

RÉPUBLIQUE ALGÉRIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE
UNIVERSITÉ IBN KHALDOUN DE TIARET.



FACULTÉ DES SCIENCES APPLIQUÉES
DÉPARTEMENT GÉNIE CIVIL

Mémoire de fin d'études en vue de l'obtention du diplôme de Master

Spécialité : Génie Civil

Option : Structures

Présenté par :

KHALDI Khouloud

BELHOUT Nawal

Sujet du mémoire

ETUDE DES RÉPONSES EN FLEXION ET FLAMBEMENT
DES POUTRES COMPOSITES RENFORCÉES PAR NTC
GRADUÉES

Soutenu publiquement le 13/06 /2023 devant le jury composé de :

Pr. BOUAKKAZ Khaled

Pr. CHIKH Abdelbaki

MCB. KHILOUN Mokhtar

MCA. BELMAHI Samir

Président

Rapporteur

Examineur

Examineur

PROMOTION : 2022 /2023

بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ



Remerciements



Nous tenons remercier en premier lieu ALLAH qui nous donne la force d'achever ce modeste travail ainsi que nous exprimons nos sincères gratitude à toute personne qui a contribué de près au loin à l'accomplissement de ce travail.

*J'exprime en premier lieu à notre encadreur de mémoire **Mr : CHIKH ABDELBAKI**, pour sa patience, sa disponibilité et surtout ses judicieux conseils, qui ont contribué à alimenter notre réflexion.*

Ainsi qu'a tous nous enseignants « les membres de jury » :

- ❖ **Mr : Belmahi Samir***
- ❖ **Mr : khiloun Mokhtar***
- ❖ **Mr: Bouakkaz Khaled***

Nous tenons à adresser nos sincères remerciements à tous les enseignants qui ont participé à notre formation.

Nous remercier également notre chef département

- ❖ **Mr : Rabahi Abderezak***

Enfin, un immense merci à nos parents, nos frères, nos sœurs et nos amis pour leurs encouragements, soutiens, conseils et aides.

Merci à vous tous



Dédicace



Je dédie ce modeste travail avec un grand amour, sincérité et fierté :

A celui qui je chère pour tous ses sacrifices, son tendresse, son amour

Mon très cher père Rachid

A celle qui m'a enfanté, ma raison de vivre, mon symbole d'amour

Ma très Chère mère kheira

A mon seul frère Habib mon soutien et ma force

*A ma seule sœur Wafika pour ses encouragements permanentes, et son soutien
moral*

A mon fiancé Karim pour sa confiance et son soutien constant

A mon encadreur Mr Chikh Abdelbaki

A toute les membres de ma famille Khaldi petites et grandes

*Ainsi qu'a tous mes amis et collègues de l'institut de génie civil 2 année master
spécialité structure promotion 2023*

Un grand merci d'être toujours là pour moi.



Khaldi Khouloud



Dédicace



Je tiens c'est avec grand plaisir que je dédie ce modeste travail :

A ma chère mère,

A mon cher père,

Qui n'a jamais cessé de prier pour moi, de me soutenir pour que je puisse atteindre mes objectifs.

A mon frère Ahmed

A mes chères sœurs Hanane et Nasira

Pour ses soutiens et leurs conseils précieux tout au long de mes études.

A ma chère binôme khouloud

Pour leur soutien indéfectible et leur patience infini

A mes chères Ouiam, Fatima

Pour leurs aides et supports dans les moments difficiles

A toute ma famille

A tous mes autres amis

A tous ceux que j'aime et qui m'aime

Belhout Nawal



Résumé

Dans ce travail, nous avons utilisé une théorie raffinée des poutres pour analyser la flexion et le flambement des poutres composites renforcées par des nanotubes de carbone (CNTRC) reposant sur une fondation élastique de type Winkler-Pasternak. Cette théorie prend en compte l'effet de déformation de cisaillement et considère trois inconnues, similaire à la poutre de Timoshenko (TBM), sans inclure un facteur de correction de cisaillement.

Les nanotubes de carbone à paroi simple (SWCNT) sont alignés et répartis dans une matrice polymère selon différents motifs de renforcement. Les propriétés matérielles des poutres CNTRC sont évaluées en utilisant la loi de mélange, qui permet de prendre en compte les effets de renforcement des nanotubes de carbone.

Pour vérifier l'exactitude de la théorie utilisée, nous avons réalisé plusieurs études comparatives en comparant nos résultats avec ceux disponibles dans la littérature. Cela vous permet de valider notre approche et de montrer la cohérence de nos résultats.

De plus, nous avons étudié les effets des différents paramètres de la poutre sur les réponses en flexion et en flambement des poutres CNTRC. Cela inclut des paramètres tels que la géométrie de la poutre, la distribution des nanotubes de carbone, les propriétés de la fondation élastique, les fractions volumiques de CNT, etc. En analysant ces paramètres, nous sommes en mesure de discuter de leur influence sur le comportement mécanique des poutres CNTRC.

Notre travail consiste à utiliser une théorie raffinée des poutres pour analyser les poutres CNTRC renforcées par des nanotubes de carbone. nous vérifions l'exactitude de la théorie en la comparant avec d'autres études, et nous discutons les effets des différents paramètres sur le comportement mécanique des poutres CNTRC.

Mots clés : Poutres CNTRC, flexion, flambement, fondation élastique.

Abstract

In this work, we used a refined beam theory to analyze the bending and buckling of carbon nanotube reinforced composite beams (CNTRC) resting on a Winkler-Pasternak type elastic foundation. This theory takes into account the effect of shear deformation and considers three unknowns, similar to the Timoshenko beam (TBM), without including a shear correction factor.

Single-walled carbon nanotubes (SWCNTs) are aligned and distributed in a polymer matrix in different reinforcement patterns. The material properties of the CNTRC beams are evaluated using the mixing law, which allows for the reinforcement effects of the carbon nanotubes.

To verify the accuracy of the theory used, we performed several comparative studies by comparing our results with those available in the literature. This allows us to validate our approach and to show the consistency of our results.

In addition, we have studied the effects of different beam parameters on the bending and buckling responses of CNTRC beams. This includes parameters such as beam geometry, carbon nanotube distribution, elastic foundation properties, CNT volume fractions, etc. By analyzing these parameters, we are able to discuss their influence on the mechanical behavior of CNTRC beams.

Our work is to use a refined beam theory to analyze CNTRC beams strengthened with carbon nanotubes. We verify the accuracy of the theory by comparing it with other studies, and we discuss the effects of different parameters on the mechanical behavior of CNTRC beams.

Keywords : CNTRC beams, bending, buckling, elastic foundation.

ملخص

في هذا العمل، استخدمنا نظرية الروافد لتحليل الانحناء والالتواء من الروافد الكربونية النانو المركبة على أساس مرن وينكلر-باسترناك. تأخذ هذه النظرية بعين الاعتبار تأثير تشوه القص وتستعمل ثلاثة مجاهيل، على غرار رافدة تيموشينكو، دون تضمين عامل تصحيح القص.

يتم محاذاة الأنابيب النانوية الكربونية أحادية الجدران وتوزيعها في مصفوفة بوليمر وفقا لأنماط التعزيز المختلفة. يتم تقييم الخصائص المادية للروافد باستخدام قانون الخلط، والذي يسمح بأخذ تأثيرات التعزيز للأنابيب النانوية الكربونية في الاعتبار.

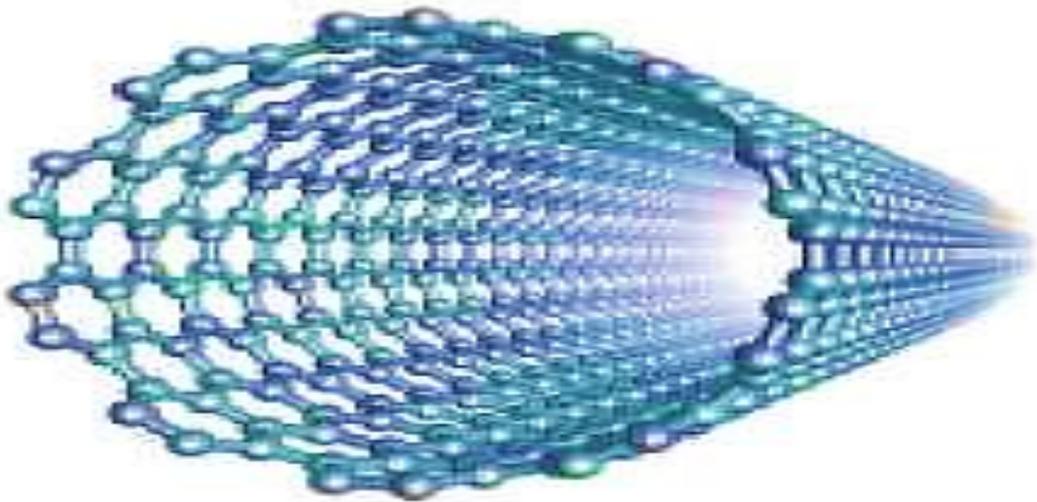
للتحقق من دقة النظرية المستخدمة، أجرينا العديد من الدراسات المقارنة التي تقارن نتائجنا مع تلك المتاحة في الأدبيات. هذا يسمح لك للتحقق من صحة نهجنا وإظهار اتساق نتائجنا.

بالإضافة إلى ذلك، درسنا تأثيرات معلمات الروافد المختلفة على استجابات الانحناء والالتواء من الروافد. وهذا يشمل معلمات مثل هندسة الرافدة، توزيع أنابيب الكربون النانوية، خصائص الأساس المرن، الكسور الحجمية، الخ من خلال تحليل هذه المعلمات، يمكننا مناقشة تأثيرها على السلوك الميكانيكي للروافد.

يتضمن عملنا استخدام هذه النظرية لتحليل الروافد المعززة بالأنابيب النانوية الكربونية. نتحقق من دقة النظرية من خلال مقارنتها بدراسات أخرى، وناقش تأثيرات المعلمات المختلفة على السلوك الميكانيكي للروافد.

الكلمات المفتاحية: الروافد النانو المركبة، الانحناء، الالتواء، الأساس المرن.

SOMMAIRE



Sommaire

Remerciements	i
Dédicace	ii
Résumé	iv
Abstract	v
ملخص	vi
Liste Des Figures	xii
Liste Des Tableaux	xv
Liste Des Abréviations	xvii
Liste Des Notations	xviii
Introduction Générale :	1
CHAPITRE I : GÉNÉRALITÉS SUR LES NANOTUBES DE CARBONE	
I.1 Introduction :	4
I.2 Historique des nanotubes de carbone	4
I.3 Le carbone	5
I.4 Les formes classiques du carbone	6
I.4.1 Le graphite	6
I.4.2 Le diamant	7
I.4.3 Les carbones "non organisés"	7
I.5 Les nouvelles formes du carbone	8
I.5.1 Les Fullerènes et dérivés	8
I.5.2 Nanotube de carbone	10
I.5.3 Le graphène	10
I.6 Structure des nanotubes de carbone	11
I.6.1 Nanotubes de carbone mono feuillets, SWNT (Single Walled Nanotube)	11
I.6.2 Nanotubes de carbone multi feuillets, MWNT (Multi Walled Nanotubes).....	13
I.6.3 Nanotubes de carbone double feuillets, DWNT (double Walle Nanotubes).....	14
I.7 Modes de synthèse des nanotubes de carbone.....	15
I.7.1 Méthode de l'arc électrique	16
I.7.2 Méthode d'Ablation Laser	17
I.7.3 Méthode de dépôt chimique en phase vapeur	18
I.7.4 Décomposition catalytique (<i>HiPCO</i>).....	20
I.8 Purification des nanotubes	21
I.8.1 Les méthodes chimiques.....	21
I.8.2 Les méthodes physiques	22
I.8.3 Ouverture des nanotubes.....	22

I.9 Applications technologiques des nanotubes de carbone	23
I.10 Propriétés des nanotubes de carbone.....	23
I.10.1 Propriétés mécaniques	23
I.10.2 Propriétés électroniques	24
I.10.3 Propriétés thermiques	25
I.10.4 Propriétés optiques.....	26
I.10.5 Propriétés de capillarité	27
I.11 Défauts des nanotubes de carbone	27
I.12 risques et préventions	29
I.13 Conclusion.....	30
CHAPITRE II :GÉNÉRALITÉS SUR LES NANOCOMPOSITES	
II.1 Introduction.....	32
II.2 Généralités sur les polymères	32
II.3 Les polymères	32
II.4 Classification des polymères.....	33
II.4.1 Classification suivant l'origine.....	33
II.4.1.1 Les polymères naturels	33
II.4.1.2 Les polymères artificiels.....	33
II.4.1.3 Les polymères synthétiques	33
II.4.2 Classification selon leur architecture	33
II.4.3 Classification selon la structure chimique.....	34
II.4.3.1 Les homopolymères.....	34
II.4.3.2 Les copolymères	34
II.4.4 Classification suivant le comportement thermique	35
II.4.4.1 Les thermoplastiques	35
II.4.4.2 Les thermodurcissables.....	35
II.4.4.3 Les élastomères.....	35
II.5 Structures moléculaire des polymères solides	35
II.5.1 Structure amorphe et cristallin	36
II.5.2 Structures semi-cristallines.....	37
II.6 Applications des polymères	37
II.7 Propriétés des polymères	39
II.8 Définition d'un matériau composite	40
II.9 Présentation des matériaux composites	40
II.9.1 Matrice	41
II.9.2 Les fibres	41
II.10 Les nanocomposites et différences avec les composites « classiques ».....	42
II.11 Les matériaux nanocomposites	42

II.12 Classification des nanocomposites suivant la nature de la matrice.....	43
II.12.1 Les composites à matrice organique	44
II.12.1.1 composites à matrices thermoplastiques	44
II.12.1.2 composites à matrices thermodurcissables	44
II.12.2 Les composites à matrice métallique.....	44
II.12.3 Les composites à matrice céramique.....	45
II.13 Nanocomposites (Nanotube de carbone/matrice Polymère).....	45
II.14 Propriétés des nano composites (polymères /NTC).....	46
II.14.1 Propriétés électriques	46
II.14.2 Propriétés thermiques	46
II.14.3 Propriétés mécaniques.....	47
II.14.4 Comportement au feu	47
II.16 Techniques de mise en œuvre	48
II.16.1 Polymérisation in Situ	48
II.16.2 Mélange en solution	48
II.16.3 Mise en œuvre dans le fondu.....	49
II.17 Dispersion des renforts	50
II.17.1 Utilisation des ultrasons	50
II.17.2 Dispersion mécanique par tri-cylindre	51
II.17.3 Principe de fonctionnement	52
II.18 Application des nanocomposites dans le domaine de Génie civil	53
II.19 Marché	54
II.20 Les limites des nanocomposites.....	55
II.21 Conclusion	56

CHAPITRE III : THÉORIES DES POUTRES

III.1 Introduction	57
III.2 Théorie des poutres.....	57
III.2.1 Définition d'une poutre	57
III.2.2 Les différentes théories des poutres	58
III.2.2.1 Modèle d'Euler Bernouli (la théorie classique des poutres)	58
III.2.2.2 Modèle de Timoshenko (la théorie de premier ordre (FSDT))	60
III.2.2.3 Théorie d'ordre élevé	62
III.3 La théorie d'élasticité non-locale	64
III.4 Différence entre La théorie locale et non locale d'élasticité	65
III.5 Les fondations élastiques.....	65
III.6 Conclusion.....	66

CHAPITRE IV : FORMULATION MATHÉMATIQUE

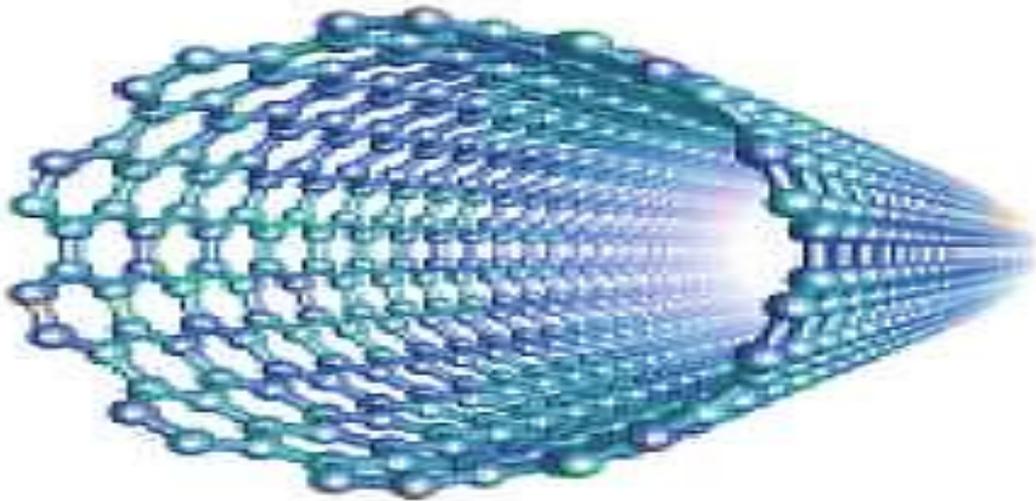
IV.1 Introduction	67
-------------------------	----

IV.2 Les propriétés matérielles des poutres composites renforcées par des nanotubes de carbone	67
IV.3 Cinématique et équations constitutives	69
IV.4 Les équations du mouvement	70
IV.5 Les solutions analytiques pour la poutre CNTRC	72
IV.6 Conclusion.....	73

