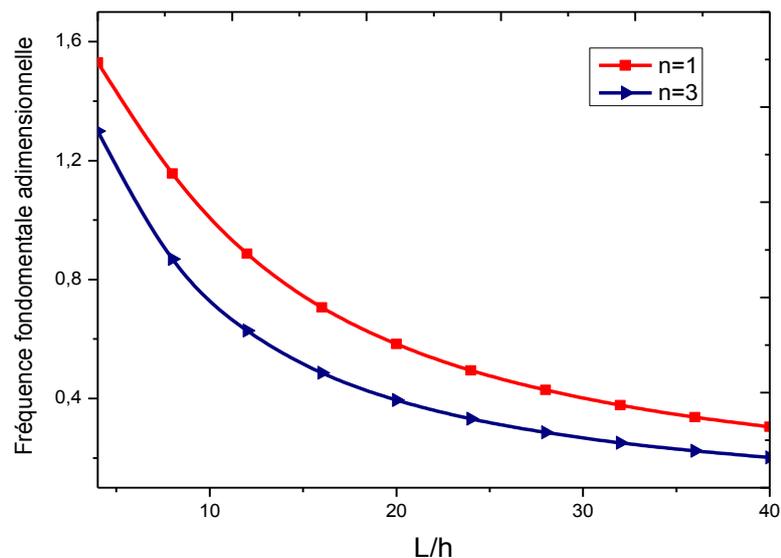


Figure V.11 : Comparaison entre l'effet de la distribution linéaire et non linéaire de CNT sur les fréquences fondamentales (O- CNT, $V_{cnt}^* = 0.12$)

Pour donner une idée sur l'effet de la non-linéarité de la distribution et du rapport d'aspect, deux situations de distributions (linéaire ($n=1$) et non-linéaire ($n=3$)) sont considérées dans la **Figure V.11**. On constate que l'augmentation du rapport d'aspect diminue les fréquences fondamentales. On peut observer aussi que pour une distribution non linéaire ($n=3$) les fréquences fondamentales adimensionnelles sont inférieures à celles observées pour une distribution linéaire ($n=1$). Cette figure montre également la grande influence de la non-linéarité de la distribution des fractions volumiques des CNTs sur les performances de la poutre FG-CNTRC.

Conclusion

Dans ce chapitre, les résultats analytiques adimensionnelles de déplacements, contraintes, charges critique du flambement et fréquences fondamentales des poutres FG-CNTRC sont présentés. Plusieurs paramètres affectant les propriétés mécaniques de la poutre ont été étudiés, comme l'effet de l'exposant (n) (l'effet de la non-linéarité de la distribution des CNTs), de la fraction volumique, du rapport d'aspect, du type de configuration de poutre FG-CNTRC. En effet, les résultats obtenus confirment, en particulier, l'influence de la non-linéarité de la distribution des CNTs sur l'amélioration du comportement mécanique (flexion, flambement et vibration) de poutre FG-CNTRC. De plus, d'un point de vue économique, le coût sera moindre du fait d'une augmentation de l'ordre de l'exposant (n) plutôt que d'une augmentation de la fraction volumique.

Conclusion Générale

En raison de la haute technologie et d'énormes progrès de la science des nanomatériaux, les composites fonctionnellement gradués renforcé par des nanotubes de carbone (FG-CNTRC) sont exploités dans de nombreux domaines allant de l'aérospatiale, la marine, l'automobile, le génie civil et le Génie mécanique etc...

Dans ce travail, l'influence de la distribution non linéaire des CNTs(Exprimé par une nouvelle formule d'ordre exponentiel) sur le comportement de la flexion, du flambement et sur le comportement vibratoire sont étudiés et discutés. En outre, ce travail a exploré la sensibilité de la réponse de flexion, de flambement et de vibration libre des poutres FG-CNTRC aux différents paramètres tels que le rapport d'aspect, le type de configuration. Les résultats suivants ont été obtenus :

- La grande importance de la distribution non-linéaire des renforts sur la résistance et la rigidité de la poutre FG-CNTRC
- L'augmentation du degré d'exposant (n) entraîne une :
 - Diminution significative de la flèche et augmentation de la charge critique de flambement dans les poutres FG-CNTRC ayant une configuration X-CNT.
 - Diminution des fréquences fondamentales dans les poutres FG-CNTRC ayant une configuration O-CNT.

Par conséquent Ces résultats rendent :

- La configuration X-CNT est la plus rigide par rapport les autres configurations de FG-CNTRC pour supporter les charges de flexion et les charge de flambement
- La configuration O-CNT est la configuration optimale pour améliorer les fréquences fondamentales et donc la résistance à la vibration.
- L'augmentation du rapport d'aspect augmente également la flèche, la charge critique du flambement et diminue les fréquences fondamentales de la poutre FG-CNTRC
- L'augmentation de la fraction volumique de CNT diminue la flèche, et augmente la charge critique du flambement et les fréquences fondamentales de la poutre FG-CNTRC.

En perspective, il est intéressant d'étudier des poutres et des plaques FG-CNTRC et peut être de développer et d'enrichir par l'application de la nouvelle formulation dans les Prochaines recherches. En outre, L'utilisation de ce nouveau concept pour les applications de génie mécanique est un domaine prometteur pour de futures recherches, et peuvent être utilisés comme un outil de base pour déterminer la distribution optimale des CNTs. De plus, une

Conclusion Générale

stratégie expérimentale doit être envisagée afin de fabriquer cette nouvelle structure à gradation recherché de tel application

Enfin, cette étude peut être considérée comme une base de données pour les chercheurs afin de développer et d'approfondir les connaissances en focalisant l'attention sur les bénéfices structurels, fonctionnels et économiques souhaités.