CHAPITRE V :RÉSULTATS ETDISCUSSIONS

V.1 Introduction	74
V.2 Analyse statique des poutres CNTRC	74
V.3 Analyse du flambement des poutres CNTRC	92
V.5 Conclusion	95
Conclusion Générale	97
Références Bibliographiques	98

***LISTE DES
FIGURES***



Liste Des Figures

CHAPITRE I : GÉNÉRALITÉS SUR LES NANOTUBES DE CARBONE

Figure I.1: quelques dates intéressantes dans le développement des nanotubes de carbone.....	5
Figure I.2 : Représentation des différentes hybridations du carbone.....	6
Figure I.3 : Structure du graphite hexagonal.....	6
Figure I.4 : Forme et structure du diamant.....	7
Figure I.5 : (a) Fullerène C ₆₀ , (b) Dôme géodésiques.....	9
Figure I.6 : Exemple de fullerènes composés de 60,70 et 80 atomes de carbone.....	9
Figure I.7 : Représentation d'un nanotube de carbone avec les extrémités fermées	9
Figure I.8 : Structure d'un nanotube de carbone.....	10
Figure I.9 : Le graphène, modèle de base des autres matériaux du carbone : mis en boule en fullerène, enroulé en nanotubes ou empilé en graphite	11
Figure I.10 : Nombre de publications par an sur le graphène	11
Figure I.11 : Représentation de la structure de nanotubes de carbone.....	12
Figure I.12 : Enroulement d'une feuille de graphène pour former un feuillet de nanotube. Définition de l'angle chiral θ et des trois types d'enroulement	13
Figure I.13 : à gauche : Représentation schématisée d'un MWNT et à droite : image de microscope électronique à transmission de plusieurs MWNT	13
Figure I.14 : Structures possibles des MWNT. Gauche : type poupée russe. Droite : type rouleau de parchemin	14
Figure I.15 : Représentation schématisée d'un nanotube à double parois	14
Figure I.16 : Représentation des différents NTCs synthétisés, à savoir les NTC mono parois (SWNTs), biparois (DWNTs) et multi)-parois (MWNTs).....	15
Figure I.17 : Schéma d'un réacteur de synthèse de nanotubes de carbone par la méthode de l'arc électrique	17
Figure I.18 : Photo et schéma d'un réacteur de synthèse laser continue (CO ₂) de l'ONERA .	17
Figure I.19 : Schéma de l'appareillage d'ablation laser	18
Figure I.20 : Schéma d'un réacteur CVD pour la croissance des (NTC)	19
Figure I.21 : Schéma descriptif et photo de production de nanotubes, à gauche : le schéma de production de nanotubes par méthode HiPCo et à droite : l'image TEM de nanotubes (HiPCo)..	21
Figure I.22 : Représentation de l'oxydation par l'acide nitrique des NTCs	22
Figure I.23 : Propriétés électroniques des nanotubes des SWNT en fonction de leur chiralités.	25
Figure I.24 : Conductivité thermique k d'un SWCNT individuel en fonction de la température T et de la longueur L	26
Figure I.25 : Photos montrant l'intégration d'atomes dans des nanotubes (a) Fe encapsulé dans un MWNT et (b) C ₈₂ encapsulé dans un (SWNT).....	27
Figure I.26 : Influence du type de cycle sur la courbure de la surface	28
Figure I.27 : Introduction d'une paire pentagone-heptagone provoquant une variation de diamètre et de chiralité a- de (11,0) à (12,0) ; b- de (9,0) à (12,0)	28
Figure I.28 : Défauts pentagonaux et heptagonaux se traduisant par des jonctions	29

CHAPITRE II :GÉNÉRALITÉS SUR LES NANOCOMPOSITES

Figure II.1: Exemples de polymérisation.....	33
Figure II.2 : Classification architecturale des macromolécules des différents polymères selon Tomalia.....	34
Figure II.3 : Homopolymères , (a) linéaires, (b) branchés, (c) étoilés.....	34
Figure II.4 : Copolymères, (a) statistique, (b) alterné, (c) séquencé , (d) greffé	35
Figure II.5 : Les principaux groupes des polymères.....	36
Figure II.6 : a) Schématisation de la structure type d'une pelote statistique b) Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal	37
Figure II.7 : Structure d'un polymère semi-cristallin	37
Figure II.8 : Exemples de monomères et des polymères correspondants	39
Figure II.9 : Présentation schématique d'un matériau composite	40
Figure II.10 : La forme géométrique de la matrice.....	41
Figure II.11 : Définition morphologique des nanocomposites (1) composite dans lequel les renforts ont une dimension inférieure ou égale au nanomètre (2) Matériaux résultant de mélanges multiphasiques, dont la répartition en tailles caractéristiques est voisine de la cent	43
Figure II.12 : Les différentes familles de matrice.....	44
Figure II.13 : Composite à matrice métallique	45
Figure II.14 : Composite à matrice céramique.....	45
Figure II.15 : Evolution de la conductivité thermique dans un nanocomposite à matrice polyuréthane avec des MWNTs modifiés par deux voies chimiques différentes	46
Figure II.16 : Préparation in-situ des nanoparticules inorganiques dans des micelles inverses pour l'élaboration de nanocomposites polymères	48
Figure II.17 : Elaboration de nanocomposites par voie direct en solution	49
Figure II.18 : Elaboration de nanocomposites par voie fondu.....	49
Figure II.19 : Photos montrant l'influence de la dispersion des CNTs par ultrasons. (a) CNTs dans l'éthanol avant passage aux ultrasons. (b) Après 1 heure aux ultrasons.(c) Image microscope optique d'une gouttelette de base + CNTs après 2 heures de dispersion. Des agrégats sont encore présents	51
Figure II.20 : Tricylindre Exakt 80 E (source : Exakt vertriebs GmbH, Allemagne)	52
Figure II.21 : Schéma du circuit d'un fluide dispersé par tricylindre (source : IPAT,TU-Braunschweig Allemagne))	52
Figure II.22 : Actions mécaniques exercées sur le fluide (source : IPAT TU- Braunschweig Allemagne).....	53
Figure II.23 : Production mondiale (en tonnes) de nanocomposites polymères.....	55
Figure II.24 : Concept de dispersion et distribution dans les nanocomposites	55

CHAPITRE III : THÉORIES DES POUTRES

Figure III.1: Schéma représentatif de la notion de poutre	58
Figure III.2 : Cinématique d'Euler Bernoulli	59
Figure III.3 : Cinématique de Timoshenko.....	61
Figure III.4 : Variation de la fonction de gauchissement $f(z)=z$ et $f'(z)$ en fonction de l'épaisseur	61

Figure III.5 : Cinématique de la théorie d'ordre Elevé..... 62
Figure III.6 : Variation de la fonction de gauchissement $f(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur..... 63
Figure III.7 : Variation de la fonction de gauchissement $f'(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur..... 64
Figure III.8 : Fondation reposant sur un sol modélisé par des ressorts et un élément d'interaction..... 66

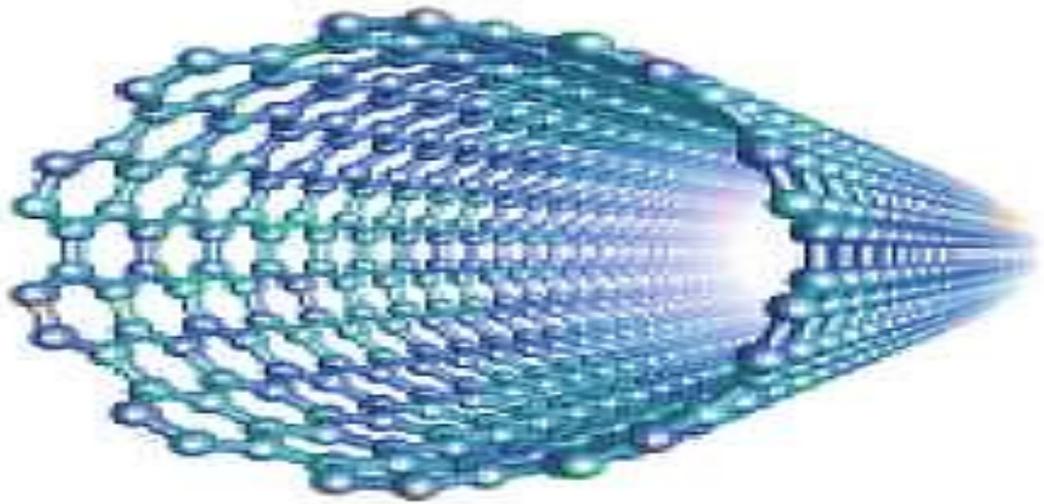
CHAPITRE IV : FORMULATION MATHÉMATIQUE

Figure IV.1: (a) Géométrie de la poutre CNTRC sur une fondation élastique. (b) Les différents modèles des dispositions des renforts 67

CHAPITRE V :RÉSULTATS ETDISCUSSIONS

Figure V.1.a : Effet du paramètre du module de Winkler sur les déplacement transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10 ; \beta_s =0 ; V_{cnt}^*=0.12$) 83
Figure V.1.b : Effet du paramètre du module de Winkler sur les contraintes adimensionnelles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10 ; \beta_s =0 ; V_{cnt}^*=0.12$).. 83
Figure V.1.c : Effet du paramètre du module de Winkler sur les contraintes tangentielles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10 ; \beta_s =0 ; V_{cnt}^*=0.12$) 85
Figure V.2.a : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les déplacement transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10 ; \beta_w =0.4 ; V_{cnt}^*=0.12$) 85
Figure V.2.b : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les contraintes adimensionnelles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10 ; \beta_w =0.4 ; V_{cnt}^*=0.12$) 86
Figure V.2.c : Effet du paramètre du module de Winkler sur les contraintes tangentielles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10 ; \beta_w =0 ; V_{cnt}^*=0.12$) 87
Figure V.3.a : Déplacement transversaux adimensionnels de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w =0.1, \beta_s =0.02$) 88
Figure V.3.b : Contraintes adimensionnelles de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w =0.1, \beta_s =0.02$)..... 88
Figure V.3.c : Contraintes tangentielles de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w =0.1, \beta_s =0.02$)..... 91
Figure V.4 : Effet du paramètre du module Winkler sur les charges critiques de flambement des poutres CNTRC ($L/h=10 ; \beta_s =0 ; V_{cnt}^*=0.12$)..... 93
Figure V.5 : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les charges critiques de flambement des poutres CNTRC ($L/h=10 ; \beta_w =0.4 ; V_{cnt}^*=0.12$)..... 94
Figure V.6 : les charges critiques de flambement adimensionnelles de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w =0.1, \beta_s =0.02$) 95

***LISTE DES
TABLEAUX***



Liste Des Tableaux

CHAPITRE I : GÉNÉRALITÉS SUR LES NANOTUBES DE CARBONE

Tableau I.1 : Les trois méthodes de synthèse des NTC, données 2005.....	15
Tableau I.2 : Des résultats de la synthèse de nanotubes de carbone réalisées par CVD	20
Tableau I.3 : Quelques propriétés mécanique des nanotube de carbone	24

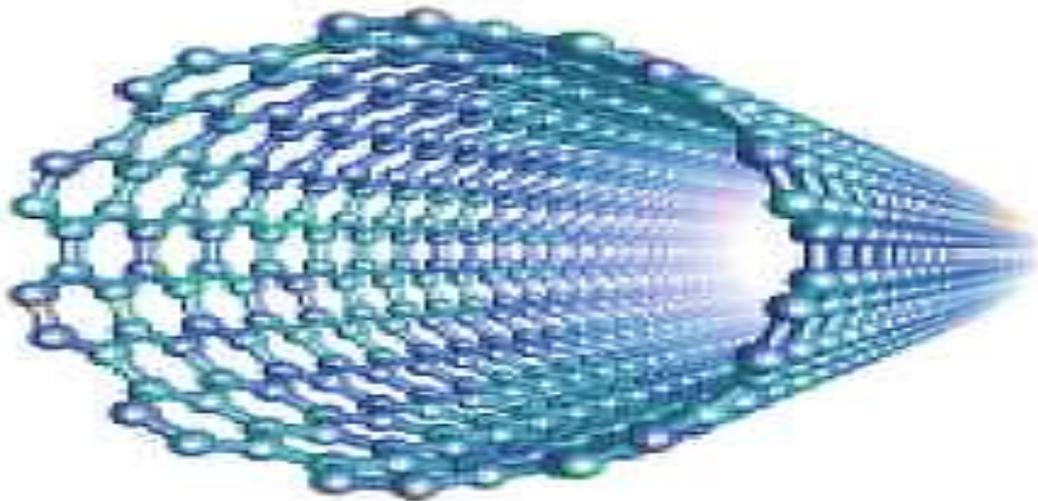
CHAPITRE II : GÉNÉRALITÉS SUR LES NANOCOMPOSITES

Tableau II.1 : Les domaines d'application des polymères	38
Tableau II.2 : Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticules aux polymères.....	42
Tableau II.3 : Comparaison des différents méthodes d'élaboration des composites polymères/NTC	50

CHAPITRE V : RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

Tableau V.1 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre UD avec et sans fondation élastique sous des charges uniformément réparties	75
Tableau V.2 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre UD avec et sans fondation élastique sous des charges sinusoïdales	76
Tableau V.3 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre O avec et sans fondation élastique sous des charges uniformément réparties	77
Tableau V.4 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre O avec et sans fondation élastique sous des charges sinusoïdales	80
Tableau V.5 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre V avec et sans fondation élastique sous des charges uniformément réparties	81
Tableau V.6 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre V avec et sans fondation élastique sous des charges sinusoïdales	82
Tableau V.7 : Comparaison des charges critiques adimensionnelles des poutres CNTRC avec et sans fondation élastique ($L/h=15 ; V_{cnt}^* = 0.12$)	93

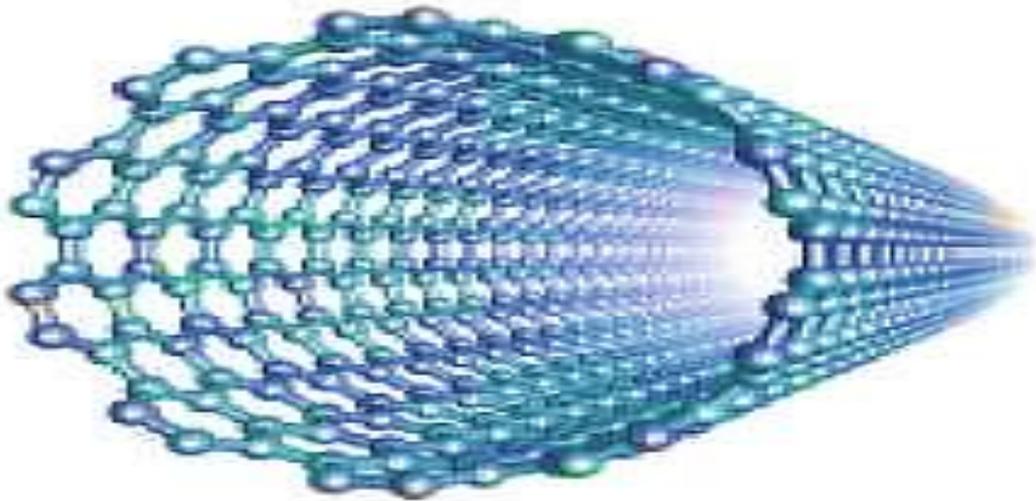
***LISTE DES
ABRÉVIATIONS***



Liste Des Abréviations

AFM	Microscopie à force atomique.
CCVD	Catalytic Chemical Evapore Déposition.
SWCNT	Nanotube de carbone mono-paroi.
MD	Dynamique moléculaire.
NTC	Nanotube de carbone.
SWCNTs	Nanotube de carbone simple-paroi.
MWCNT	Nanotube de carbone multi-paroi.
FG	Fonctionnellement gradué.
CNTRC	Poutre de composite renforcée par des nanotubes de carbone.
NC	Nanocomposite.
PVC	Polychlorure de vinyle.
PE	Polyéthylène.
PP	Polypropylène.
PS	Polystyrène.
PA	Polyamide.
PC	Polycarbonate.
TP	Thermoplastique.
MMCs	Composites à matrice métallique.
FSDT	Théorie de Timoshenko.
PPMA	Poly méthacrylate de Mé MMCs.
CVD	Chemical Vapor Desposition.
HSDT	Théorie d'ordre élevé.
STM	Microscopie à effet tunnel.
CO₂	Dioxyde de carbone.
CO	Monoxyde de carbone.
Hip Co	Décomposition de CO à haute pression
GPa	Giga Pascale.
TPa	Terra Pascale.
TEM	Microscopie électronique de transmission.
CNTs	Nanotube de carbone.
DWCNT	Nanotube de carbone double-paroi.

LISTE DES NOTATIONS



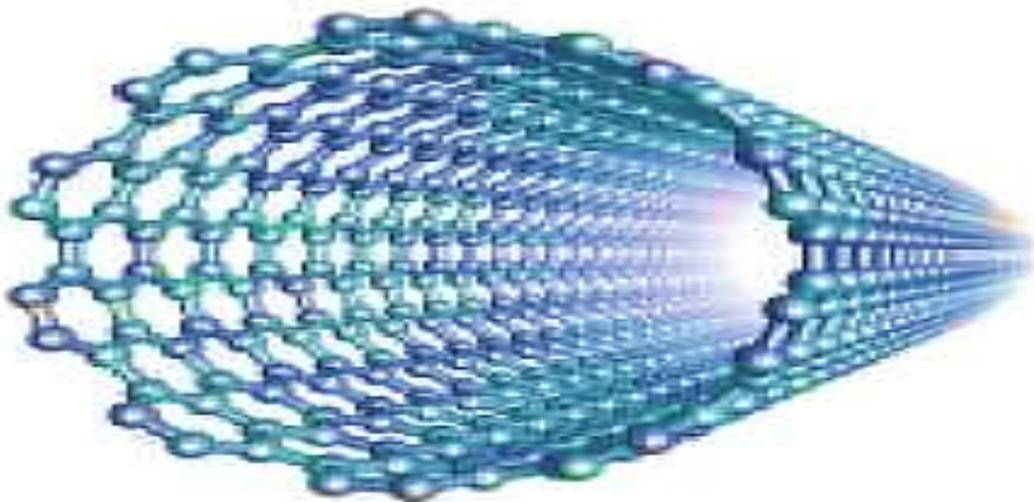
Liste Des Notations

q	La charge transversale.
\vec{a}_1, \vec{a}_2	Les vecteurs de base du graphène.
d_{002}	Distance entre deux plans de graphite.
C60	Fullerène C60.
C70	Fullerène C70.
C80	Fullerène C80.
L	Longueur de la poutre.
H	Epaisseur de la poutre.
E_{11}^{cnt}	Module de Young des nanotubes de carbone.
G_{11}^{cnt}	Module de cisaillement des nanotubes de carbone.
V_{cnt}	Fraction volumique des nanotubes de carbone et de la matrice.
V_p	Fraction volumique de la matrice polymère.
ν^{cnt}	Coefficient du poisson du nanotube de carbone.
ν^p	Coefficient du poisson de la matrice polymère.
V_{cnt}^*	Fraction volumique du nanotube de carbone.
θ	Angle chiral.
ρ^{cnt}	Masse volumique du nanotube de carbone.
ρ^p	Masse volumique de la matrice polymère.
sp^1, sp^2, sp^3	Trois formes allotropiques.
W_b	Composante de la flexion du déplacement transversal long du plan médian de la poutre.
W_s	Composante du cisaillement du déplacement transversal long du plan médian de la poutre.
W_{cnt}	Fraction massique du nanotube de carbone.
u_0	Déplacement axial.
$\varepsilon_x, \gamma_{xz}$	Composantes de déformation.
δU	La variation virtuelle de l'énergie de déformation.
δK	La variation virtuelle de l'énergie cinétique.
δV	La variation virtuelle de l'énergie potentielle.

$f(z)$	Fonction de forme.
K_w	Constante de rigidité de Winkler.
K_s	Constante de rigidité de cisaillement de Pasternack.
ϱ_{ij}	Coefficients de rigidité.
τ_{xz}	Contrainte tangentielle.
$\rho(z)$	La masse volumique.
N, M_b, M_s	Les efforts résultantes.
f_e	La réaction de la force de fondation.
N_{x0}	La force de compression axiale.
A_{11}	Rigidité de membrane.
β_w, β_s	Facteurs constantes de la fondation élastique.
A_{110}	Rigidité d'extension ou la valeur de A_{11} d'une poutre homogène.
[]	Matrice.
{ }	Vecteur colonne.
∂	Dérivée partielle.
σ_{xx}	Contrainte normale dans la direction x.
τ_{xz}	Contrainte normale dans la direction xz.
B_{11}	Rigidité de couplage (membrane-flexion).
A_{11}	Rigidité de cisaillement.
D_{11}	Rigidité de flexion.
ϱ_m	Amplitude de la charge.
S_i, m_i	Éléments de la matrice.
U_m, W_{bm}, W_{sm}	Des paramètres arbitraires.
C_{11}, H_{11}, E_{11}	Les éléments de rigidité d'ordre élevé.
$\delta u_0, \delta w_b, \delta w_s$	Champ virtuel de déplacement.
ϕ_x	La rotation due au cisaillement.
ϕ_{xz}	Déplacement due au cisaillement.
C_C	La liaison carbone-carbone.
$\phi(z)$	La fonction de gauchissement.
A	La surface de la section d'un nanotube.
T	L'épaisseur de la couche d'un nanotube.

d	Diamètre du nanotube interne.
E	Module de Young.

INTRODUCTION GÉNÉRALE



Introduction Générale :

Récemment, les nanotubes de carbone (CNTs) sont devenus une classe émergente de fibres de renforcement dans les matériaux composites à matrice polymère, grâce à leurs excellentes propriétés mécaniques, électriques et thermiques (Thostenson et al., 2001 ; Esawi et Farag, 2007). Ils suscitent un intérêt considérable dans le domaine du génie des matériaux. Comparés aux composites polymères renforcés par des fibres de carbone classiques, les composites renforcés par des nanotubes de carbone (CNTRCs) présentent un potentiel d'amélioration de la résistance et de la rigidité. Les premières études sur les composites polymères renforcés par des CNT alignés ont été réalisées par Ajayan et al. (1994). Depuis, de nombreux chercheurs (Odegard et al., 2003 ; Thostenson et Chou, 2003 ; Griebel et Hamaekers, 2004 ; Fidelus et al., 2005 ; Hu et al., 2005 ; Zhu et al., 2007) se sont intéressés aux caractéristiques matérielles des CNTRCs.

Dans une approche basée sur les éléments finis, Ashrafi et Hubert (2006) ont analysé les propriétés élastiques des composites à matrice polymère renforcés par des nanotubes de carbone. Xu et al. (2006) ont étudié la réponse thermique des composites à matrice polymère renforcés par des nanotubes de carbone mono-parois (SWCNT). Han et Elliott (2007) ont utilisé la dynamique moléculaire (MD) pour étudier les caractéristiques élastiques des composites polymère/nanotubes de carbone. Wuite et Adali (2005) ont proposé une analyse multi-échelle de la flèche et des contraintes des poutres composites polymères renforcées par des CNT. Vodenitcharova et Zhang (2006) ont développé un modèle de mécanique des milieux continus pour étudier la flexion uniforme d'une poutre nanocomposite à section circulaire, comprenant une matrice et un SWCNT. Ray et Batra (2007) ont présenté un nouveau composite piézoélectrique renforcé par des CNT pour le contrôle actif des structures intelligentes, en déterminant le module élastique du nanocomposite grâce à une analyse micromécanique. Ke et al. (2013), en s'appuyant sur la théorie des poutres de Timochenko, ont étudié la réponse de la stabilité dynamique des poutres nanocomposites fonctionnellement graduées renforcées par des SWCNTs.

Bakhti et al. (2013) ont étudié le comportement non linéaire de la flexion cylindrique des plaques nanocomposites FG renforcées par des SWCNTs en utilisant une théorie raffinée simple et efficace. Kaci et al. (2012) ont examiné la flexion cylindrique non linéaire des plaques nanocomposites FG simplement appuyées renforcées par des SWCNTs.

Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013) ont étudié le comportement en flexion et en flambement des poutres composites renforcées par des nanotubes de carbone en utilisant

plusieurs théories de déformation de cisaillement d'ordre élevé.

Récemment, Swaminathan et Naveenkumar (2014) ont étudié la stabilité des plaques sandwich FG en utilisant des modèles de calcul d'ordre élevé. Dans la littérature, on peut également trouver des études sur les poutres reposant sur des bases élastiques, telles que présentées par Yesilce (2010) et Yesilce et Catal (2009).

Dans le domaine des nanocomposites renforcés par des nanotubes de carbone, de nombreuses avancées ont été réalisées ces dernières années. Les recherches se sont concentrées sur l'amélioration des propriétés mécaniques, électriques et thermiques des matériaux composites, ainsi que sur l'exploration de nouvelles applications potentielles.

Une des voies de recherche explorées concerne l'optimisation des méthodes de fabrication des CNTRCs. Des techniques avancées telles que le dépôt chimique en phase vapeur (CVD) et l'alignement contrôlé des nanotubes de carbone ont été développées pour obtenir une dispersion homogène des CNTs dans la matrice polymère. Cette approche vise à maximiser le transfert de charge et de contrainte entre les CNTs et la matrice, ce qui peut améliorer considérablement les propriétés mécaniques du matériau composite.

En outre, des études ont été menées pour comprendre les mécanismes de renforcement des nanotubes de carbone. Les simulations par dynamique moléculaire et les modèles de mécanique des milieux continus ont permis d'analyser en détail les interactions entre les CNTs et la matrice polymère. Ces études ont fourni des informations précieuses sur les mécanismes de transfert de charge, de renforcement mécanique et de dissipation d'énergie dans les CNTRCs.

Les applications potentielles des CNTRCs se sont également élargies. En raison de leur conductivité électrique élevée, les CNTRCs sont envisagés pour le développement de matériaux composites fonctionnels, tels que des capteurs de contrainte, des matériaux dissipant l'électricité statique et des dispositifs électroniques flexibles. De plus, les propriétés thermiques exceptionnelles des CNTs en font des candidats prometteurs pour les matériaux composites utilisés dans le refroidissement électronique et les applications aérospatiales.

Dans le contexte de ce travail, une attention particulière est portée à l'élaboration de modèles mathématiques avancés pour étudier analytiquement les poutres en nanocomposites renforcées par des nanotubes de carbone. Ces modèles permettent d'évaluer les déformations, les contraintes et les charges de flambement de manière précise et efficace. Les résultats numériques obtenus à partir de ces modèles fournissent des informations essentielles pour la conception et l'optimisation des structures CNTRC, tout en réduisant la nécessité de coûteuses et longues campagnes expérimentales.

Dans le cadre de ce travail, nous nous concentrons sur l'étude de la flexion et du flambement des poutres CNTRC en utilisant une théorie raffinée. Cette théorie repose sur l'hypothèse que le champ de déplacement est composé de deux composantes distinctes : la flexion et le cisaillement. Les composantes de flexion ne contribuent pas aux forces de cisaillement, de même que les composantes de cisaillement ne contribuent pas aux moments de flexion. Les poutres CNTRC étudiées dans ce travail sont supposées être simplement appuyées et reposer sur une fondation élastique de type Winkler-Pasternak.

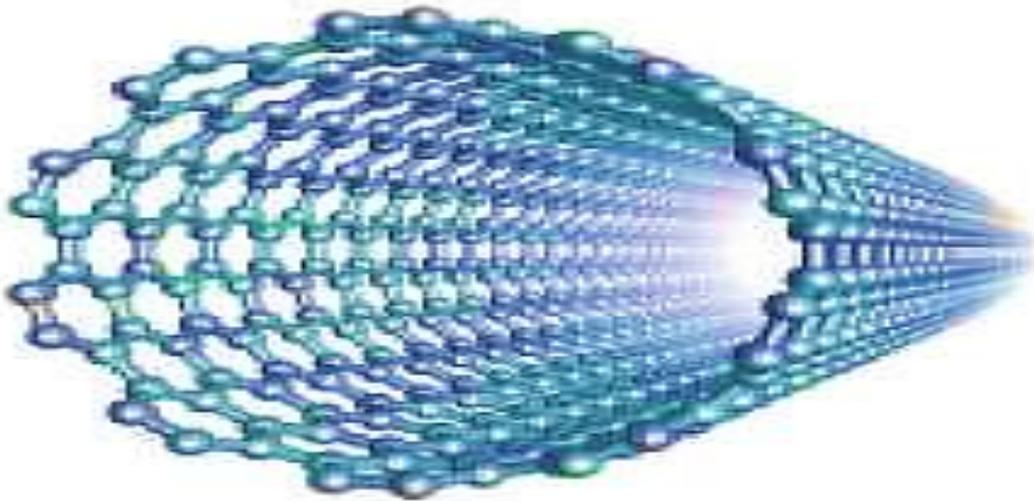
Nous développons des solutions analytiques détaillées pour les déformations, les contraintes et les charges de flambement. Nous examinons également plusieurs aspects tels que les paramètres de la fondation élastique, les rapports d'épaisseur, les fractions volumiques de CNT, le type de distribution des CNT, qui ont une influence significative sur les solutions analytiques.

Ainsi, ce travail approfondi sur la flexion et le flambement des poutres CNTRC à l'aide d'une théorie raffinée et d'analyses analytiques avancées contribue à une meilleure compréhension de ces structures et ouvre la voie à de nouvelles applications et recherches dans le domaine des matériaux composites renforcés par des nanotubes de carbone.

Ce travail est divisé en cinq chapitres :

- Le premier chapitre présente une synthèse bibliographique sur les nanotubes de carbone.
- Le deuxième chapitre fournit une description générale des matériaux nanocomposites.
- Le troisième chapitre regroupe les différentes théories des poutres, notamment la théorie d'Euler-Bernoulli, la théorie de Timoshenko (FSDT) et la théorie d'ordre élevé (HSDT). Nous exposons les hypothèses de chaque théorie et mettons en évidence leurs différences.
- Le quatrième chapitre est consacré aux formulations mathématiques. Nous développons différents modèles qui nous permettent d'étudier analytiquement les poutres en nanocomposites renforcées par des nanotubes de carbone.
- Le cinquième chapitre présente les résultats numériques obtenus. Nous les comparons avec d'autres résultats déjà publiés par d'autres auteurs.

***CHAPITRE I :
GÉNÉRALITÉS SUR
LES NANOTUBES
DE CARBONE***



I.1 Introduction :

Depuis leur première observation en 1991 par Iijima, les nanotubes de carbone sont le sujet de nombreuses recherches et font aussi l'objet de travaux au niveau international. Cela en raison de leurs propriétés électriques, mécaniques, optiques et thermiques exceptionnelles. Ce premier chapitre, est consacré à une description générale sur les nanotubes de carbone. Nous commencerons par décrire les différentes formes du carbone comme le graphite, le diamant et les Carbones "mal organisés" ainsi que Les nouvelles formes du carbone comme le fullerène, les nanotubes multi-feuillets et mono-feuillets. Ensuite, nous nous focalisons sur les procédés de synthèse les plus répandus tel que la méthode d'ablation laser, l'arc électrique, dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HipCo), en nous attachant à exposer les avantages et les inconvénients de chacun d'entre eux. Après avoir présenté leurs propriétés mécaniques, thermiques, optiques et électroniques, nous donnerons les défauts des nanotubes de carbone. Enfin, nous s'intéressons à leurs applications et leurs risques.

I.2 Historique des nanotubes de carbone :

Les nanotubes de carbone ont été découverts dans les années 1950-1960 [Monthieux 2006], [Kuznetsov 2006]. A l'état naturel, le carbone existe sous deux formes cristallines, le graphite et le diamant. En 1985, R.E. Smalley et al [Y. Liu et al 1986] ont découvert une nouvelle forme de carbone, la molécule de fullerène C₆₀ constituée de 60 atomes de carbone répartis sur les sommets d'un polyèdre régulier constitué de facettes hexagonales et pentagonales, ce qui leur valut le prix Nobel de chimie en 1996. L'histoire des nanotubes de carbone est réellement amorcée par la découverte du fullerène C₆₀. En 1990, fut mise au point une méthode de synthèse de (C₆₀) en grosses quantités : il s'agissait d'une méthode d'arc électrique entre deux électrodes de carbone sous atmosphère inerte (100 torr). Le (C₆₀) et le (C₇₀) produits étaient isolés du carbone amorphe. [Krätschmer 1990]. Les nanotubes de carbone furent découverts en 1991 par le japonais Sumio Iijima, dans des suies issues d'une synthèse de fullerènes par arc électrique. [Iijima 1993]. En 1992, Thomas Ebbesen, un collègue d'Iijima, mettait au point une méthode de synthèse de nanotubes multicouches en grandes quantités [Ebbesen 1992]. Il s'agissait également d'un réacteur à arc électrique, mais à des pressions en He plus élevées (500 torr) que celles employées pour la synthèse du (C₆₀). En 1993, les équipes d'Iijima [Chih-Chao Yen 1996] et de Béthune [Chih-Chao Yen 1999] publient successivement la découverte de l'existence des nanotubes de carbones mono-parois SWCNTs. Depuis, un intense effort de recherche a été entreprise pour améliorer notre connaissance des NTCs. Mais des travaux antérieurs sont déjà publié des structures de

nanotube de carbone sans pour autant pouvoir les définir [Editorial 2006]. L'histoire des nanotubes ne s'arrête pas ici, voici quelques dates intéressantes pour bien suivre le développement des nanotubes de carbone.

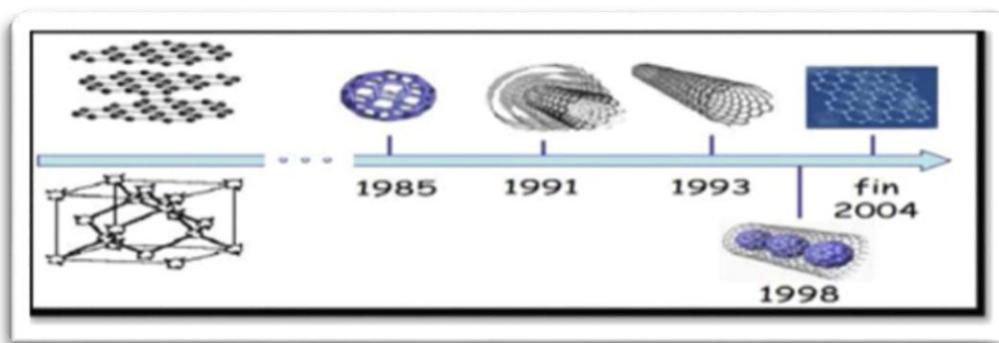


Figure I.1: quelques dates intéressantes dans le développement des nanotubes de carbone.