Références

- Abdul-Allah, M. H., Chiad, S. S., and Habubi, N. F. (2010). The Effect of Iron Chromate on the Optical Properties of PMMA Films. *Diyala journal for pure sciences*, 6(2), 161-169.
- Ajayan, P. M., Schadler, L. S., and Braun, P. V. (2006). *Nanocomposite science and technology*. John Wiley and Sons.
- Akpan, E. I., Shen, X., Wetzel, B., and Friedrich, K. (2019). Design and synthesis of polymer nanocomposites. In *Polymer Composites with Functionalized Nanoparticles* (pp. 47-83). Elsevier.
- Alibeigloo, A., and Liew, K. M. (2013). Thermoelastic analysis of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite plate using theory of elasticity. *Composite Structures*, 106, 873-881.
- Almutairi, Z., Ahmad, K., Alanazi, M., & Alhazaa, A. (2019). Processing of Single-Walled Carbon Nanotubes with Fem to second Laser Pulses. *Applied Sciences*, 9(19), 4022.
- Alper, J. (2006). Nanotubes poised to help cancer patients. *NCI Alliance for Nanotechnol Cancer*, 8-10.
- Ando, Y., Zhao, X., Sugai, T., and Kumar, M. (2004). Growing carbon nanotubes. *Materials today*, 7(10), 22-29.
- Arena, A., Scandurra, G., and Ciofi, C. (2017). Copper oxide chitosan nanocomposite: Characterization and application in non-enzymatic hydrogen peroxide sensing. *Sensors*, 17(10), 2198.
- Arepalli, S. (2004). Laser ablation process for single-walled carbon nanotube production. *Journal of nanoscience and nanotechnology*, 4(4), 317-325.
- Arsuaga, J. M., Sotto, A., del Rosario, G., Martínez, A., Molina, S., Teli, S. B., & de Abajo, J. (2013). Influence of the type, size, and distribution of metal oxide particles on the properties of nanocomposite ultrafiltration membranes. *Journal of membrane science*, 428, 131-141.
- Aucher, J. (2009). *Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable* (Doctoral dissertation).
- Avouris, P. (2007). Electronics with carbon nanotubes. *Physics World*, 20(3), 40.
- Awasthi, K., Kamalakaran, R., Singh, A. K., and Srivastava, O. N. (2002). Ball-milled carbon and hydrogen storage. *International Journal of Hydrogen Energy*, 27(4), 425-432.
- Bandaru, P. R. (2007). Electrical properties and applications of carbon nanotube structures. *Journal of nanoscience and nanotechnology*, 7(4-5), 1239-1267.
- Banerjee, S., Hemraj-Benny, T., and Wong, S. S. (2005). Covalent surface chemistry of single-walled carbon nanotubes. *Advanced Materials*, 17(1), 17-29.
- Bauhofer, W., and Kovacs, J. Z. (2009). A review and analysis of electrical percolation in carbon nanotube polymer composites. *Composites science and technology*, 69(10), 1486-1498.
- Bazli, L., Siavashi, M., and Shiravi, A. (2019). A review of carbon nanotube/TiO₂ composite prepared via sol-gel method. *Journal of Composites and Compounds*, 1(1), 1-9.
- Berge, M. (2013). *Le développement du nano-argent : entre représentations hygiénistes, déterminisme technoscientifique et marché : analyse sociologique*.
- Berkman, J., Jagannatham, M., Reddy, R., and Haridoss, P. (2015). Synthesis of thin bundled single walled carbon nanotubes and nanohorn hybrids by arc discharge technique in open air atmosphere. *Diamond and Related Materials*, 55, 12-15.

Références

- Besnard, C. (2019). Elaboration de composites céramiques oxyde/oxyde par caléfaction (Doctoral dissertation, Université de Bordeaux).
- Bethune, D. S., Kiang, C. H., De Vries, M. S., Gorman, G., Savoy, R., Vazquez, J., & Beyers, R. (1993). Cobalt-catalysed growth of carbon nanotubes with single-atomic-layer walls. *Nature*, 363(6430), 605-607.
- Bharti, I., Gupta, N., and Gupta, K. M. (2013). Novel applications of functionally graded nano, optoelectronic and thermoelectric materials. *International Journal of Materials, Mechanics and Manufacturing*, 1(3), 221-224.
- Bhattacharya, M. (2016). Polymer nanocomposites—a comparison between carbon nanotubes, graphene, and clay as nanofillers. *Materials*, 9(4), 262.
- Biercuk, M. J., Llaguno, M. C., Radosavljevic, M., Hyun, J. K., Johnson, A. T., and Fischer, J. E. (2002). Carbon nanotube composites for thermal management. *Appliedphysicsletters*, 80(15), 2767-2769.
- Bockrath, M., Cobden, D. H., McEuen, P. L., Chopra, N. G., Zettl, A., Thess, A., and Smalley, R. E. (1997). Single-electron transport in ropes of carbon nanotubes. *Science*, 275(5308), 1922-1925.
- Boitier, G., and Chermant, J. L. (2002). Les composites à matrices céramiques. *Lettres des Sciences Chimiques du CNRS mars*, 23-28.
- Breuer, O., and Sundararaj, U. (2004). Big returns from small fibers: a review of polymer/carbon nanotube composites. *Polymer composites*, 25(6), 630-645.
- Brukh, R., and Mitra, S. (2006). Mechanism of carbon nanotube growth by CVD. *Chemical physicsletters*, 424(1-3), 126-132.
- Burlaka, A., Lukin, S., Prylutska, S., Remeniak, O., Prylutsky, Y., Shuba, M., ... & Scharff, P. (2010). Hyperthermic effect of multi-walled carbon nanotubes stimulated with near infrared irradiation for anticancer therapy: in vitro studies. *Experimentaloncology*.
- 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. *Appliedphysicsletters*, 81(27), 5123-5125.
- Chadwick, R. C., Grande, J. B., Brook, M. A., and Adronov, A. (2014). Functionalization of single-walled carbon nanotubes via the Piers–Rubinsztajn reaction. *Macromolecules*, 47(18), 6527-6530.
- Chang, H., and Bard, A. J. (1991). Scanning tunneling microscopy studies of carbon-oxygen reactions on highly oriented pyrolytic graphite. *Journal of the American Chemical Society*, 113(15), 5588-5596.
- Chang, K., and Gu, D. (2016). Direct metal laser sintering synthesis of carbon nanotube reinforced Ti matrix composites: Densification, distribution characteristics and properties. *Journal of Materials Research*, 31(2), 281-291.
- Chang, T. E., Jensen, L. R., Kisliuk, A., Pipes, R. B., Pyrz, R., and Sokolov, A. P. (2005). Microscopic mechanism of reinforcement in single-wall carbon nanotube/polypropylene nanocomposite. *Polymer*, 46(2), 439-444.
- Chen, L., Zhao, J., Wang, L., Peng, F., Liu, H., Zhang, J., ... and Guo, Z. (2019). In-situ pyrolyzed polymethylsilsesquioxane multi-walled carbon nanotubes derived ceramic nanocomposites for electromagnetic wave absorption. *Ceramics International*, 45(9), 11756-11764.
- Chen, P., Lu, C., Yu, Q., Gao, Y., Li, J., and Li, X. (2006). Influence of fiber wettability on the interfacial adhesion of continuous fiber-reinforced PPESK composite. *Journal of appliedpolymer science*, 102(3), 2544-2551.