I.3 Le carbone :

Le carbone est le quatrième élément le plus abondant dans le système solaire et le sixième plus abondant dans l'univers. Il existe dans la croûte terrestre à la teneur moyenne de 18 ppm il existe sous forme de composés, et dans l'atmosphère sous forme de CO₂ CO et de méthane [Zidour 2012]. A l'état fondamental, le carbone adopte une configuration électronique $1s^2 2s^2 2p^2$ ($Z=6$), la couche de valence du carbone compte quatre électrons non appariés [Medani 2022]. Le carbone a trois isotopes ¹²C (98,89%), ¹³C (1,11%), et des traces de ¹⁴C lequel est formé à partir de ¹⁴N dans la haute atmosphère du fait de bombardement de neutrons [Marcoux 2002]. L'atome de carbone capable de se lier d'une manière variée à un grand nombre d'atomes, ses orbitales atomiques sont capables de s'hybrider avec d'autres atomes pour former des orbitales moléculaires de type (sp^1 , sp^2 , ou sp^3), ce qui confère au carbone un caractère bi-tri ou tétravalent. Il est donc possible de rencontrer des structures carbonées monodimensionnelle, bidimensionnelle ou tridimensionnelle. La seule forme stable du carbone est le graphite hexagonal, et les autres formes de carbone sont métastables dans les conditions normales de pression et de température [Zidour 2012]. Le carbone est un matériau présent à l'état naturel sous trois formes cristallines, telles que les graphites, diamants et les carbones mal organisés. Il continue par la présentation des nouvelles formes du carbone.

Nous rencontrerons la famille des fullerènes, les nanotubes multicouches ainsi que les monocouches [Buchoux 2011], [Izard 2004].

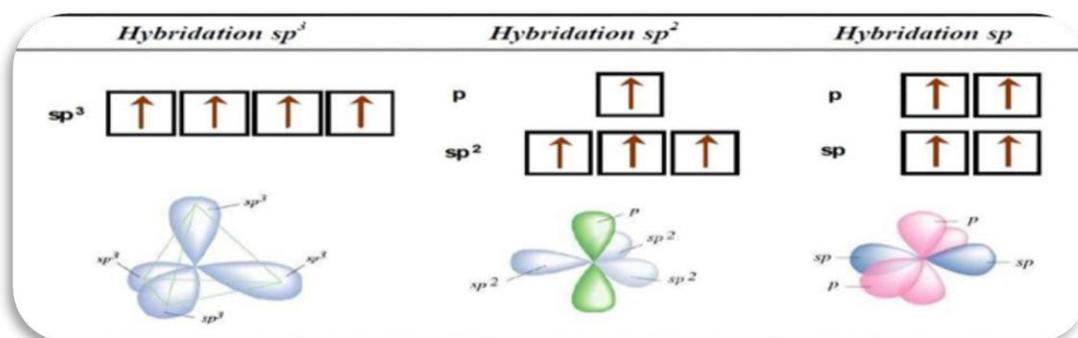


Figure I.2 : Représentation des différentes hybridations du carbone.

I.4 Les formes classiques du carbone :

Le carbone présente plusieurs formes, les plus connus sont le graphite et le diamant.

I.4.1 Le graphite :

Le graphite est un minéral noir friable utilisé depuis des siècles pour l'écriture (encre de Chine, crayon à mine). La structure du graphite est constituée d'un empilement de plans, chacun étant constitué d'un pavage régulier d'hexagones en nid d'abeilles des liaisons faisant entre elles des angles de (120°). Ces liaisons planes sont fortes et caractérisées par une distance entre atomes de (0,142 nm). Les atomes sont au contraire faiblement reliés aux atomes des plans voisins, et la distance entre plans d'hexagones est de (0,335 nm). Cette structure a une densité d'un tiers plus faible que celle du diamant et définit le graphite comme un solide très anisotrope, quasi-bidimensionnel car les plans faiblement reliés glissent facilement les uns par rapport aux autres [Lounis 2022].

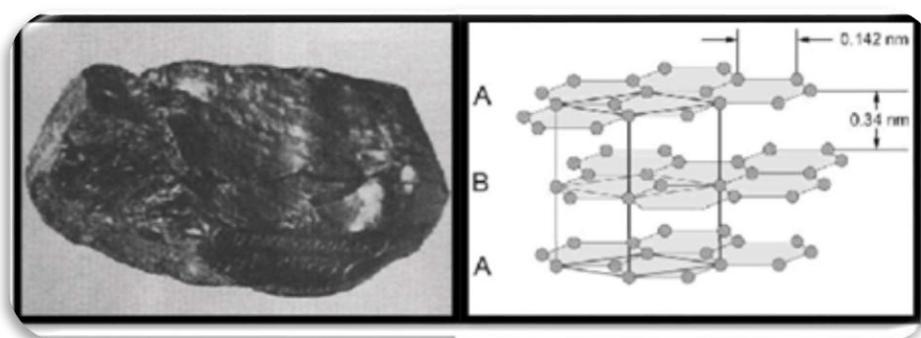


Figure I.3: Structure du graphite hexagonal [Tagrara 2017].

Le graphite possède des propriétés thermiques et électriques très anisotropes. Les liaisons covalentes entre les atomes de carbone dans le graphène confèrent une grande vitesse de propagation aux phonons dans la direction parallèle du plan, Il possède ainsi une conductivité thermique d'environ $400 \text{ Wm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, cette dernière chute à $5 \text{ Wm}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ dans la

direction perpendiculaire [Brochard F. et Chem J. 1986].

Quant à sa conductivité électrique, elle est assurée par la délocalisation des électrons sur l'ensemble du plan et atteint $1,7 \times 10^5 \text{ S.m}^{-1}$ dans la direction du plan et chute pareillement dans la direction perpendiculaire à $7 \times 10^4 \text{ S.m}^{-1}$ [Bethune D. S. et al 1993]. Le graphite a un large domaine d'utilisation qui passe de la vie quotidienne, comme mine des crayons à papier aux applications industrielles.

I.4.2 Le diamant :

Le diamant est une forme allotropique tridimensionnelle du carbone. Dans le diamant, les atomes de carbone sont en état d'hybridation sp^3 et donc tétravalents. Il existe plusieurs structures cristallines du diamant, comme le diamant hexagonal ou la lonsdaléite, mais la structure la plus courante est le diamant cubique, qui compte 8 atomes par maille. La maille de cette structure est de type cubique à faces centrées, avec un paramètre de maille de 0,356 nm, et une distance interatomique de 0,154 nm [Baghdadi 2015].

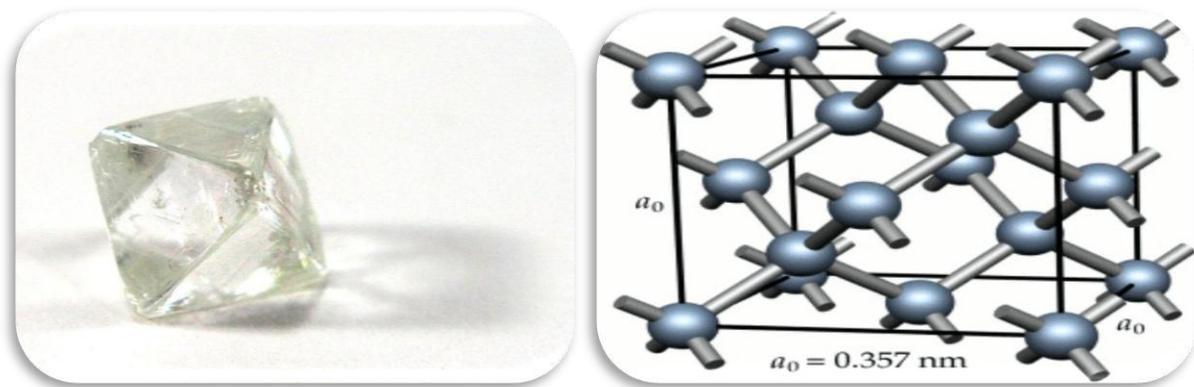


Figure 1.4: Forme et structure du diamant [Boulerouah 2011].

I.4.3 Les carbones "non organisés" :

Le carbone ne présente pas toujours une organisation cristalline. Des formes de carbone mal organisées peuvent exister. C'est notamment le cas du carbone amorphe. Il s'agit d'un réseau désordonné d'atomes de carbone, présentant des états d'hybridation (sp^2 et sp^3). A l'état naturel, le carbone amorphe est rare Il faut aller le chercher dans les particules présentes dans les couches extérieures de l'atmosphère des étoiles froides, appelées poussières d'étoiles. Plus proche de nous, le carbone amorphe est synthétisé sous forme de couches minces, obtenues généralement par dépôt plasma. Il sert de revêtement apportant une tenue mécanique supplémentaire à des pièces industrielles. Dans ce cas, le carbone amorphe n'est jamais pur, mais légèrement hydrogéné. Notons qu'il est facile de synthétiser du carbone amorphe en laboratoire, en pyrolysant du sucre purifié à ($900 \text{ }^\circ\text{C}$), en l'absence d'air [Marcoux 2002].

I.5 Les nouvelles formes du carbone :

I.5.1 Les Fullerènes et dérivés :

L'élément principal du graphite, et également point de départ pour la construction par l'esprit de nouvelles nanostructures carbonées, est le plan de graphène, que l'on peut se représenter comme une feuille plane pavée d'hexagones. Il est possible de briser virtuellement la planéité de la feuille de graphène en insérant des défauts dans la structure, de type pentagone ou heptagone [Daedulus 1966]. L'ajout d'un pentagone dans un plan d'hexagones crée une courbure positive. L'ajout d'un heptagone créera, dans le même plan, une courbure négative. La courbure créée par chaque type de défaut s'annule, et une feuille de graphène dans laquelle on aurait inséré un pentagone et un heptagone resterait globalement plane. En 1985, par les travaux des chercheurs H. Kroto et al [Kroto 1985], ils réussirent à isoler une forme majoritaire constituée de 60 atomes de carbone. Cette molécule, refermée sur elle-même comme une cage. On prédit alors de nombreuses propriétés et applications à cette nouvelle forme allotropique du carbone. Synthétisée par la méthode de l'arc électrique dans une cloche remplie d'hélium cette molécule a la particularité d'avoir une structure formée de cages moléculaires fermées. En effet, elle a la forme et la symétrie d'un ballon de football, chaque atome de carbone étant situé à l'un des 60 sommets d'un polyèdre inscrit dans une sphère (figure. I.5) [Enouz 2003]. Le fullerène C60 est la forme la plus étudiée de cette famille mais il en existe une grande variété (C70, C72, C76, C84, ...) offrant ainsi de nouvelles bases pour développer de nouvelles branches de la chimie organique ou inorganique [G. Elsa 2010].

Avec 12 pentagones et 20 hexagones on forme le fameux C60, ou buckminster fullerène, du nom de Buckminster Fuller (architecte ayant conçu les dômes géodésiques, des structures spatiales offrant un grand volume, pour une résistance et une légèreté inégalées). Ce fullerène est représenté sur la Figure I.5 avec ses deux types de liaisons C-C : celles qui sont communes à deux hexagones sont appelées liaisons 6-6, celles qui sont communes à un hexagone et un pentagone sont nommées liaisons 5-6. Du fait de la délocalisation électronique des électrons π , les carbones sont tous chimiquement équivalents : un spectre RMN ¹³C du C60 en solution ne comporte qu'un seul pic [Marcoux 2002].

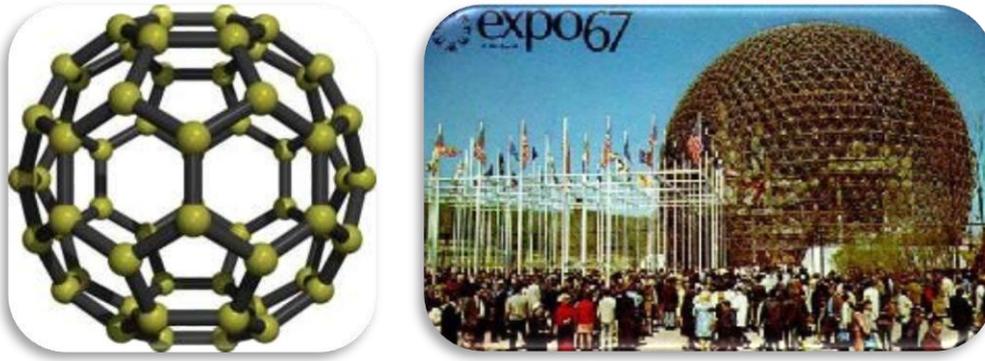


Figure I.5: (a) Fullerène C_{60} , (b) Dômes géodésiques [Philippe 2006].

En coupant en deux parties égales le (C_{60}) et en ajoutant des atomes de carbone avant de refermer la structure, on peut construire le (C_{70}) (25 hexagones, 12 pentagones) et le (C_{80}) (30 hexagones, 12 pentagones).

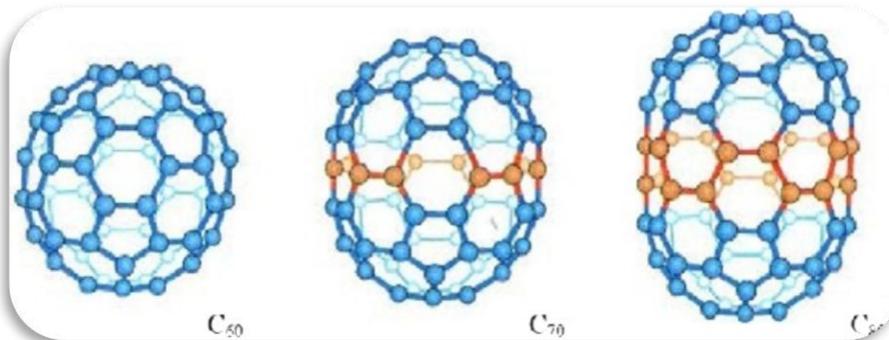


Figure I.6: Exemple de fullerènes composés de 60, 70 et 80 atomes de carbone [Marcoux 2002].

En ajoutant encore des carbones, on arrive à un fullerène allongé avec plusieurs centaines à plusieurs millions d'hexagones et 12 pentagones : on obtient un nanotube de carbone monocouche (Figure I.7).

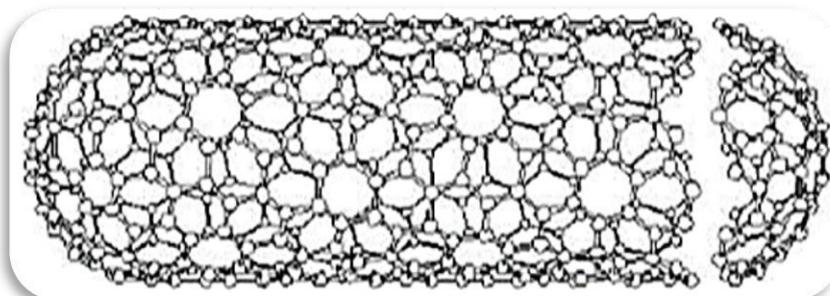


Figure I.7: Représentation d'un nanotube de carbone avec les extrémités fermées [Marcoux 2002].

I.5.2 Nanotube de carbone :

Un nanotube de carbone est un feuillet de graphite formé d'atomes de carbone disposés en réseau hexagonal (*Figure I.8*), comme un nid d'abeilles, et enroulé sur lui-même. Son diamètre est de l'ordre du nanomètre, sa longueur peut atteindre plusieurs micromètres. À chacune de ses deux extrémités se trouve une demi-molécule de fullerène. Cette molécule est constituée de 60 atomes de carbone, son diamètre est d'environ un nanomètre et elle est formée d'hexagones et de pentagones qui lui donnent une forme presque sphérique, semblable à un ballon de football [Baghdadi 2015].

La courbure des plans de graphène constitutifs des CNT induit une modification partielle de l'hybridation des liaisons C-C. Plus la courbure du tube sera importante, et donc le diamètre petit, plus l'hybridation sp^2 sera altérée. En sera en présence donc du caractère sp^3 partiel des liaisons constitutives des parois de CNT [Florent 2011].

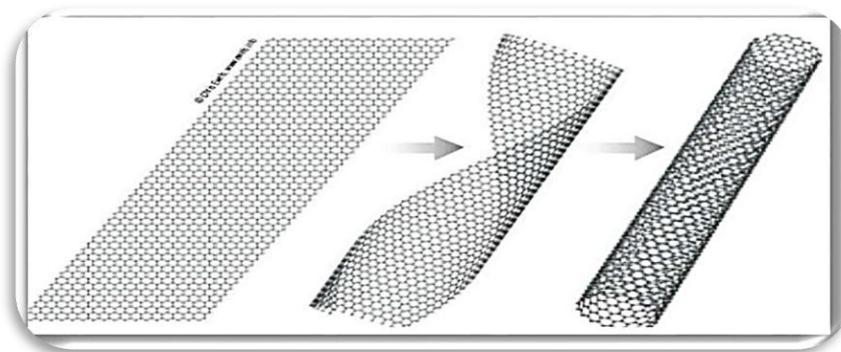


Figure I.8: Structure d'un nanotube de carbone.

I.5.3 Le graphène :

La découverte du graphène en 2004 [NOV 2004] a déclenché un énorme intérêt dans la communauté scientifique. Ce dernier est un matériau bidimensionnel composé uniquement de carbone disposé en plan idéalement monoatomique. Théoriquement, un cristal purement bidimensionnel (2D) ne peut pas exister comme ont démontré il y a plus de 70 ans, les travaux de Peierls et Landau. En effet, tout système strictement 2D est thermodynamiquement instable mais la présence de vaguelettes statiques (en anglais "ripples"). Ces vaguelettes ont été observées en 2007 sur du graphène suspendu. Elles ont typiquement une hauteur hors du plan de l'ordre du nanomètre pour une taille dans le plan de quelques (~10) nanomètres. La distance entre deux carbones voisins est de ~0.14 nm [FUC 2011].