Références

- Chen, X. H., Chen, C. S., Xiao, H. N., Cheng, F. Q., Zhang, G., and Yi, G. J. (2005). Corrosion behavior of carbon nanotubes–Ni composite coating. *Surface and Coatings Technology*, 191(2-3), 351-356.
- Cho, S., Kikuchi, K., Miyazaki, T., Takagi, K., Kawasaki, A., & Tsukada, T. (2010). Multiwalled carbon nanotubes as a contributing reinforcement phase for the improvement of thermal conductivity in copper matrix composites. *Scripta Materialia*, 63(4), 375-378.
- Coleman, J. N., Khan, U., and Gun'ko, Y. K. (2006). Mechanical reinforcement of polymers using carbon nanotubes. *Advanced materials*, 18(6), 689-706.
- Coleman, J. N., Khan, U., Blau, W. J., and Gun'ko, Y. K. (2006). Small but strong: a review of the mechanical properties of carbon nanotube–polymer composites. *Carbon*, 44(9), 1624-1652.
- Colomer, J. F., Stephan, C., Lefrant, S., Van Tendeloo, G., Willems, I., Konya, Z., ... and Nagy, J. B. (2000). Large-scale synthesis of single-wall carbon nanotubes by catalytic chemical vapor deposition (CCVD) method. *Chemical Physics Letters*, 317(1-2), 83-89.
- Dai, H., Hafner, J. H., Rinzler, A. G., Colbert, D. T., and Smalley, R. E. (1996). Nanotubes as nanoprobe in scanning probe microscopy. *Nature*, 384(6605), 147-150.
- Datsyuk, V., Kalyva, M., Papagelis, K., Parthenios, J., Tasis, D., Siokou, A., ... and Galiotis, C. (2008). Chemical oxidation of multiwalled carbon nanotubes. *carbon*, 46(6), 833-840.
- Deng, H., Bilotti, E., Zhang, R., and Peijs, T. (2010). Effective reinforcement of carbon nanotubes in polypropylene matrices. *Journal of applied polymer science*, 118(1), 30-41.
- Dettlaff-Weglikowska, U., Kaempgen, M., Hornbostel, B., Skakalova, V., Wang, J., Liang, J., and Roth, S. (2006). Conducting and transparent SWNT/polymer composites. *physicstatus solidi (b)*, 243(13), 3440-3444.
- Dhandapani, S., Nayak, S. K., & Mohanty, S. (2016). Compatibility effect of titanium dioxide nanofiber on reinforced biobased nanocomposites: Thermal, mechanical, and morphology characterization. *Journal of Vinyl and Additive Technology*, 22(4), 529-538.
- DIHAJ, A. (2019). Modélisation Numérique Du Comportement Mécanique D'un Nano-Composite A Matrice Polymère Et Nano-Renfort (Doctoral dissertation).
- Drzal, L. T., Rich, M. J., and Lloyd, P. F. (1983). Adhesion of graphite fibers to epoxy matrices: I. The role of fiber surface treatment. *The Journal of Adhesion*, 16(1), 1-30.
- Du, J., Bai, J., and Cheng, H. (2007). The present status and key problems of carbon nanotube based polymer composites. *Express Polymer Letters*, 1(5), 253-273.
- Dusza, J., Blugan, G., Morgiel, J., Kuebler, J., Inam, F., Peijs, T., ... and Puchy, V. (2009). Hot pressed and spark plasma sintered zirconia/carbon nanofiber composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 29(15), 3177-3184.
- Elliott, J. A., Sandler, J. K., Windle, A. H., Young, R. J., and Shaffer, M. S. (2004). Collapse of single-wall carbon nanotubes is diameter dependent. *Physical Review Letters*, 92(9), 095501.
- Esawi, A. M., Morsi, K., Sayed, A., Taher, M., and Lanka, S. J. C. S. (2010). Effect of carbon nanotube (CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium composites. *Composites Science and Technology*, 70(16), 2237-2241.
- Fahmy, T. Y., and Mobarak, F. (2008). Nanocomposites from natural cellulose fibers filled with kaolin in presence of sucrose. *Carbohydrate Polymers*, 72(4), 751-755.
- Falcao, E. H., and Wudl, F. (2007). Carbon allotropes: beyond graphite and diamond. *Journal of Chemical Technology & Biotechnology: International Research in Process, Environmental & Clean Technology*, 82(6), 524-531.

Références

- Gao, C., Feng, P., Peng, S., and Shuai, C. (2017). Carbon nanotube, graphene and boron nitride nanotube reinforced bioactive ceramics for bone repair. *Acta biomaterialia*, 61, 1-20.
- Geim, A. K., and Novoselov, K. S. (2010). The rise of graphene. In *Nanoscience and technology: a collection of reviews from nature journals* (pp. 11-19)
- Ghugal, Y. M., and Shimpi, R. P. (2001). A review of refined shear deformation theories for isotropic and anisotropic laminated beams. *Journal of reinforced plastics and composites*, 20(3), 255-272.
- Glad, X. (2014). Synthèse et étude de la formation de pyramides et cônes de graphite par gravure en plasma radiofréquence argon/hydrogène (Doctoral dissertation, Université de Lorraine).
- Gojny, F. H., Nastalczyk, J., Roslaniec, Z., and Schulte, K. (2003). Surface modified multi-walled carbon nanotubes in CNT/epoxy-composites. *Chemical physics letters*, 370(5-6), 820-824.
- Gojny, F. H., Wichmann, M. H. G., Köpke, U., Fiedler, B., and Schulte, K. (2004). Carbon nanotube-reinforced epoxy-composites: enhanced stiffness and fracture toughness at low nanotube content. *Composites science and technology*, 64(15), 2363-2371.
- Gong, X., Liu, J., Baskaran, S., Voise, R. D., and Young, J. S. (2000). Surfactant-assisted processing of carbon nanotube/polymer composites. *Chemistry of materials*, 12(4), 1049-1052.
- González-Guerrero, A. B., Mendoza, E., Pellicer, E., Alsina, F., Fernández-Sánchez, C., and Lechuga, L. M. (2008). Discriminating the carboxylic groups from the total acidic sites in oxidized multi-wall carbon nanotubes by means of acid–base titration. *Chemical Physics Letters*, 462(4-6), 256-259.
- Gowariker, V. R., Viswanathan, N. V., and Sreedhar, J. (2005). *Polymer Science New Age Publication (P) Ltd. New Delhi, India*, 230-245.
- Green, A. A., and Hersam, M. C. (2011). Properties and application of double-walled carbon nanotubes sorted by outer-wall electronic type. *ACS nano*, 5(2), 1459-1467.
- Grossiord, N., Loos, J., Regev, O., and Koning, C. E. (2006). Toolbox for dispersing carbon nanotubes into polymers to get conductive nanocomposites. *Chemistry of materials*, 18(5), 1089-1099.
- Guessas, H. (2020). *Comportement Mécanique d'une Plaque Nanocomposite à base de Nanotube de Carbone* (Doctoral dissertation).
- Guiderdoni, C., Pavlenko, E., Turq, V., Weibel, A., Puech, P., Estournès, C., ... and Laurent, C. (2013). The preparation of carbon nanotube (CNT)/copper composites and the effect of the number of CNT walls on their hardness, friction and wear properties. *Carbon*, 58, 185-197.
- Guldi, D. M., and Martin, N. (Eds.). (2010). *Carbon nanotubes and related structures: synthesis, characterization, functionalization, and applications*. John Wiley and Sons.
- Guo, T., Nikolaev, P., Thess, A., Colbert, D. T., and Smalley, R. E. (1995). Catalytic growth of single-walled nanotubes by laser vaporization. *Chemical physics letters*, 243(1-2), 49-54.
- Gupta, P., Bera, M., and Maji, P. K. (2017). Nanotailoring of sepiolite clay with poly [styrene-b-(ethylene-co-butylene)-b-styrene]: structure–property correlation. *Polymers for Advanced Technologies*, 28(11), 1428-1437.
- Haggenueller, R., Guthy, C., Lukes, J. R., Fischer, J. E., and Winey, K. I. (2007). Single wall carbon nanotube/polyethylene nanocomposites: thermal and electrical conductivity. *Macromolecules*, 40(7), 2417-2421.
- Hajlaoui, A., Jarraya, A., Kallel-Kamoun, I., et Dammak, F. (2012). Buckling analysis of a laminated composite plate with delaminations using the enhanced assumed strain solid shell element. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 26(10), 3213-3221.