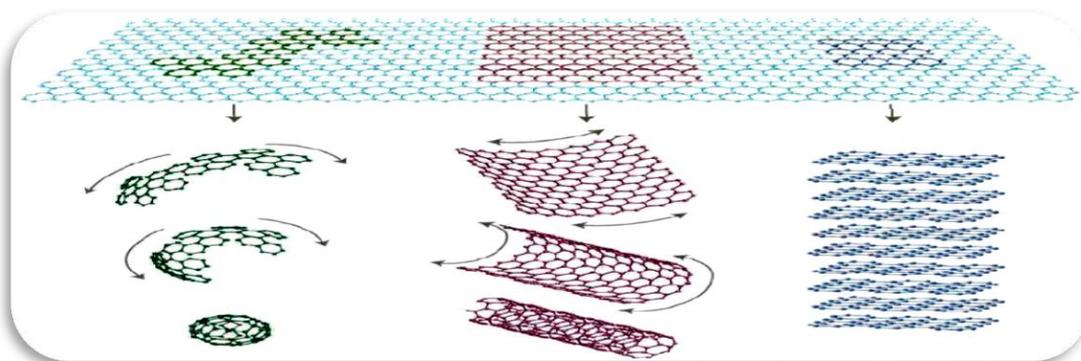


Figure I.9: Le graphène, modèle de base des autres matériaux du carbone : mis en boule en fullérènes, enroulé en nanotubes ou empilé en graphite [Thostenson 2001].

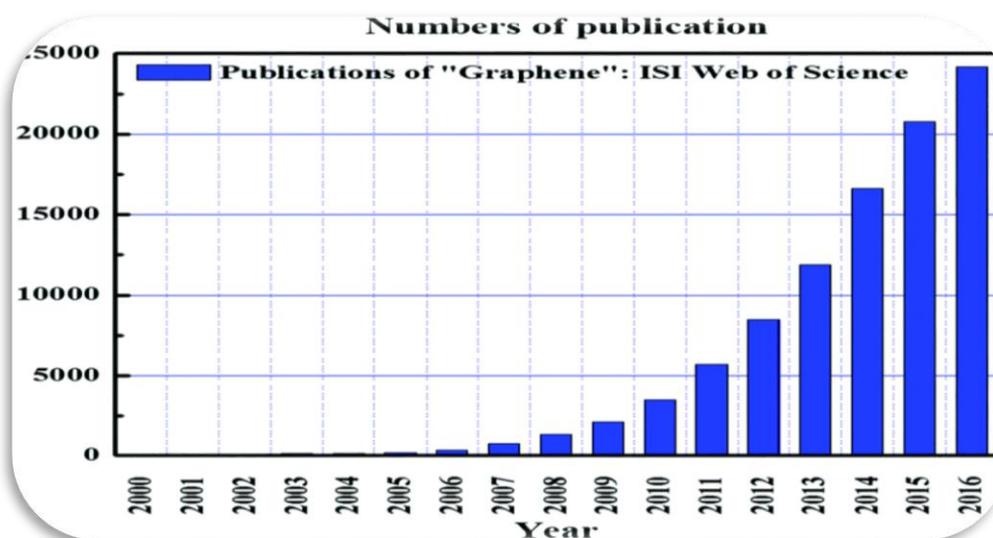


Figure I.10: Nombre de publications par an sur le graphène [Jeong 2002].

I.6 Structure des nanotubes de carbone :

Les nanotubes sont classés en deux grandes familles : les nanotubes de carbone mono-paroi (SWCNTs) et les nanotubes de carbone multi-paroi (MWCNTs) dont une variante intéressante constituée de deux paroi appelée double walled-carbon nanotubes ou (DWCNTs).

I.6.1 Nanotubes de carbone mono-feuillets, SWNT (Single Walled Nanotube) :

Un nanotube mono-feuillet (mono-paroi, monocouche), dont l'acronyme anglais est SWCNT (Single Walled Carbon Nanotube) est constitué d'une seule feuille de graphène.

On peut l'imaginer comme une feuille de graphène enroulée sur elle-même en formant un cylindre. Une feuille de graphène se caractérise par de nombreuses liaisons pendantes, ces dernières correspondent à de hauts états d'énergie de surface [Dresselhaus 2011]. Dans le but d'éliminer ces liaisons pendantes, l'énergie totale des atomes de carbone est minimisée, ce qui favorise l'augmentation de l'énergie de déformation et par conséquent la formation d'une

structure tubulaire [Harris 2001].

Le diamètre d'un nanotube mono-feuillet peut varier mais est en général compris entre 0,4 et 2 nm, la longueur est encore plus variable (100 nm à quelques millimètres) et toujours bien supérieur au diamètre ce qui fait des nanotubes de carbone des objets quasi unidimensionnel.

Les nanotubes de carbone mono-feuillets sont définis par trois paramètres : leur rayon r , leur longueur L et leur angle chiral Θ . La structure atomique d'un SWNT, aussi appelée son hélicité, dépend de l'orientation des motifs hexagonaux par rapport à l'axe du tube. En déroulant le feuillet de graphène qui compose un nanotube de carbone mono-feuillet, un vecteur chiral \vec{C}_h ayant une norme égale à la circonférence du nanotube et perpendiculaire à l'axe du nanotube, est défini. Ce vecteur a pour indice (m, n) dans la base vectorielle (\vec{a}_1, \vec{a}_2) [Tagrara 2017].

$$\vec{C}_h = m\vec{a}_1 + n\vec{a}_2$$

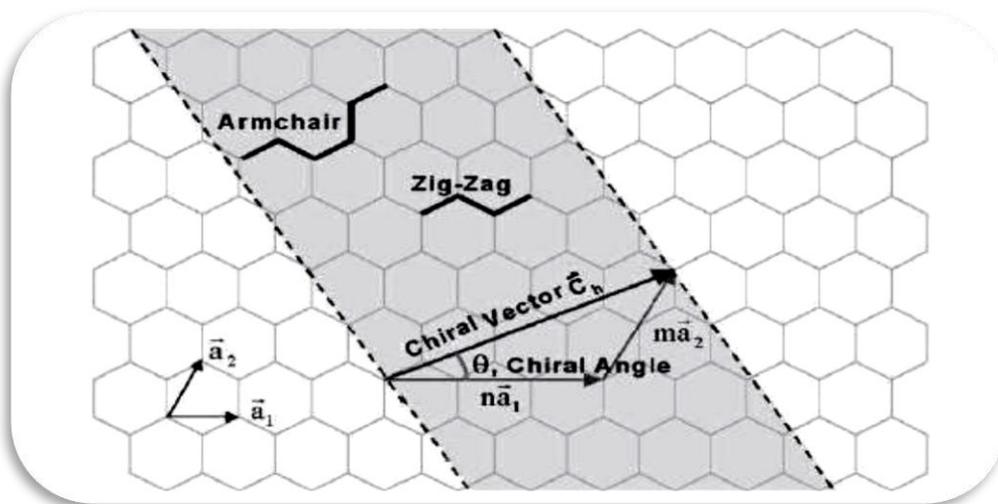


Figure I.11: Représentation de la structure de nanotubes de carbone [Thostenson et al 2001].

Selon les valeurs de m et n , on définit trois types de nanotubes :

- Si $\theta = 0^\circ$ ($n=0$ ou $m=0$), on dira que le nanotube a une structure de type zig-zag.
- Si $\theta = 30^\circ$ ($m=n$), on dira que le nanotube a une structure de type fauteuil ou armchair.
- Si $0 < \theta < 30^\circ$, on dira que le nanotube est chiral.

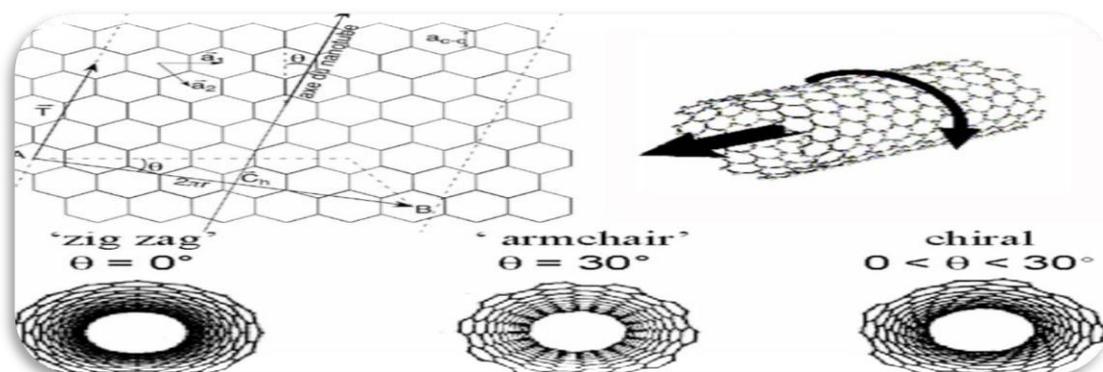


Figure I.12: Enroulement d'une feuille de graphène pour former un feuillet de nanotube. Définition de l'angle chiral θ et des trois types d'enroulement [Aude 2007].

I.6.2 Nanotubes de carbone multi feuillets, MWNT (Multi Walled Nanotubes) :

Les nanotubes multi-feuillets (multi-parois, multicouche), dont l'acronyme anglais est MWCNT (Multi Walled Carbon Nanotube) sont constitués de plusieurs tubes concentriques n'ayant pas la même chiralité. La distance séparant deux couches consécutives dans un nanotube multi-feuillet est de l'ordre de 0,34 nm. Cette distance est légèrement supérieure à celle séparant deux plans de graphite du fait de la courbure des plans de graphène. Le diamètre des nanotubes multi-feuillets peut aller de 5 à 50 nm environ, tandis que leur longueur varie d'une dizaine de nanomètres à plusieurs centaines de micromètres [Sarr 2015].

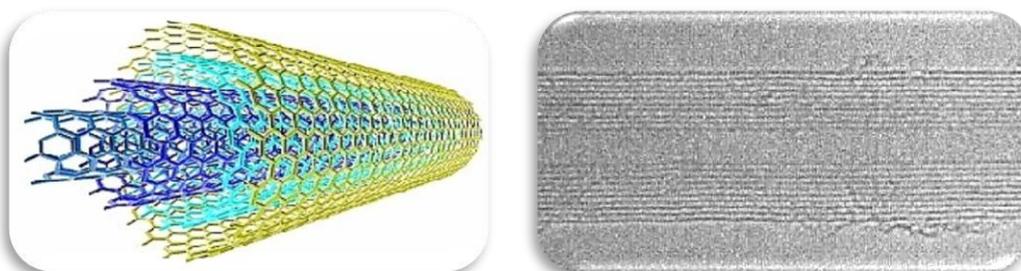


Figure I.13: à gauche : Représentation graphique d'un MWNT et à droite : image de microscope électronique à transmission de plusieurs MWNT [Saint-aubin 2010].

Ces nanotubes multi-feuillets sont constitués d'un arrangement concentrique de feuilles de graphène, repliées sur elles-mêmes de manière à former des cylindres. Cette structure est communément appelée poupée russe, par analogie avec le jeu de poupées qui s'emboîtent les unes dans les autres. Le diamètre du plus petit tube interne détermine la taille du canal central du nanotube. Le diamètre interne d'un nanotube multi-feuillets est de l'ordre de deux nanomètres, tandis que le diamètre externe est de l'ordre d'une vingtaine de nanomètres. Cependant, les nanotubes multi-feuillets peuvent aller jusqu'à la centaine de nanomètres de diamètre.

La structure des nanotubes multi-feuillets décrite précédemment est communément admise, mais ce n'est pas la seule structure possible. Ainsi, certaines études expérimentales [zhou 1994] laissent envisager que les nanotubes multi-feuillets pourraient avoir une structure de type rouleau de parchemin (*figure I.14*) [Marcoux 2002].

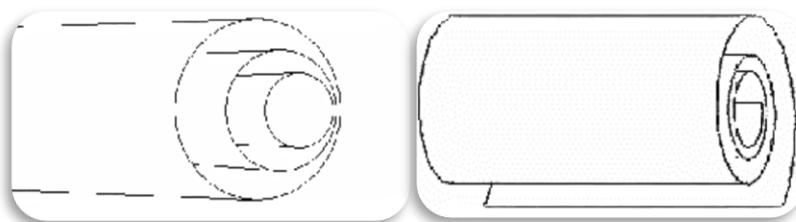


Figure I.14: Structures possibles des MWNT. Gauche : type coupée russe. Droite : type rouleau de Parchemin [Izard 2004].

I.6.3 Nanotubes de carbone double feuillets, DWNT (double Walled Nanotubes) :

Schématiquement représenté à la figure I.15, cette catégorie de nanotube est généralement constituée d'un grand nombre de feuilles de Graphène qui s'emboîtent les uns sur les autres. Le diamètre externe d'un DWCNTs peut aller de 1.6 à 5 nm et le diamètre interne varie entre 0.8 et 1.2 nm. L'utilisation des DWCNTs comme émetteurs d'électrons sous champ [ZHA 2013] a montré que les DWCNTs ont des tensions de seuil similaires à ceux des SWCNTs avec une durée de vie beaucoup plus longue. De plus, la fonctionnalisation chimique de la surface externe des DWCNTs pourrait conduire à de nouveaux matériaux fonctionnels à base de CNTs avec un nanotube externe fonctionnalisé et un nanotube interne intact.

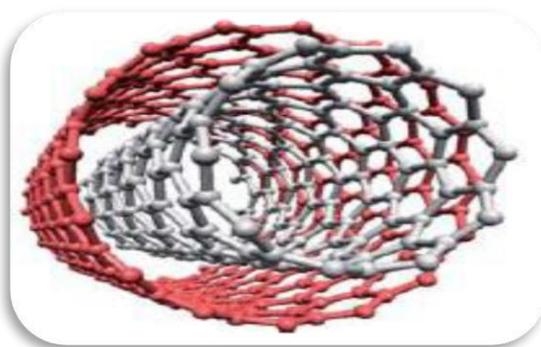


Figure I.15: Représentation schématique d'un nanotube à double parois.

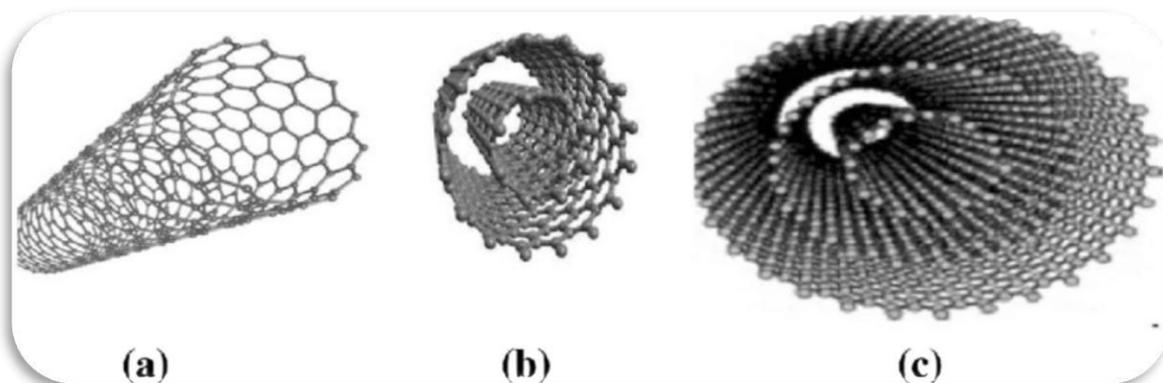


Figure I.16 : Représentation des différents NTCs synthétisés, à savoir les NTC mono-parois (SWNTs), bi-parois (DWNTs) et multi-parois (MWNTs).

I.7 Modes de synthèse des nanotubes de carbone :

La morphologie des NTC (SWNT, MWNT, diamètre, ...) va dépendre de la méthode de synthèse employée. Suite à la découverte des NTC, les scientifiques ont rapidement cherché à obtenir des NTC avec des structures spécifiques. Ainsi, de nombreuses méthodes de synthèse ont été développées.

Parmi celles-ci, il en existe trois principales : l'arc électrique, l'ablation laser et le dépôt chimique en phase vapeur (CVD). Le Tableau I.1 reprend les principes et capacités de production de ces trois méthodes de synthèse et montre que la méthode de dépôt chimique en phase vapeur présente l'avantage de permettre une production de NTC en quantité suffisante pour pouvoir procéder à l'étude de leurs propriétés et envisager leur utilisation.

Tableau I.1: Les trois méthodes de synthèse des NTC, données 2005 [Balasubramanian 2005].