Références

- Halliday, D., Resnick, A., and Walker, J. (2004). *Fundamentals of Physics*. New York. John Wiley and Sons, Inc, Part, 1, 3-6.
- Hamada, N., Sawada, S. I., and Oshiyama, A. (1992). New one-dimensional conductors : Graphitic microtubules. *Physical review letters*, 68(10), 1579.
- Han, Y., and Elliott, J. (2007). Molecular dynamics simulations of the elastic properties of polymer/carbon nanotube composites. *Computational Materials Science*, 39(2), 315-323.
- Harito, C., Bavykin, D. V., Yuliarto, B., Dipojono, H. K., and Walsh, F. C. (2019). Polymer nanocomposites having a high filler content: synthesis, structures, properties, and applications. *Nanoscale*, 11(11), 4653-4682.
- He, C., Zhao, N., Shi, C., Du, X., Li, J., Li, H., and Cui, Q. J. A. M. (2007). An approach to obtaining homogeneously dispersed carbon nanotubes in Al powders for preparing reinforced Al-matrix composites. *Advanced Materials*, 19(8), 1128-1132.
- Heyliger, P. R., and Reddy, J. N. (1988). A higher order beam finite element for bending and vibration problems. *Journal of sound and vibration*, 126(2), 309-326.
- Hill, D. E., Lin, Y., Rao, A. M., Allard, L. F., and Sun, Y. P. (2002). Functionalization of carbon nanotubes with polystyrene. *Macromolecules*, 35(25), 9466-9471.
- Hirsch, A. (2002). Functionalization of single-walled carbon nanotubes. *Angewandte Chemie International Edition*, 41(11), 1853-1859.
- Hottebart, P. (1994). Etude d'un composite à matrice métallique Al-SiC de fonderie: caractérisation microstructurale et comportement mécanique monotone et cyclique (Doctoral dissertation, Lille 1).
- Hou, P. X., Bai, S., Yang, Q. H., Liu, C., & Cheng, H. M. (2002). Multi-step purification of carbon nanotubes. *Carbon*, 40(1), 81-85.
- Hu, G., Zhao, C., Zhang, S., Yang, M., and Wang, Z. (2006). Low percolation thresholds of electrical conductivity and rheology in poly (ethylene terephthalate) through the networks of multi-walled carbon nanotubes. *Polymer*, 47(1), 480-488.
- Huang, J. Y., Yasuda, H., and Mori, H. (1999). Highly curved carbon nanostructures produced by ball-milling. *Chemical physics letters*, 303(1-2), 130-134.
- Huang, W., Wang, Y., Luo, G., & Wei, F. (2003). 99.9% purity multi-walled carbon nanotubes by vacuum high-temperature annealing. *Carbon*, 41(13), 2585-2590.
- Hui, D., Chipara, M., Sankar, J., and Lau, K. T. (2004). Mechanical properties of carbon nanotubes composites. *Journal of Computational and Theoretical Nanoscience*, 1(2), 204-215.
- Hutchison, J. L., Kiselev, N. A., Krinichnaya, E. P., Krestinin, A. V., Loutfy, R. O., Morawsky, A. P., ... and Zakharov, D. N. (2001). Double-walled carbon nanotubes fabricated by a hydrogen arc discharge method. *Carbon*, 39(5), 761-770.
- Iijima, S. (1991). Helical microtubules of graphitic carbon. *nature*, 354(6348), 56-58.
- Iijima, S., and Ichihashi, T. (1993). Single-shell carbon nanotubes of 1-nm diameter. *nature*, 363(6430), 603-605.
- Illaïk, A. (2008). Synthèse et caractérisation de nanocomposites polymères/hydroxydes doubles lamellaires (HDL) (Doctoral dissertation, Université Blaise Pascal-Clermont-Ferrand II).
- Imasaka, K., Kanatake, Y., Ohshiro, Y., Suehiro, J., and Hara, M. (2006). Production of carbon nanotubes and nanotubes using an intermittent arc discharge in water. *Thin solid films*, 506, 250-254.
- Jambagi, S. C., Kar, S., Brodard, P., and Bandyopadhyay, P. P. (2016). Characteristics of plasma sprayed coatings produced from carbon nanotube doped ceramic powder feedstock. *Materials & Design*, 112, 392-401.

Références

- Jeng, E. S., Moll, A. E., Roy, A. C., Gastala, J. B., and Strano, M. S. (2006). Detection of DNA hybridization using the near-infrared band-gap fluorescence of single-walled carbon nanotubes. *Nano letters*, 6(3), 371-375.
- Jia, X. M., Qian, H. J., and Lu, Z. Y. (2020). The interfacial structure and dynamics in a polymer nanocomposite containing small attractive nanoparticles: a full atomistic molecular dynamics simulation study. *Physical Chemistry Chemical Physics*, 22(20), 11400-11408.
- Jin, X., Fan, X., Lu, C., and Wang, T. (2018). Advances in oxidation and ablation resistance of high and ultra-high temperature ceramics modified or coated carbon/carbon composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 38(1), 1-28.
- Journet, C., Maser, W. K., Bernier, P., Loiseau, A., de La Chapelle, M. L., Lefrant, D. S., ... and Fischer, J. E. (1997). Large-scale production of single-walled carbon nanotubes by the electric-arc technique. *nature*, 388(6644), 756-758.
- Kam, N. W. S., O'Connell, M., Wisdom, J. A., and Dai, H. (2005). Carbon nanotubes as multifunctional biological transporters and near-infrared agents for selective cancer cell destruction. *Proceedings of the National Academy of Sciences*, 102(33), 11600-11605.
- Kar, K. K. (Ed.). (2016). *Composite materials: processing, applications, characterizations*. Springer.
- Karama, M., Afaq, K. S., and Mistou, S. (2003). Mechanical behaviour of laminated composite beam by the new multi-layered laminated composite structures model with transverse shear stress continuity. *International Journal of solids and structures*, 40(6), 1525-1546.
- Khaniki, H. B., and Ghayesh, M. H. (2020). A review on the mechanics of carbon nanotube strengthened deformable structures. *Engineering Structures*, 220, 110711.
- Kim, H. M., Kim, K., Lee, S. J., Joo, J., Yoon, H. S., Cho, S. J., ... and Lee, C. J. (2004). Charge transport properties of composites of multiwalled carbon nanotube with metal catalyst and polymer: application to electromagnetic interference shielding. *Current Applied Physics*, 4(6), 577-580.
- Kim, J. K., and Mai, Y. W. (Eds.). (1998). *Engineered interfaces in fiber reinforced composites*. Elsevier.
- Kim, P., Shi, L., Majumdar, A., and McEuen, P. L. (2001). Thermal transport measurements of individual multiwalled nanotubes. *Physical review letters*, 87(21), 215502.
- Kim, S. W., Kim, T., Kim, Y. S., Choi, H. S., Lim, H. J., Yang, S. J., and Park, C. R. (2012). Surface modifications for the effective dispersion of carbon nanotubes in solvents and polymers. *Carbon*, 50(1), 3-33.
- Kim, Y., and Luzzi, D. E. (2005). Purification of pulsed laser synthesized single wall carbon nanotubes by magnetic filtration. *The Journal of Physical Chemistry B*, 109(35), 16636-16643.
- Kingston, C. T., and Simard, B. (2003). Fabrication of carbon nanotubes. *Analytical letters*, 36(15), 3119-3145.
- Kinvi-Dossou, G. R. (2018). *Étude de la résistance à l'impact et de l'endommagement des composites stratifiés à matrice Eliumacrylique: caractérisation expérimentale et modélisation numérique multi-échelle (Doctoral dissertation)*
- Kociak, M., Suenaga, K., Hirahara, K., Saito, Y., Nakahira, T., and Iijima, S. (2002). Linking chiral indices and transport properties of double-walled carbon nanotubes. *Physical review letters*, 89(15), 155501.
- Koerner, H., Liu, W., Alexander, M., Mirau, P., Dowty, H., and Vaia, R. A. (2005). Deformation–morphology correlations in electrically conductive carbon nanotube—thermoplastic polyurethane nanocomposites. *Polymer*, 46(12), 4405-4420.

Références

- Krätschmer, W., Fostiropoulos, K., and Huffman, D. R. (1990). The infrared and ultraviolet absorption spectra of laboratory-produced carbon dust: evidence for the presence of the C₆₀ molecule. *Chemical Physics Letters*, 170(2-3), 167-170.
- Krishnan, A., Dujardin, E., Ebbesen, T. W., Yianilos, P. N., and Treacy, M. M. J. (1998). Young's modulus of single-walled nanotubes. *Physical review B*, 58(20), 14013.
- Kroto, H. W. (1982). Tilden Lecture. Semistable molecules in the laboratory and in space. *Chemical Society Reviews*, 11(4), 435-491.
- Kroto, H. W., Heath, J. R., O'Brien, S. C., Curl, R. F., and Smalley, R. E. (1985). C₆₀: buckminsterfullerene. *nature*, 318(6042), 162-163.
- Kumar, S., Rani, R., Dilbaghi, N., Tankeshwar, K., and Kim, K. H. (2017). Carbon nanotubes: a novel material for multifaceted applications in human healthcare. *Chemical society reviews*, 46(1), 158-196.
- Kumar, S., Rani, R., Dilbaghi, N., Tankeshwar, K., and Kim, K. H. (2017). Carbon nanotubes: a novel material for multifaceted applications in human healthcare. *Chemical society reviews*, 46(1), 158-196.
- Lamnini, S., Károly, Z., Bódis, E., Balázsi, K., and Balázsi, C. (2019). Influence of structure on the hardness and the toughening mechanism of the sintered 8YSZ/MWCNTs composites. *Ceramics International*, 45(4), 5058-5065.
- Lange, H., Sioda, M., Huczko, A., Zhu, Y. Q., Kroto, H. W., and Walton, D. R. M. (2003). Nanocarbon production by arc discharge in water. *Carbon*, 41(8), 1617-1623.
- Li, C., and Chou, T. W. (2003). Elastic moduli of multi-walled carbon nanotubes and the effect of van der Waals forces. *Composites Science and Technology*, 63(11), 1517-1524.
- Li, G. Y., Wang, P. M., and Zhao, X. (2005). Mechanical behavior and microstructure of cement composites incorporating surface-treated multi-walled carbon nanotubes. *Carbon*, 43(6), 1239-1245.
- Li, H., Guan, L., Shi, Z., and Gu, Z. (2004). Direct synthesis of high purity single-walled carbon nanotube fibers by arc discharge. *The Journal of Physical Chemistry B*, 108(15), 4573-4575.
- Li, H., Pang, F., Miao, X., and Li, Y. (2019). Jacobi–Ritz method for free vibration analysis of uniform and stepped circular cylindrical shells with arbitrary boundary conditions: a unified formulation. *Computers & mathematics with applications*, 77(2), 427-440.
- Li, J., Ma, P. C., Chow, W. S., To, C. K., Tang, B. Z., and Kim, J. K. (2007). Correlations between percolation threshold, dispersion state, and aspect ratio of carbon nanotubes. *Advanced Functional Materials*, 17(16), 3207-3215.
- Li, J., Ma, P. C., Chow, W. S., To, C. K., Tang, B. Z., and Kim, J. K. (2007). Correlations between percolation threshold, dispersion state, and aspect ratio of carbon nanotubes. *Advanced Functional Materials*, 17(16), 3207-3215.
- Liu, Y., Gao, L., Sun, J., Zheng, S., Jiang, L., Wang, Y., ... and Noda, K. (2007). A multi-step strategy for cutting and purification of single-walled carbon nanotubes. *Carbon*, 45(10), 1972-1978.
- Lonjon, A., Laffont, L., Demont, P., Dantras, E., and Lacabanne, C. (2010). Structural and electrical properties of gold nanowires/P(VDF-TrFE) nanocomposites. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 43(34), 345401.
- Lu KL, Lago RM, Chen YK, Green MLH, Harris PJF, and Tsang SC (1996). Mechanical damage of carbon nanotubes by ultrasound. *Carbon*, 34, 814-6
- Lu, J. P. (1997). Elastic properties of single and multilayered nanotubes. *Journal of physics and chemistry of solids*, 58(11), 1649-1652.

Références

- Ma, P. C., Mo, S. Y., Tang, B. Z., and Kim, J. K. (2010). Dispersion, interfacial interaction and re-agglomeration of functionalized carbon nanotubes in epoxy composites. *Carbon*, 48(6), 1824-1834.
- Ma, P. C., Siddiqui, N. A., Marom, G., & Kim, J. K. (2010). Dispersion and functionalization of carbon nanotubes for polymer-based nanocomposites: A review. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 41(10), 1345-1367.
- Ma, P. C., Tang, B. Z., and Kim, J. K. (2008). Conversion of semiconducting behavior of carbon nanotubes using ball milling. *Chemical Physics Letters*, 458(1-3), 166-169.
- Ma, P. C., Wang, S. Q., Kim, J. K., and Tang, B. Z. (2009). In-situ amino functionalization of carbon nanotubes using ball milling. *Journal of nanoscience and nanotechnology*, 9(2), 749-753.
- Machado, M. L., Valentini, L., Biagiotti, J., and Kenny, J. M. (2005). Thermal and mechanical properties of single-walled carbon nanotubes–polypropylene composites prepared by melt processing. *Carbon*, 43(7), 1499-1505.
- Marcoux, P. R. (2002). Réactivité et manipulation de nanotubes de carbone monocouches: fonctionnalisation de surface par greffage covalent et mise en œuvre comme agent structurant (Doctoral dissertation, Université d'Angers).
- Maruzhenko, O. (2019). Structure, thermal and electrical properties of nanocomposites with hybrid fillers (Doctoral dissertation, Lyon).
- Matos, A. C., Marques, C. F., Pinto, R. V., Ribeiro, I. A., Gonçalves, L. M., Vaz, M. A., ... and Bettencourt, A. F. (2015). Novel doped calcium phosphate-PMMA bone cement composites as levofloxacin delivery systems. *International journal of pharmaceutics*, 490(1-2), 200-208.
- Mazinani, S., Ajji, A., and Dubois, C. (2009). Morphology, structure and properties of conductive PS/CNT nanocomposite electrospun mat. *Polymer*, 50(14), 3329-3342.
- Meincke, O., Kaempfer, D., Weickmann, H., Friedrich, C., Vathauer, M., and Warth, H. (2004). Mechanical properties and electrical conductivity of carbon-nanotube filled polyamide-6 and its blends with acrylonitrile/butadiene/styrene. *Polymer*, 45(3), 739-748.
- Meneghetti, P., and Qutubuddin, S. (2006). Synthesis, thermal properties and applications of polymer-clay nanocomposites. *Thermochimica acta*, 442(1-2), 74-77.
- Mirabotalebi, S. O., and Akbari, G. H. (2017). Methods for synthesis of carbon nanotubes—review. *Int. J. Bio-Inorg. Hybr. Nanomater*, 6(2), 49-57.
- Moisala, A., Li, Q., Kinloch, I. A., and Windle, A. H. (2006). Thermal and electrical conductivity of single- and multi-walled carbon nanotube-epoxy composites. *Composites science and technology*, 66(10), 1285-1288.
- Moniruzzaman, M., and Winey, K. I. (2006). Polymer nanocomposites containing carbon nanotubes. *Macromolecules*, 39(16), 5194-5205.
- Mortensen, A. (Ed.). (2006). *Concise encyclopedia of composite materials*. Elsevier.
- Mukhopadhyay, K., Dwivedi, C. D., and Mathur, G. N. (2002). Conversion of carbon nanotubes to carbon nanofibers by sonication. *Carbon*, 40(8), 1373-1376.
- Navarro-Pardo, F., Martinez-Hernandez, A. L., and Velasco-Santos, C. (2016). Carbon nanotube and graphene based polyamide electrospun nanocomposites: a review. *Journal of Nanomaterials*, 2016.
- Nessim, G. D. (2010). Properties, synthesis, and growth mechanisms of carbon nanotubes with special focus on thermal chemical vapor deposition. *Nanoscale*, 2(8), 1306-1323.
- Niino, M., and Maeda, S. (1990). Recent development status of functionally gradient materials. *Isij International*, 30(9), 699-703.