<i>Méthode</i>	<i>Principe</i>	<i>Diamètre</i>	<i>Production</i>
Arc électrique	Nanotubes générés par arc électrique entre deux électrodes de graphite à $T > 300$ °C.	1,3 - 1,4 nm	120 g/jour
Ablation laser	Ablation laser d'une source de graphite à $T > 300$ °C. Catalyseurs : Fe, Ni, Co	1,4 nm	50 g/jour
CVD	Décomposition de monoxyde de carbone ou d'un hydrocarbure catalysée par Fe	1 nm	50 kg/jour

I.7.1 Méthode de l'arc électrique :

La méthode de l'arc électrique a été la première (1993) permettant d'obtenir des MWNTs et des SWNTs et permet actuellement de produire des quantités de l'ordre de quelques grammes par synthèse [S.Iijima 1993 ; D.Bethune 1993]. Le principe est le suivant. Deux électrodes de graphite de 5 à 20 nm de diamètre sont placées dans une enceinte contenant un gaz inerte tel que l'hélium ou l'argon à une pression d'environ 500 Torr. La cathode est fixe ; elle est refroidie tout au long de la synthèse. L'anode est mobile et peut être translaturée vers la cathode. Une fois mises sous une tension de l'ordre de 30V, les électrodes sont rapprochées à 1 mm l'une de l'autre. Un arc électrique se forme alors. On maintient par la suite les électrodes à une distance de l'ordre de 1 cm. L'énergie dissipée par effet Joule dans l'anode, non refroidie, chauffe le graphite jusqu'à son point de sublimation. La formation de l'arc électrique s'accompagne de l'apparition d'un plasma, la température pouvant s'élever jusqu'à 6000K. Pour compenser la consommation de l'anode au cours de la synthèse, celle-ci est rapprochée continuellement de la cathode. En fin d'expérience, on récupère sur la cathode un mélange de MWNTs, de suie et de fullerènes (*figure I.17*). L'addition d'un catalyseur métallique à l'anode, tel que du Fer, du Cobalt ou du Nickel conduit à l'obtention de SWNTs. La suie récupérée est alors composée de SWNTs, de nanoparticules métalliques noyées dans du carbone amorphe ou encapsulées dans des coques graphitiques, des fullerènes, du carbone amorphe, des coques graphitiques vides appelées oignons et du carbone graphitique. Les paramètres du montage (distance entre les électrodes, tension, nature et pression du gaz inerte, composition du catalyseur) peuvent être ajustés pour optimiser le rendement ou le diamètre moyen des nanotubes. [Medani 2022].

La synthèse de SWNTs par arc électrique actuellement la plus répandue utilise un catalyseur Y : Ni et conduit à des nanotubes de diamètre moyen de 1.2 à 1.4 nm avec un rendement massique de 90%. En général les nanotubes produits par cette méthode nécessitent une importante purification avant utilisation. La production maximale d'un tel montage est de l'ordre de 10 g/jour de matière récupérée à la cathode. Le coût du montage étant raisonnable, les SWNTs produits par cette méthode sont les moins chers du marché.

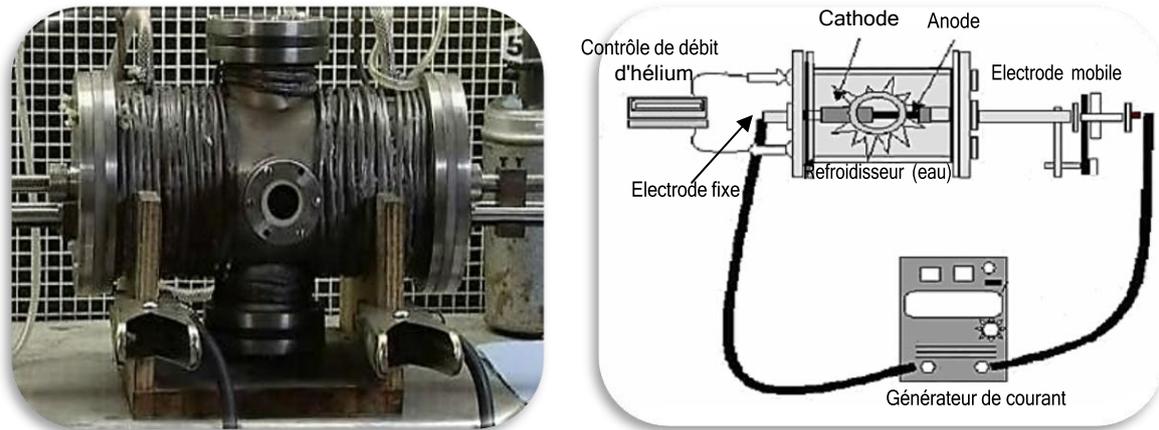


Figure I.17: Schéma d'un réacteur de synthèse de nanotubes de carbone par la méthode de l'arc électrique [Marcoux 2002].

I.7.2 Méthode d'Ablation Laser :

Après que la première construction du laser a été faite en 1960, les physiciens ont immédiatement en fait usage comme un moyen de concentrer une grande quantité d'énergie dans un tout petit volume dans un temps relativement court. La conséquence de cette entrée de l'énergie dépend naturellement des caractéristiques de l'appareil utilisé. Au cours de l'interaction entre le faisceau laser et le matériau, de nombreux phénomènes se produisent en même temps, et chacun de ces phénomènes est influencé par différents paramètres tels que les caractéristiques du faisceau laser, la densité de puissance d'entrée (également appelée la fluence), la nature de la cible et l'environnement qui l'entoure. Par exemple, la cible solide peut simplement chauffer, fondre ou vaporiser en fonction de la puissance fournie.

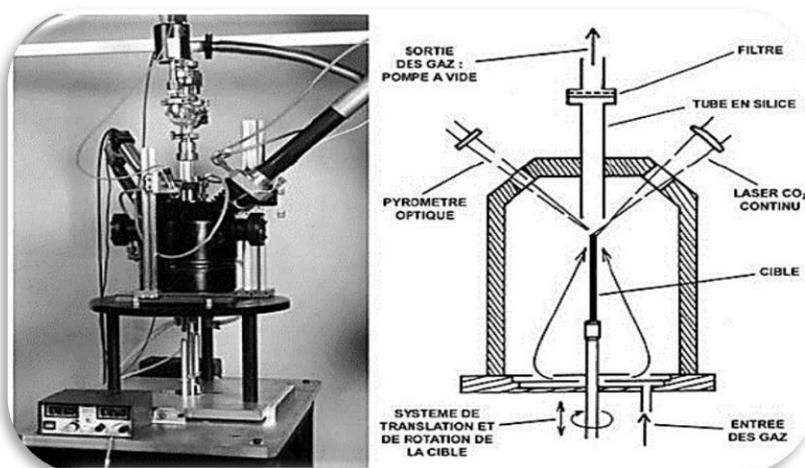


Figure I.18 : Photo et schéma d'un réacteur de synthèse laser continu (CO₂) de l'ONERA [Castignolles 2004].

Bien que cette technique a été utilisée avec succès pour synthétiser des structures liées au fullerène pour la première fois [H.W. Kroto et al. 1985], la synthèse de SWNT par ablation laser a fallu dix ans de recherche [T. Guo et al. 1995].

La méthode consiste à focaliser un faisceau laser pulsé sur une cible constituée du graphite. L'interaction cible-faisceau entraîne l'arrachement de la matière constituant la cible, par pulvérisation, évaporation, voire fracturation mécanique, qui peut ainsi venir se déposer sur un substrat placé en vis-à-vis de la tâche laser. Cette technique permet la synthèse de NTC sans catalyseur, elle produit alors majoritairement des MWNT. L'ajout de particules métalliques dans la cible permet également l'obtention de SWNT [Bethune, D. S. et al. 1993]. La modification des paramètres de l'impulsion laser permet le contrôle du produit final. Parmi les inconvénients de cette méthode est l'utilisation de lasers de puissance qui rend la méthode coûteuse et donc peu adaptée au niveau industriel.



Figure I.19: Schéma de l'appareillage d'ablation laser.

I.7.3 Méthode de dépôt chimique en phase vapeur :

La synthèse de nanotubes de carbone par la méthode de dépôt chimique en phase vapeur CVD (Chemical Vapor Deposition) a été effectuée pour la première fois par Endo et al [Endo 1995]. Le principe d'élaboration de nanotubes de carbone par CVD (Chemical Vapor Deposition) repose sur la décomposition d'un gaz carboné à la surface d'une particule catalytique nanométrique. Dans cette méthode, des hydrocarbures (CHF, CH etc. ...) et de l'hydrogène sont mis en présence de catalyseurs métalliques (Fe, Co, Ni etc....) le tout dans un four porté à haute température (~ 1000). Les nanotubes se forment alors sur les plots de

catalyseurs. L'un des avantages de cette méthode est que les nanotubes se forment de façon continue (contrairement à la méthode d'ablation laser par exemple). On peut espérer trouver des conditions expérimentales permettant de fabriquer des nanotubes purs et permettant un contrôle parfait du diamètre et de la chiralité [Saito 1998]. Cependant, cela est encore loin d'être la réalité. Un autre avantage de cette méthode est que l'on peut faire croître les nanotubes à des endroits prédéterminés.

Cela peut s'avérer très intéressant pour toutes les applications en nanoélectronique par exemple, pour fabriquer des matrices de transistors à base de nanotubes de carbone [Wei 2000]. De plus, on peut facilement aligner les nanotubes entre eux, perpendiculairement à la surface. On obtient alors des "pelouses" de nanotubes [Avigal 2001]. Cette propriété est très intéressante pour toutes les utilisations des propriétés d'émission de champ des nanotubes.

En revanche, un inconvénient de cette méthode est qu'elle ne permet pas, pour le moment, de fabriquer de grandes quantités de nanotubes mono-paroi.

En effet, autant la production de nanotubes de carbone multi-parois est relativement facile autant celle de nanotubes de carbone mono-paroi est difficile. Enfin, le fait de faire croître les nanotubes à un endroit donné peut aussi s'avérer être un inconvénient puisque de ce fait, on ne peut pas les manipuler facilement (on ne peut pas les recueillir, les déplacer).

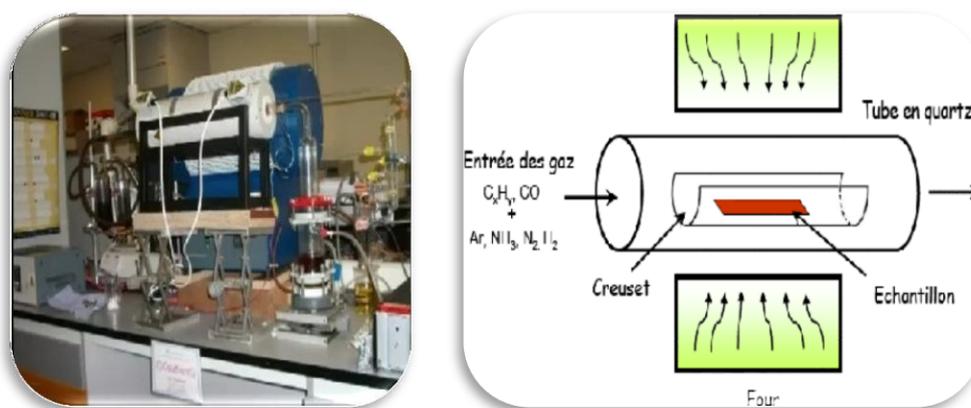
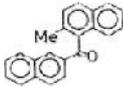


Figure I.20: Schéma d'un réacteur CVD pour la croissance des (NTC) [Gohier 2007].

Les résultats les plus marquants dans la synthèse de nanotubes de carbone réalisées par CVD sont résumés dans le tableau suivant :

Tableau I.2: Des résultats de la synthèse de nanotubes de carbone réalisées par CVD [Gohier 2007].

Référence	Catalyseur/Support	Température	Gaz	Produit
[Yudasaka 1995]	Ni (1-100 nm)	700°C		MWNT
[Dai 1996 (1)]	Mo	1200°C	CO	SWNT
[Fan 1999]	Fe (5 nm)/Si	700°C	C ₂ H ₄	MWNT
[Cassell 1999]	Fe-Mo/Al ₂ O ₃ -SiO ₂	900°C	CH ₄	SWNT
[Nikolaev 1999]	Fe(CO) ₅	800-1200°C	CO	SWNT
[Jung 2001]	Ni (2-7 nm)	800°C	C ₂ H ₂ /NH ₃	Nano-fibres « bamboo »
[Hongo 2003]	Fe (2 nm)/Al ₂ O ₃	650°C	CH ₄	SWNT
[Flahaut 2003]	MgxCoyMozO	1000°C	CH ₄ /H ₂	DWNT
[Hu 2004]	Co-Mo	800°C	C ₂ H ₅ OH/Ar/H ₂	SWNT
[Hata 2004]	Fe (1 nm)/Al ₂ O ₃	750°C	C ₂ H ₄ + ~100ppm (H ₂ O)	SWNT
[Zhang 2004]	Co-Mo	750°C	CO	SWNT
[Maruyama 2005]	Co-Mo	800°C	C ₂ H ₅ OH	SWNT
[Kim 2006]	MgO:Fe:Mo	850°C	CH ₄ /NH ₃ /Ar	DWNT
[Cantoro 2006]	Al/Fe (0,3 nm)/Al (0,2 nm)	350°C	C ₂ H ₂	SWNT

I.7.4 Décomposition catalytique (HiPCO) :

Le procédé HiPCO (High Pressure dismutation of CO : décomposition sous haute pression de CO) a été développé par le groupe de R. Smalley [Nikolaev 1999]. Ce procédé fait partie de la famille des procédés de décomposition catalytique à moyenne température.

Un flux continu de penta carbonyle de fer ($Fe(CO)_5$) et de monoxyde de carbone (CO) est introduit sous une pression de 10 ATM dans une enceinte chauffée à 1200 °C. L'originalité du procédé tient au fait que le catalyseur, nécessaire à la croissance des tubes mono-feuillets, est formé in situ par la décomposition du gaz précurseur. De surcroît, le monoxyde de carbone utilisé comme source de carbone pour la croissance des tubes ne se pyrolyse pas à 1200 °C, ce qui permet d'obtenir des nanotubes de carbone mono-feuillets exempts de toute impureté graphitique [Bernard 2007].

Les nanotubes formés par cette technique sont assez originaux. Ils présentent une large distribution de longueurs (dont des nanotubes très petits), mais contiennent beaucoup de catalyseur résiduel. Cette technique permet la synthèse à grande échelle de nanotubes mono-feuillets. Le procédé de fabrication est à flux continu, ce qui est très positif pour une industrialisation.

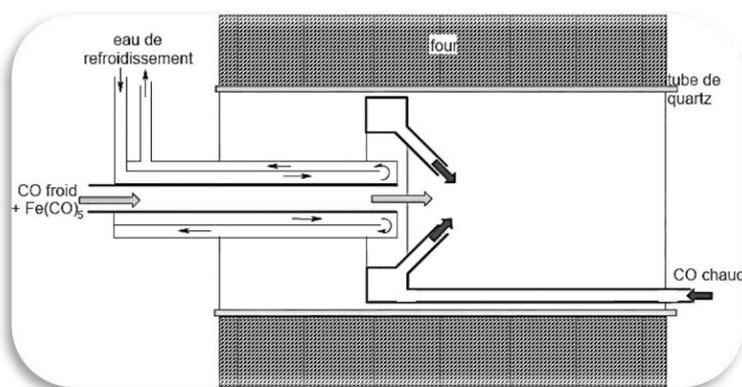


Figure I.21 : Schéma descriptif et photo de production de nanotubes, à gauche : le schéma de la production de nanotubes par méthode HiPCo [Marcoux 2002] et à droite : l'image TEM de nanotubes (HiPCo). [Nikolaev 1999].

I.8 Purification des nanotubes :

Très rapidement après la découverte des CNTs, différentes méthodes de purification ont été mises en œuvre. Ces méthodes peuvent être classées en deux catégories principales :

I.8.1 Les méthodes chimiques :

Elles reposent sur la différence de réactivité entre les nanotubes et les impuretés, le carbone amorphe et les espèces mal graphitisées étant plus réactives. Les réactions mises en jeu sont des réactions d'oxydation, avec un oxydant liquide [Vaccarini 1999] (la plupart du temps) ou gazeux. [Zimmerman 2000] ; [Mizoguti 2000] Elles doivent dégrader les impuretés en produits solubles ou gazeux. Elles permettent de se séparer du carbone amorphe et des particules métalliques, bien que les feuillets graphitiques entourant le métal

constituent souvent un obstacle à son oxydation.

I.8.2 Les méthodes physiques :

Elles reposent sur la différence de formes et/ou de densité entre les nanotubes (longs et anisotropes) et les impuretés (le plus souvent sphériques). Parmi ces méthodes, on peut citer la microfiltration (tangentielle ou directe) et la chromatographie d'exclusion stérique. La purification par centrifugation, reposant sur la différence de densité entre les CNTs et les particules d'origine métallique, est également utilisée. L'avantage de ces méthodes est qu'elles ne nécessitent pas de traitement d'oxydation, elles sont donc en principe moins agressives que les méthodes chimiques, et elles préservent la structure des CNTs. D'après Hou et al, qui dressent un comparatif entre une dizaine de techniques, ces méthodes sont longues et coûteuses ; elles sont, en outre, souvent difficiles à mettre en place [HOU 2008].

I.8.3 Ouverture des nanotubes :

De nombreuses procédures ont été développées pour ouvrir les échantillons de CNTs. On distingue deux principales méthodes d'ouverture les plus couramment rapportées dans la littérature. Les nanotubes peuvent être ouverts par oxydation chimique en milieu liquide [TSA 1994], ou par oxydation thermique, en chauffant les nanotubes en présence d'un gaz par exemple l'oxygène de l'air [AJA 1993]. Il est à noter que les stratégies développées pour l'ouverture des MWNTs restent valables aussi pour les SWNTs. Cependant, il est évident que les conditions d'oxydation des MWNTs doivent être plus sévères que pour les SWNTs du fait du nombre plus important de parois [CLE 2007].