Références

- Niyogi, S., Hamon, M. A., Hu, H., Zhao, B., Bhowmik, P., Sen, R., ... and Haddon, R. C. (2002). Chemistry of single-walled carbon nanotubes. *Accounts of Chemical Research*, 35(12), 1105-1113.
- Novoselov, K. S., Geim, A. K., Morozov, S. V., Jiang, D. E., Zhang, Y., Dubonos, S. V., ... and Firsov, A. A. (2004). Electric field effect in atomically thin carbon films. *science*, 306(5696), 666-669.
- Olivera, N., Rouf, T. B., Bonilla, J. C., Carriazo, J. G., Dianda, N., and Kokini, J. L. (2019). Effect of LAPONITE® addition on the mechanical, barrier and surface properties of novel biodegradable kafirin nanocomposite films. *Journal of Food Engineering*, 245, 24-32.
- Öncel, Ç., and Yürüm, Y. (2006). Carbon nanotube synthesis via the catalytic CVD method: A review on the effect of reaction parameters. *Fullerenes, Nanotubes, and Carbon Nonstructures*, 14(1), 17-37.
- Overney, G., Zhong, W., and Tomanek, D. (1993). Structural rigidity and low frequency vibrational modes of long carbon tubules. *Zeitschrift für Physik D Atoms, Molecules and Clusters*, 27(1), 93-96.
- Pang, F., Li, H., Cui, J., Du, Y., and Gao, C. (2019). Application of Flugge thin shell theory to the solution of free vibration behaviors for spherical-cylindrical-spherical shell: a unified formulation. *European journal of mechanics-A/solids*, 74, 381-393.
- Pang, G., Zhang, S., Zhou, X., Yu, H., Wu, Y., Jiang, T., ... and Zhang, L. W. (2019). Immunoactive polysaccharide functionalized gold nanocomposites promote dendritic cell stimulation and antitumor effects. *Nanomedicine*, 14(10), 1291-1306.
- Papanicolaou, G. C., Paipetis, S. A., and Theocaris, P. S. (1978). The concept of boundary interphase in composite mechanics. *Colloid and Polymer Science*, 256(7), 625-630.
- Paramsothy, M., Hassan, S. F., Srikanth, N., and Gupta, M. (2010). Simultaneous enhancement of tensile/compressive strength and ductility of magnesium alloy AZ31 using carbon nanotubes. *Journal of nanoscience and nanotechnology*, 10(2), 956-964.
- Paszkiewicz, S., Pawelec, I., Szymczyk, A., et Roslaniec, Z. (2015). Thermoplastic elastomers containing 2D nanofillers: montmorillonite, graphene nanoplatelets and oxidized graphene platelets. *Polish Journal of Chemical Technology*, 17(4).
- Patole, S. P., Alegaonkar, P. S., Lee, H. C., and Yoo, J. B. (2008). Optimization of water assisted chemical vapor deposition parameters for super growth of carbon nanotubes. *Carbon*, 46(14), 1987-1993.
- Phuong, D. D., Van Trinh, P., Van An, N., Van Luan, N., Minh, P. N., Khisamov, R. K., ... and Nazarov, A. A. (2014). Effects of carbon nanotube content and annealing temperature on the hardness of CNT reinforced aluminum nanocomposites processed by the high pressure torsion technique. *Journal of Alloys and Compounds*, 613, 68-73.
- Pötschke, P., Bhattacharyya, A. R., and Janke, A. (2004). Carbon nanotube-filled polycarbonate composites produced by melt mixing and their use in blends with polyethylene. *Carbon*, 42(5-6), 965-969.
- Pozegic, T. R., Anguita, J. V., Hamerton, I., Jayawardena, K. D. I., Chen, J. S., Stolojan, V., ... and Silva, S. R. P. (2016). Multi-functional carbon fibre composites using carbon nanotubes as an alternative to polymer sizing. *Scientific reports*, 6(1), 1-11.
- Quaresimin, M., Salviato, M., and Zappalorto, M. (2012). Strategies for the assessment of nanocomposite mechanical properties. *Composites Part B: Engineering*, 43(5), 2290-2297.
- Raman, V., Bhatia, G., Mishra, A., Sengupta, P. R., and Saha, M. (2005). Development of carbon-ceramic composites. *Materials Science and Engineering: A*, 412(1-2), 31-36.

Références

- Reddy, J. N. (2003). *Mechanics of laminated composite plates and shells: theory and analysis*. CRC press.
- Reissner, E. (1945). The effect of transverse shear deformation on the bending of elastic plates.
- Ruoff, R. S., Qian, D., and Liu, W. K. (2003). Mechanical properties of carbon nanotubes: theoretical predictions and experimental measurements. *Comptes Rendus Physique*, 4(9), 993-1008.
- Sagara, T., Kurumi, S., and Suzuki, K. (2014). Growth of linear Ni-filled carbon nanotubes by local arc discharge in liquid ethanol. *Applied surface science*, 292, 39-43.
- Salas, W., Alba-Baena, N. G., and Murr, L. E. (2007). Explosive Shock-Wave consolidation of aluminum Powder/Carbon nanotube aggregate mixtures: optical and electron metallography. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38(12), 2928-2935.
- Sandler, J., Shaffer, M. S. P., Prasse, T., Bauhofer, W., Schulte, K., and Windle, A. H. (1999). Development of a dispersion process for carbon nanotubes in an epoxy matrix and the resulting electrical properties. *Polymer*, 40(21), 5967-5971.
- Sano, N., Wang, H., Chhowalla, M., Alexandrou, I., and Amaratunga, G. A. J. (2001). Synthesis of carbon 'onions' in water. *Nature*, 414(6863), 506-507.
- Schmid, C. F., and Klingenberg, D. J. (2000). Mechanical flocculation in flowing fiber suspensions. *Physical Review Letters*, 84(2), 290.
- Sellak, R. (2013). *Elaboration et caractérisation d'une résine thermodurcissable conductrice* (Doctoral dissertation).
- Sen, R., Zhao, B., Perea, D., Itkis, M. E., Hu, H., Love, J., ... and Haddon, R. C. (2004). Preparation of single-walled carbon nanotube reinforced polystyrene and polyurethane nanofibers and membranes by electrospinning. *Nano letters*, 4(3), 459-464.
- Septiani, N. L. W., Yulianto, B., and Dipojono, H. K. (2017). Multiwalled carbon nanotubes–zinc oxide nanocomposites as low temperature toluene gas sensor. *Applied Physics A*, 123(3), 166.
- Seshan, S., Guruprasad, A., Prabha, M., and Sudhakar, A. (1996). Fibre-reinforced metal matrix composites--a review. *Journal of the Indian Institute of Science*, 76(1), 1.
- Shahjamali, M. M., Salvador, M., Bosman, M., Ginger, D. S., and Xue, C. (2014). Edge-gold-coated silver nanoprisms: enhanced stability and applications in organic photovoltaics and chemical sensing. *The Journal of Physical Chemistry C*, 118(23), 12459-12468.
- Shahrabaki, E. A., and Alibeigloo, A. (2014). Three-dimensional free vibration of carbon nanotube-reinforced composite plates with various boundary conditions using Ritz method. *Composite Structures*, 111, 362-370.
- Sharpe, L. H. (1972). The interphase in adhesion. *The Journal of Adhesion*, 4(1), 51-64.
- Shehata, N., Clavel, M., Meehan, K., Samir, E., Gaballah, S., and Salah, M. (2015). Enhanced erbium-doped ceria nanostructure coating to improve solar cell performance. *Materials*, 8(11), 7663-7672.
- Shen, C., Brozena, A. H., and Wang, Y. (2011). Double-walled carbon nanotubes: challenges and opportunities. *Nanoscale*, 3(2), 503-518.
- Shen, H. S. (2009), "Nonlinear bending of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite plates in thermal environments", *Composite Structures*, 91(1), 9-19.
- Shen, H. S. (2016). *Functionally graded materials: nonlinear analysis of plates and shells*. CRC press.
- Shet, C., Chandra, N., and Namilae, S. (2005). Defect–Defect Interaction in Carbon Nanotubes under Mechanical Loading. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 12(1), 55-65.

Références

- Shukla, A. K., Nayan, N., Murty, S. V. S. N., Sharma, S. C., Chandran, P., Bakshi, S. R., and George, K. M. (2013). Processing of copper–carbon nanotube composites by vacuum hot pressing technique. *Materials Science and Engineering: A*, 560, 365-371.
- Simões, S., Viana, F., Reis, M. A., and Vieira, M. F. (2017). Aluminum and nickel matrix composites reinforced by CNTs: dispersion/mixture by ultrasonication. *Metals*, 7(7), 279.
- Simsek, M. (2010), “Fundamental frequency analysis of functionally graded beams by using different higher-order beam theories”, *Nuclear Engineering and Design*, 240(4), 697-705.
- Singh, P., Campidelli, S., Giordani, S., Bonifazi, D., Bianco, A., and Prato, M. (2009). Organic functionalisation and characterisation of single-walled carbon nanotubes. *Chemical Society Reviews*, 38(8), 2214-2230.
- Ślosarczyk, A., Wojciech, S., Piotr, Z., and Paulina, J. (2015). Synthesis and characterization of carbon fiber/silica aerogel nanocomposites. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 416, 1-3.
- Su, F., Liu, C., Guo, J., and Huang, P. (2013). Characterizations of nanocrystalline Co and Co/MWCNT coatings produced by different electrodeposition techniques. *Surface and Coatings Technology*, 217, 94-104.
- Su, Y., and Zhang, Y. (2015). Carbon nanomaterials synthesized by arc discharge hot plasma. *Carbon*, 83, 90-99.
- Subramaniam, C., Yamada, T., Kobashi, K., Sekiguchi, A., Futaba, D. N., Yumura, M., and Hata, K. (2013). One hundred fold increase in current carrying capacity in a carbon nanotube–copper composite. *Nature communications*, 4(1), 1-7.
- Sun, C., Liu, Y., Ding, W., Gou, Y., Xu, K., Xia, G., and Ding, Q. (2013). Synthesis and characterization of superparamagnetic CoFe₂O₄/MWCNT hybrids for tumor-targeted therapy. *Journal of nanoscience and nanotechnology*, 13(1), 236-241.
- Tagrara, S. H., Benachour, A., Bouiadjra, M. B., and Tounsi, A. (2015). On bending, buckling and vibration responses of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite beams. *Steel and Composite Structures*, 19(5), 1259-1277.
- Tans, S. J., Devoret, M. H., Dai, H., Thess, A., Smalley, R. E., Geerligs, L. J., and Dekker, C. (1997). Individual single-wall carbon nanotubes as quantum wires. *Nature*, 386(6624), 474-477.
- Tans, S. J., Verschueren, A. R., and Dekker, C. (1998). Room-temperature transistor based on a single carbon nanotube. *Nature*, 393(6680), 49-52.
- Thess, A., Lee, R., Nikolaev, P., Dai, H., Petit, P., Robert, J., and Smalley, R. E. (1996). Crystalline ropes of metallic carbon nanotubes. *science*, 273(5274), 483-487.
- Thomas, S., and Stephen, R. (Eds.). (2010). *Rubber nanocomposites: preparation, properties, and applications*. John Wiley and Sons.
- Thostenson, E. T., and Chou, T. W. (2006). Processing-structure-multi-functional property relationship in carbon nanotube/epoxy composites. *Carbon*, 44(14), 3022-3029. Li, Y. B., Wei, B. Q., Liang, J., Yu, Q., and Wu, D. H. (1999). Transformation of carbon nanotubes to nanoparticles by ball milling process. *Carbon*, 37(3), 493-497.
- Thostenson, E. T., Ren, Z., and Chou, T. W. (2001). Advances in the science and technology of carbon nanotubes and their composites: a review. *Composites science and technology*, 61(13), 1899-1912.
- Timoshenko, S. P. (1921). LXVI. On the correction for shear of the differential equation for transverse vibrations of prismatic bars. *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, 41(245), 744-746.