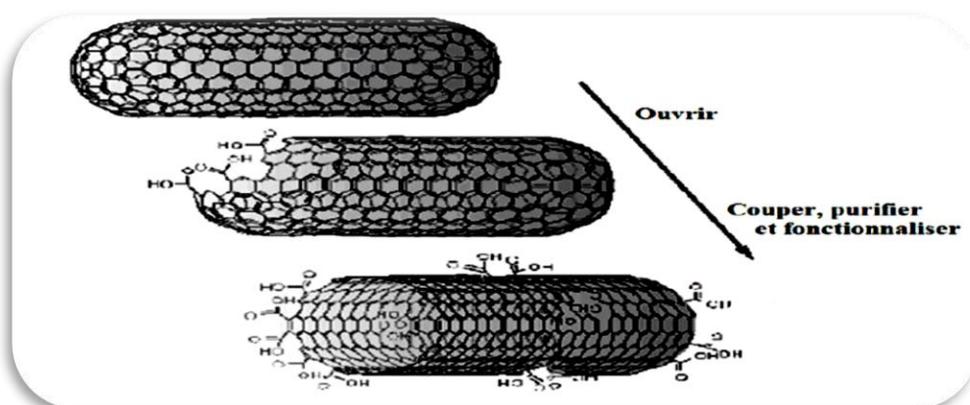


Figure I.22: Représentation de l'oxydation par l'acide nitrique des NTCs.

I.9 Applications technologiques des nanotubes de carbone :

Les nanotubes de carbone et Grâce à leurs dimensions nanométriques et leurs propriétés spécifiques sont des matériaux très intéressants du point de vue applications. Vu leur très important facteur de forme, ils sont d'excellents émetteurs d'électrons sous faible champ. Cela intéresse particulièrement l'industrie des écrans plats. Ils peuvent stocker une quantité importante d'hydrogène et intéressent donc l'industrie des batteries.

L'application la plus directe envisagée consiste à les utiliser comme additifs pour polymères (thermoplastiques, thermodurcissables et élastomères) [Houdyp 2006]. Les propriétés spécifiques des nanotubes de carbone peuvent ainsi être transposées dans des matrices, à condition d'assurer une bonne dispersion de l'additif dans le composite.

Des matériaux composites haute performance ou des polymères conducteurs contenant des nanotubes peuvent ainsi être trouvant leurs applications dans l'automobile (peintures conductrices évitant l'emploi de solvants polaires), l'aéronautique (ailes d'avions, trains d'atterrissage des hélicoptères, etc.), Il existe d'ailleurs déjà des prototypes utilisés par des sportifs de haut niveau (cyclistes utilisant des vélos dont le cadre est un matériau composite contenant des nanotubes, joueurs de tennis utilisant des raquettes à base de nanotubes de carbone, joueurs de hockey utilisant des crosses dopées en nanotubes de carbone). Ils peuvent aussi être utilisés comme une peinture anti fouling enrichie en nanotubes de carbone. Nous verrons par la suite que leur rigidité, leur grande flexibilité et leur très faible diamètre les nanotubes de carbone sont utilisés comme pointes dans les microscopies à force atomique, de plus, sous forme de fibres macroscopiques [Bernard 2007].

I.10 Propriétés des nanotubes de carbone :

Depuis leur découverte, les nanotubes de carbone ont révélé des propriétés physiques qui ont motivé de très nombreuses études scientifiques. Un grand nombre d'applications ont déjà peut être démontées, et les potentialités restent encore aujourd'hui importantes dans de nombreux domaines.

I.10.1 Propriétés mécaniques :

La force des liaisons C-C confère aux nanotubes des propriétés mécaniques exceptionnelles. Des calculs théoriques prédisent tout d'abord ces propriétés : des valeurs de 1 à 5 TPa furent calculées pour le module d'Young axial de SWNTs (des valeurs comparables à celle du module d'Young tangentiel pour un feuillet graphène, à savoir $\sim 1,0$ TPa). Les premières valeurs expérimentales du module de Young ont été estimées sur des nanotubes

multicouches isolés, par la mesure de leurs vibrations intrinsèques thermiques en microscopie électronique à transmission. Elles sont de l'ordre du TPa, avec une moyenne estimée à 1,8 TPa, mais avec des valeurs pouvant atteindre 4 TPa. D'autres mesures furent réalisées, en utilisant cette fois-ci la microscopie à force atomique. Elles donnèrent des valeurs de 1,3 TPa pour des MWNTs et de 1,0 TPa pour des SWNTs [M.Yu 2000]. Les nanotubes peuvent subir en tension des déformations extrêmes (jusque 10 %-20 %) sans montrer de signes de déformation plastique ou de rupture fragile. La forte capacité des nanotubes à subir des déformations réversibles est due à la flexibilité du feuillet graphène, à la possibilité qu'ont les atomes de carbone de se réhybrider avec un degré d'hybridation sp^2/sp^3 dépendant de la contrainte. Ces ré-hybridations permettent, lors de l'application d'une contrainte, la propagation des défauts dans les réseaux graphènes des parois. Notons enfin que la compression de nanotubes monocouches conduit à une réduction de volume exceptionnellement grande et réversible. La densité augmente rapidement avec la pression, jusqu'à approcher celle du graphite, et retrouve sa valeur initiale après l'arrêt de l'application de la pression. Cette capacité des SWNTs à absorber réversiblement de l'énergie mécanique a été attribuée à un changement de forme réversible de la section transversale des tubes, passant de circulaire à elliptique et vice-versa [Rakrak 2018].

Tableau I.3: Quelques propriétés mécaniques des nanotubes de carbone.

<i>Nanotube de carbone(Propriétés)</i>	<i>Mono-paroi</i>	<i>Multi-paroi</i>
Limite d'élasticité	45 GPa	150 GPa
Module d'Young	1 à 1,4 TPa	1,4 à 1,6 TPa
Module de cisaillement	0,27 TPa	0,44 à 0,47 TPa
Module de flexion	0,2 à 1,2TPa	3 à 30 GPa

I.10.2 Propriétés électroniques :

L'une des caractéristiques importantes des nanotubes de carbone est le lien étroit existant entre leur structure spatiale (la nature du repliement) et leurs propriétés électroniques. Ainsi, en fonction de leur chiralité, les nanotubes de carbone peuvent être métalliques ou semi-conducteurs.

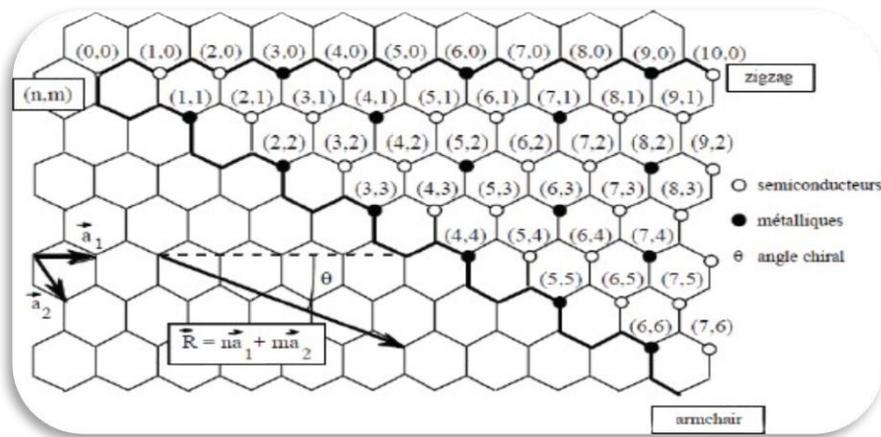


Figure I.23: Propriétés électroniques des nanotubes des SWNT en fonction de leur chiralité.

Un nanotube est métallique si $2n+m$ est un multiple de 3 [Saito 1992], ou de manière équivalente, si $n - m$ est un multiple de 3. Les nanotubes de type chaise, définis par le couple (n, n) , sont donc métalliques ; les autres tubes sont semi-conducteurs en raison des effets de courbure. D'un point de vue technologique, les nanotubes de carbone présentent des propriétés très attrayantes. Métalliques, les nanotubes peuvent porter des densités de courant très grandes, 10^9 A.cm^{-2} [Fischer 1997], valeur extrêmement élevée quand nous la comparons à celle d'un métal usuel, 10^6 A.cm^{-2} . Semi-conducteurs, une application centrale vise à les intégrer dans des dispositifs tels que les transistors à effet de champ constituant ainsi des portes logiques laissant, ou non, passé le courant [Site web1].

I.10.3 Propriétés thermiques :

La conductivité thermique d'un matériau résulte de l'échange de phonons (générés par vibrations moléculaires) et du déplacement d'électrons dans le matériau. Grâce à cet échange de phonons, le diamant est un conducteur thermique alors qu'il est un isolant électrique réputé. Dans le cas du graphite ainsi que du graphène, c'est le déplacement d'électrons qui est le principal responsable de leur conductivité thermique. Comme dans le cas de la conductivité électrique, la conductivité thermique du graphite, du graphène et des NTC est linéaire. Et, à nouveau, la conductivité thermique est liée à la courbure des NTC. La chiralité est donc importante [G. Elsa 2010].

La conductivité thermique du graphène a été estimée à $3080\text{-}5150 \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ à température ambiante [Ghosh 2008]. Pour un nanotube $(10,10)$ isolé à température ambiante, Berber et al ont estimé par simulation sa conductivité thermique à $6600 \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$. Cette donnée est bien plus élevée que celle du graphite ou du diamant, ce dernier étant connu pour

être un excellent conducteur thermique (de 1000 à 2600 W.m⁻¹. K⁻¹). Expérimentalement, Kim et al ont mesuré sur des MWNT à température ambiante une conductivité de plus de 3000 W.m⁻¹.K⁻¹ [Kim 2001].

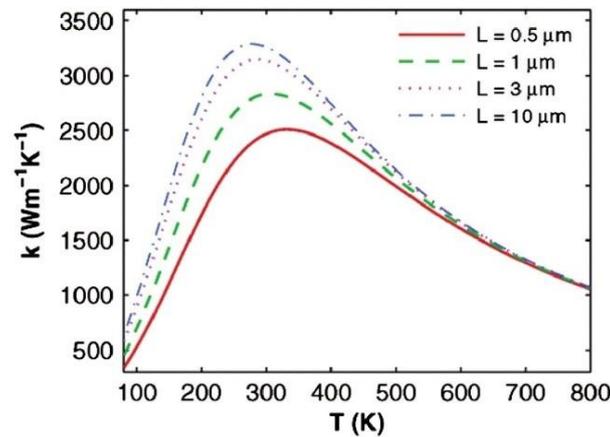


Figure I.24: Conductivité thermique k d'un SWCNT individuel en fonction de la température T et de la longueur L [Marconnet 2013].

I.10.4 Propriétés optiques :

Les nanotubes possèdent des propriétés de limitation optique dans une large gamme de longueurs d'onde, depuis le visible jusqu'au proche infrarouge. Des seuils faibles de non linéarité et de grandes densités optiques ont été obtenues lors de l'étude de dispersions aqueuses de nanotubes monocouches [Vivien L. et al 1999]. Ces performances égalent ou surpassent celles d'autres bons limiteurs optiques, comme le (C60) ou le noir de carbone, que ce soit dans le visible ou le proche infrarouge. Les dispersions liquides de nanotubes monocouches apparaissent donc comme des systèmes prometteurs pour une limitation optique à bande large. D'autres solvants ont été essayés, comme l'éthylène glycol [Mishra S. R. et al 2000] ou le chloroforme [Vivien L. et al 1999]. Plusieurs phénomènes optiques non linéaires peuvent être à l'origine d'une limitation optique : réfraction, absorption, diffusion.

L'origine de la limitation dans le cas des nanotubes est essentiellement une forte diffusion non linéaire engendrée par la formation de bulles de solvant à la surface des nanotubes et par une sublimation des tubes à plus forte fluence [Vivien L. et al 2000]. Il est noté que des (MWCNTs) dispersés dans un film de polymère, en l'occurrence du (PMMA), ont montré également des propriétés de limitation optique large bande [Sun X. et al 1998].

Le développement des sources laser intenses a entraîné la nécessité de concevoir des systèmes de protection pour l'œil et les détecteurs optiques. Les systèmes de protection actifs sont appelés limiteurs optiques. Idéalement, ils transmettent la lumière pour de faibles flux lumineux tandis que pour de forts flux ils limitent la transmission, de manière à maintenir

l'intensité en dessous du seuil d'endommagement du détecteur [Marcoux.P 2002]. Egalement, des études portent sur l'utilisation de nanotubes comme détecteur infrarouge [Xu J. M 2001].

I.10.5 Propriétés de capillarité :

Le nanotube peut être considéré comme un « nano fil » creux qu'il est possible de combler par capillarité. On peut ainsi encapsuler à l'intérieur du nanotube des métaux [Ajayan 1993 (1)], [Grobert 1999] (Figure I.25(a)) ou bien des macromolécules comme des fullerènes [Suenaga1 2000] (Figure I.25(b)). Ces structures à base de fullerène appelées « peapods » ont été observées la première fois par Smith et al. [Smith 1998] Des metallo fullerènes (un fullerène qui possède un ou quelques atomes métalliques emprisonnés dans sa structure cage carbonée) peuvent être aussi encapsulés dans les (SWNT) (Figure I.26 (b)). De nombreux métaux (le plus souvent des terres rares) peuvent être ainsi isolés à l'état atomique et arrangés sous la forme d'une chaîne [Suenaga1 2001] Il s'agit là d'une des très rares structures où des atomes peuvent être observés et analysés de manière isolée [Gohier 2007].

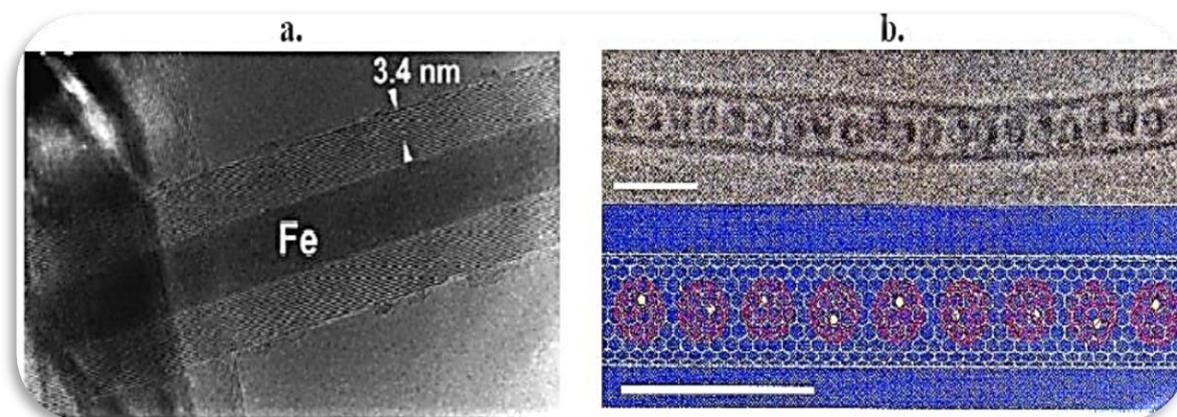


Figure I.25: Photos de montrant l'intégration d'atomes dans des nanotubes (a) Fe encapsulé dans un MWNT [Grobert 1999] et (b) C82 encapsulé dans un (SWNT). [Suenagal 2000].

I.11 Défauts des nanotubes de carbone :

Parmi les défauts présents dans les nanotubes pouvant avoir une influence notable sur les propriétés mécaniques, nous distinguons les dislocations, les agglomérats, et les défauts topologiques. Les atomes de carbone peuvent former par exemple des pentagones ou des heptagones plutôt que des hexagones. Les dislocations entraînent une diminution de la résistance à la rupture, alors que les défauts topologiques, lorsqu'ils induisent une courbure locale de la couche de graphite, peuvent diminuer le module élastique effectif d'un nanotube. Les pentagones, supposés à l'origine des courbures observées par TEM, ont été détectés par

microscopie à effet tunnel car ils induisent une modification de la densité électronique locale. Le nanotube multi-parois est formé de plusieurs couches concentriques et, comme dans le cas du graphite, chaque couche interagit avec ses voisines par l'action des forces de Van der Waals. Ces forces étant faibles, nous pouvons nous interroger sur la qualité du couplage mécanique entre les couches [Medani 2022].

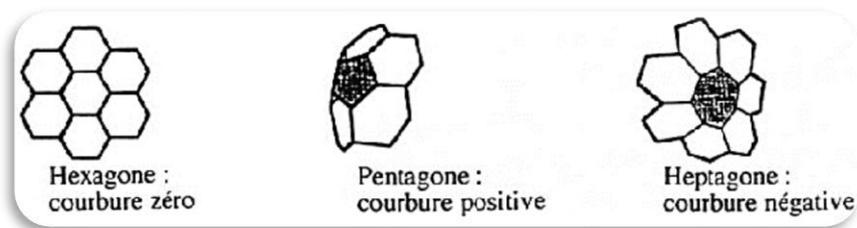


Figure I.26: Influence du type de cycle sur la courbure de la surface.

La combinaison de plusieurs de ces défauts sur un tube peut induire un grand nombre de géométries particulières. Ainsi, du fait de l'annulation de leurs courbures respectives à un niveau global mais non à un niveau local, une paire heptagone-pentagone (appelé défaut de Stone-Wales [Stones 1986]) peut provoquer une variation de diamètre et de chiralité le long du tube (figure I.27).

De telles combinaisons peuvent expliquer la forme torsadée de certains nanotubes multicouches produits par décomposition catalytique d'hydrocarbures. En introduisant ces défauts en plus grand nombre dans le réseau graphitique, il est possible d'imaginer une grande quantité de structures variées [jonctions en Y, en T, etc.] (figure I.28).