Références

- Tjong, S. C. (2013). Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 74(10), 281-350.
- Tobias, G., Mendoza, E., and Ballesteros, B. (2012). Functionalization of carbon nanotubes. *Encyclopedia of nanotechnology*. Springer Netherlands, Dordrecht, 911-919.
- Toubestani, D. H., Ghoranneviss, M., Mahmoodi, A., and Zareh, M. R. (2010, January). CVD growth of carbon nanotubes and nanofibers: big length and constant diameter. In *Macromolecular symposia* (Vol. 287, No. 1, pp. 143-147). Weinheim: WILEY-VCH Verlag.
- Touratier, M. (1991). An efficient standard plate theory. *International journal of engineering science*, 29(8), 901-916.
- Treacy, M. J., Ebbesen, T. W., and Gibson, J. M. (1996). Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes. *nature*, 381(6584), 678-680.
- Velasco-Santos, C., Martínez-Hernández, A. L., Fisher, F. T., Ruoff, R., and Castano, V. M. (2003). Improvement of thermal and mechanical properties of carbon nanotube composites through chemical functionalization. *Chemistry of materials*, 15(23), 4470-4475.
- Vengatesan, M. R., and Mittal, V. (2016). Nanoparticle-and nanofiber-based polymer nanocomposites: an overview. *Spherical and fibrous filler composites*, 1(1).
- Verdejo, R., Bernal, M. M., Romasanta, L. J., Tapiador, F. J., and Lopez-Manchado, M. A. (2011). Reactive nanocomposite foams. *Cellular polymers*, 30(2), 45-62.
- Villalpando-Paez, F., Son, H., Nezich, D., Hsieh, Y. P., Kong, J., Kim, Y. A., ...and Dresselhaus, M. S. (2008). Raman spectroscopy study of isolated double-walled carbon nanotubes with different metallic and semiconducting configurations. *Nano letters*, 8(11), 3879-3886.
- Wan, J., Kaplan, A. F., Zheng, J., Han, X., Chen, Y., Weadock, N. J., ... and Hu, L. (2014). Two dimensional silicon nanowalls for lithium ion batteries. *Journal of materials chemistry A*, 2(17), 6051-6057.
- Wang, L., Tu, J. P., Chen, W. X., Wang, Y. C., Liu, X. K., Olk, C., ... and Zhang, X. B. (2003). Friction and wear behavior of electroless Ni-based CNT composite coatings. *Wear*, 254(12), 1289-1293.
- Wang, X., Padture, N. P., and Tanaka, H. (2004). Contact-damage-resistant ceramic/single-wall carbon nanotubes and ceramic/graphite composites. *Nature materials*, 3(8), 539-544.
- Wang, X., Xing, W., Feng, X., Song, L., and Hu, Y. (2017). MoS₂/polymer nanocomposites : preparation, properties, and applications. *PolymRev* 57 (3): 3724.
- Wang, Y., Yuan, H., Ma, P., Bai, H., Chen, M., Dong, W., ... and Deshmukh, Y. S. (2017). Superior performance of artificial nacre based on graphene oxide nanosheets. *ACS appliedmaterials& interfaces*, 9(4), 4215-4222.
- Wang, Z. X., and Shen, H. S. (2011). Nonlinear vibration of nanotube-reinforced composite plates in thermal environments. *Computational Materials Science*, 50(8), 2319-2330.
- Wattanasakulpong, N., and Ungbhakorn, V. (2013). Analytical solutions for bending, buckling and vibration responses of carbon nanotube-reinforced composite beams resting on elastic foundation. *Computational Materials Science*, 71, 201-208.
- Wei, J., Jia, Y., Shu, Q., Gu, Z., Wang, K., Zhuang, D., ... and Wu, D. (2007). Double-walled carbon nanotube solar cells. *Nano letters*, 7(8), 2317-2321.
- William F.. Smith, Hashemi, J., and Presuel-Moreno, F. (2006). *Foundations of materials science and engineering*. Mcgraw-Hill Publishing.

Références

- Wong, M., Paramsothy, M., Xu, X. J., Ren, Y., Li, S., and Liao, K. (2003). Physical interactions at carbon nanotube-polymer interface. *Polymer*, 44(25), 7757-7764.
- Xia, Z., Riester, L., Curtin, W. A., Li, H., Sheldon, B. W., Liang, J., ... and Xu, J. M. (2004). Direct observation of toughening mechanisms in carbon nanotube ceramic matrix composites. *Acta Materialia*, 52(4), 931-944.
- Yan, D. W., Zhong, J., Wang, C. R., and Wu, Z. Y. (2007). Near-edge X-ray absorption fine structure spectroscopy-assisted purification of single-walled carbon nanotubes. *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, 62(6-7), 711-716.
- Yang, J., Zhang, Z., Friedrich, K., and Schlarb, A. K. (2007). Creep resistant polymer nanocomposites reinforced with multiwalled carbon nanotubes. *Macromolecular rapid communications*, 28(8), 955-961.
- Yang, K., Gu, M., Guo, Y., Pan, X., and Mu, G. (2009). Effects of carbon nanotube functionalization on the mechanical and thermal properties of epoxy composites. *Carbon*, 47(7), 1723-1737.
- Yang, X., Zou, T., Shi, C., Liu, E., He, C., and Zhao, N. (2016). Effect of carbon nanotube (CNT) content on the properties of in-situ synthesis CNT reinforced Al composites. *Materials Science and Engineering : A*, 660, 11-18.
- Yas, M. H., and Samadi, N. (2012). Free vibrations and buckling analysis of carbon nanotube-reinforced composite Timoshenko beams on elastic foundation. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 98, 119-128.
- Yin, J., Zhan, F., Jiao, T., Deng, H., Zou, G., Bai, Z., ... and Peng, Q. (2020). Highly efficient catalytic performances of nitro compounds via hierarchical PdNPs-loaded MXene/polymer nanocomposites synthesized through electrospinning strategy for wastewater treatment. *Chinese Chemical Letters*, 31(4), 992-995.
- Yu, M. F., Lourie, O., Dyer, M. J., Moloni, K., Kelly, T. F., and Ruoff, R. S. (2000). Strength and breaking mechanism of multiwalled carbon nanotubes under tensile load. *Science*, 287(5453), 637-640.
- Zaoui, F. Z., Ouinas, D., and Tounsi, A. (2019). New 2D and quasi-3D shear deformation theories for free vibration of functionally graded plates on elastic foundations. *Composites Part B: Engineering*, 159, 231-247.
- Zhang, Q. H., and Chen, D. J. (2004). Percolation threshold and morphology of composites of conducting carbon black/polypropylene/EVA. *Journal of materials science*, 39(5), 1751-1757.
- Zhang, Z. Y., and Xu, X. C. (2015). Nondestructive covalent functionalization of carbon nanotubes by selective oxidation of the original defects with K₂FeO₄. *Applied Surface Science*, 346, 520-527.
- Zheng, B., Li, Y., and Liu, J. (2002). CVD synthesis and purification of single-walled carbon nanotubes on aerogel-supported catalyst. *Applied Physics A*, 74(3), 345-348.
- Zhou, J. P., Gong, Q. M., Yuan, K. Y., Wu, J. J., Fang Chen, Y., Li, C. S., and Liang, J. (2009). The effects of multiwalled carbon nanotubes on the hot-pressed 3 mol% yttria stabilized zirconia ceramics. *Materials Science and Engineering: A*, 520(1-2), 153-157.
- Zhu, P., Lei, Z. X., and Liew, K. M. (2012). Static and free vibration analyses of carbon nanotube-reinforced composite plates using finite element method with first order shear deformation plate theory. *Composite Structures*, 94(4), 1450-1460.
- Zhu, T. T., Zhou, C. H., Kabwe, F. B., Wu, Q. Q., Li, C. S., and Zhang, J. R. (2019). Exfoliation of montmorillonite and related properties of clay/polymer nanocomposites. *Applied Clay Science*, 169, 48-66.

Références

- ZIDOUR, M. (2012). Etude du comportement mécanique des nanotubes en carbone entourés par une matrice polymère (Doctoral dissertation, Université de Sidi Bel abbes).