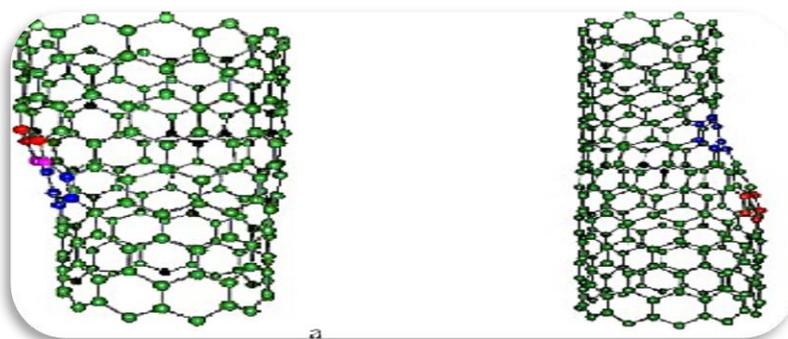


Figure I.27: Introduction d'une paire pentagone-heptagone provoquant une variation de diamètre et de chiralité : a- de (11,0) à (12,0) ; b- de (9,0) à (12,0).

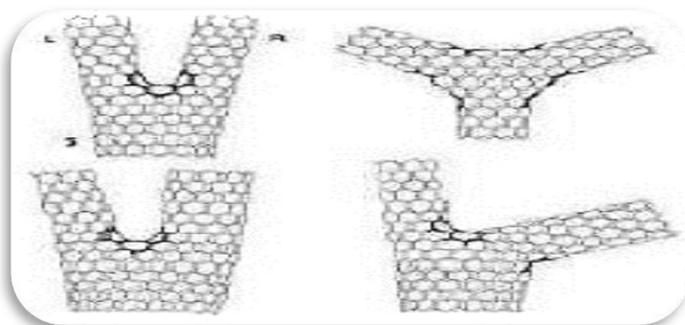


Figure I.28: Défauts pentagonaux et heptagonaux se traduisant par des jonctions.

En plus de ces défauts qu'on pourrait qualifier d'intrinsèques, il faut tenir compte d'impuretés, carbonées ou non, s'ajoutant aux nanotubes. La nature de ces impuretés dépend naturellement du mode de synthèse des nanotubes [Marcoux 2002].

I.12 risques et préventions :

Très peu de connaissances sont actuellement disponibles sur la toxicité pour l'homme des nanotubes de carbone. La plupart des données toxicologiques proviennent d'études réalisées in vitro [Muller 2008], ou in vivo [M. Naya 2012] chez l'animal. Ces travaux sont de surcroît de portée limitée (expositions uniques de courte durée pour la détection rapide d'effets éventuels) et les caractéristiques physiques et chimiques des nanotubes utilisés y sont rarement précisées (types, granulométrie, présence de métaux, etc.). Or les propriétés toxicologiques des nanotubes de carbone sont directement corrélées à leurs caractéristiques physico-chimiques [Ricaud 2008].

L'appareil respiratoire constitue la voie majeure de pénétration de nanotubes de carbone dans l'organisme humain. Leur finesse les rend volatiles et leur diamètre nanométrique leur permet de pénétrer dans les cellules du corps humain.

Toutes les étapes de la production allant de la réception et de l'entreposage des matières premières jusqu'au conditionnement et à l'expédition des produits finis, en passant par le transfert éventuel de produits intermédiaires peuvent risquer les salariés aux nanotubes de carbone. De même, leur utilisation et, plus précisément, leur manipulation, leur incorporation dans diverses matrices ainsi que l'usinage (découpe, polissage, nettoyage, perçage, etc.) de composites en contenant constituent des sources d'exposition supplémentaire. Leur nature (poudre, suspension dans un liquide, intégration dans une matrice polymère, etc.), les méthodes de synthèse utilisées, le degré de confinement des différentes étapes, la quantité de produits manipulée, les moyens de protection mis en place et la capacité des produits à se retrouver dans l'air ou sur les surfaces de travail constituent les principaux paramètres qui

influent sur le degré de risque.

La zone de travail doit être signalisée, délimitée et restreinte aux seuls salariés directement concernés par la fabrication ou l'utilisation des nanotubes de carbone. Les zones susceptibles d'exposer aux nanotubes de carbone doivent être clairement identifiées et séparées des zones « propres ». Le passage des unes aux autres doit comporter les installations nécessaires au changement d'équipements de protection éventuels. L'installation de vestiaires doubles permet d'éviter tout risque de contamination à l'extérieur des aires de travail. Les sols et les surfaces de travail (de préférence lisses avec des coins arrondis) doivent être régulièrement et soigneusement nettoyés à l'aide de linges humides et d'un aspirateur équipé de filtres à très haute efficacité afin de réduire la contamination des lieux et la remise en suspension dans l'air des nanotubes de carbone déjà déposés. Tout renversement doit être immédiatement nettoyé selon une procédure établie en fonction du risque. La présence sur les lieux de travail d'éviers et de douches est nécessaire pour la décontamination des régions cutanées exposées aux nanotubes de carbone.

Si le captage est insuffisant dans les ateliers de production ou d'utilisation des nanotubes de carbone, il est recommandé de porter un appareil de protection respiratoire ; en tenant compte du fait que les objets de taille nanométrique sont susceptibles de passer par la moindre fuite. Pour les travaux exposants (fabrication, manipulation, transfert de nanotubes de carbone, etc.), il est recommandé de porter un appareil isolant à apport d'air externe, à savoir un masque, une cagoule ou une combinaison complète à adduction d'air comprimé [Hure 2002].

I.13 Conclusion :

La découverte des nanotubes de carbone, nanomatériaux carbonés constitués d'un ou de plusieurs tubes concentriques, a fait ouvrir un nouveau axe dans la recherche dans le domaine des nanosciences et nanotechnologies. Ceci est justifié compte tenu de leurs multiples propriétés et applications potentielles très intéressantes, que ce soit dans l'électronique, ou la physique et la chimie des matériaux.

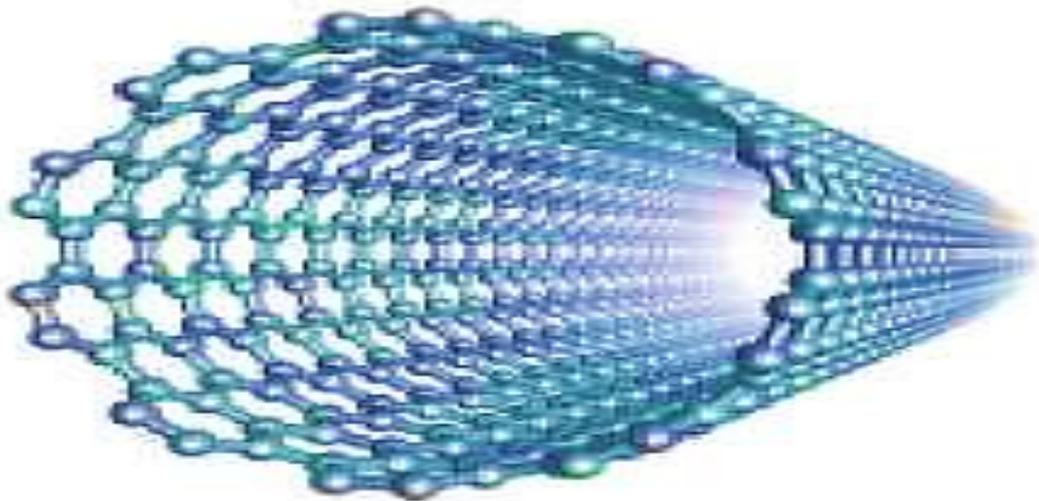
Dans un premier temps, nous avons étudié les méthodes de synthèse des nanotubes de carbone. Parmi ces synthèses, la méthode de dépôt chimique en phase vapeur CVD présente de grands avantages. Elle permet de réaliser la croissance des (NTC) de manière localisée et orientée perpendiculaire au substrat.

Nous avons vu les propriétés qu'ils possèdent et les avons comparées à d'autres matériaux plus communs montrant leur caractère exceptionnel. Nous avons présenté un aperçu

bref des applications qui pouvaient en découler, nous rendant compte qu'une application donnée nécessitait un type de nanotube particulier SWCNT ou MWCNT et comprenait des contraintes données sur les méthodes d'élaboration.

En raison des propriétés physiques remarquables, Les nanotubes de carbone font l'objet d'une attention particulière. La combinaison de leurs propriétés mécaniques, thermiques et électriques renforcées avec des densités très faibles font penser que les nanotubes de carbone sont les candidats idéaux pour des nanocomposites hautes performances.

***CHAPITRE II :
GÉNÉRALITÉS SUR
LES
NANOCOMPOSITES***



II.1 Introduction :

Au cours des dernières décennies, Les nanocomposites polymères ont suscité un grand intérêt pour les chercheurs et les industriels. Sous le terme « nanocomposites » sont rassemblées les familles de matériaux composites structurés, pour au moins une des phases, à l'échelle nanométrique. Ces matériaux sont formés d'une matrice et d'un renfort. La matrice peut être constituée d'une matière métallique, céramique ou polymère. Le renfort assure la tenue mécanique de la matrice et peut se présenter sous forme de particules (minéraux), de feuillets (argiles exfoliées) ou de fibres (nanotubes de carbone).

Les matériaux nanocomposites sont de plus en plus étudiés et commencent par être utilisés dans l'industrie pour les améliorations qu'ils offrent comparés aux composites conventionnels. Ils sont très utilisés dans les industries aéronautiques et automobiles où l'amélioration des performances des structures combinées à leur légèreté constituent des défis quotidiens.

Dans cette partie du travail, on va présenter en première partie une généralité et classification des polymères et la deuxième partie en se focalise au nanocomposite à matrice polymère et à renforts de type nanotube de carbone. Enfin, nous traitons la dispersion des renforts dans la matrice polymère.

II.2 Généralités sur les polymères :

Depuis l'aube de la civilisation, l'homme a utilisé des polymères naturels comme matière à partir de laquelle il pourrait produire des armes, des outils, des vêtements, et un abri. Aujourd'hui, les polymères naturels qui comprennent des matériaux tels que le bois, le caoutchouc, la laine, le coton, la soie, le cuir et le papier ont été par des certaines de polymères synthétiques, communément connu sous le nom de plastique. Les polymères, ces dernières années, ont trouvé une utilisation dans une variété d'application. Certains sont utilisés dans des applications dentaires et médicales. Leur excellente isolation les rend bien adaptés aux applications électriques. En outre, ils ont un usage intensif comme matériaux d'emballage. En termes d'application mécanique, dans certains systèmes, les roulements, les pignons, les joints sont faits de plastique. En remplacement des métaux, ils sont maintenant largement utilisés pour la fabrication des tubes pour le transport des fluides [K. Hachour 2010].

II.3 Les polymères :

Le nom polymère vient du grec (*polus*) plusieurs et (*meros*) partie, qui signifie une classe de matériau. D'un point de vue chimique, un polymère est une macromolécule (grande molécule) formée de l'enchaînement covalent d'un très grand nombre d'unités de répétition qui

dérivent d'un ou de plusieurs monomères (qui sont également appelés motifs) et préparée à partir de molécules appelées monomère. En général, les polymères sont formés à partir de 9 éléments chimiques : le carbone, l'hydrogène, l'oxygène, l'azote, le fluor, le silicium, le phosphore, le soufre et le chlore [Halary 2006].

La technique d'assemblage des monomères pour l'obtention de polymère s'appelle la polymérisation. Le nombre n ($n > 100$) de monomère est appelée « degré de polymérisation » ou « indice de polymérisation » (figure II.1).

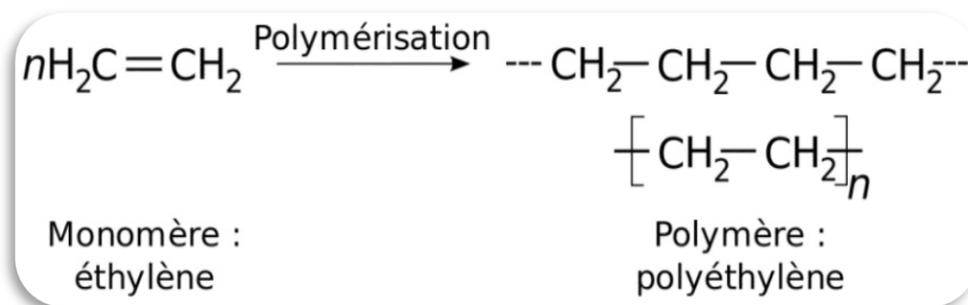


Figure II.1: Exemples de polymérisation.

II.4 Classification des polymères :

Les polymères sont classés suivant plusieurs critères tels que : l'origine, la structure chimique, le comportement thermique, l'utilisation, l'importance économique, le mode de synthèse ou l'état cristallin. Nous indiquons ci-après les classifications les plus courantes.

II.4.1 Classification suivant l'origine :

Les polymères classés selon l'origine peuvent être :

II.4.1.1 Les polymères naturels :

Ce sont des composés organiques formant la matière vivante, comme les protéines, les acides nucléiques, la cellulose, la chitine...

II.4.1.2 Les polymères artificiels :

Obtenus par modification chimique d'un polymère naturel, exemple : méthylcellulose.

II.4.1.3 Les polymères synthétiques :

Ce sont les matières plastiques, les élastomères, les fibres, les adhésifs [Encarta 2007].

II.4.2 Classification selon leur architecture :

Selon Tomalia, les architectures macromoléculaires peuvent être divisées en quatre grandes familles : les polymères linéaires, ramifiés, réticulés et plus récemment, les polymères dendritiques [Tomalia 2001].

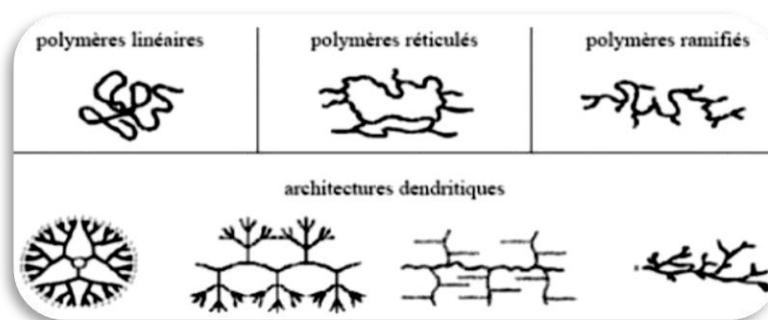


Figure II.2: Classification architecturale des macromolécules des différents polymères selon Tomalia [D.A. Tomalia et al 2001].

II.4.3 Classification selon la structure chimique :

La structure chimique des motifs permet une classification des composés macromoléculaires en homopolymères et copolymères [Young 2011].

II.4.3.1 Les homopolymères :

Sont des polymères qui ne possèdent qu'une seule unité, ces homopolymères sont des longues chaînes formées par la répétition d'un monomère, leurs propriétés mécaniques, écoulement à l'état fondu, optique, sont dues à la structure chimique des monomères et à la longueur des chaînes (*figure II.3*) [S. Jouenne 2005].

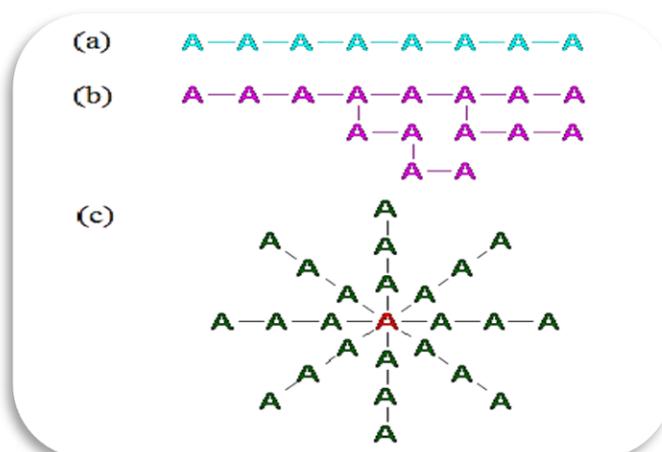


Figure II.3: Homopolymères, (a) linéaires, (b) branchés, (c) étoilés.

II.4.3.2 Les copolymères :

Sont des polymères qui possèdent plusieurs unités, comme pour les homopolymères, les copolymères peuvent se classer dans différentes familles, citons : le mode statistique, alterné, séquencé et greffé (*figure II.4*).

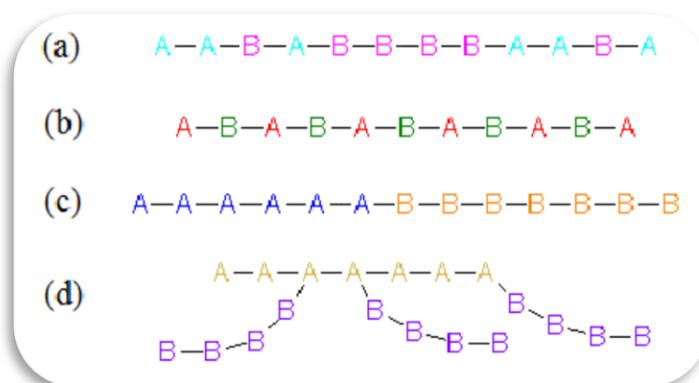


Figure II.4: Copolymères, (a) statistique, (b) alterné, (c) séquencé, (d) greffé.

II.4.4 Classification suivant le comportement thermique :

Les polymères sont souvent classés d'après leurs propriétés thermodynamiques en trois types [Dupeux 2004] :

II.4.4.1 Les thermoplastiques :

Ramollissent sous l'effet de la chaleur, ils deviennent souples, malléables et durcissent à nouveau quand on les refroidit, ces matériaux conservent leurs propriétés et ils sont facilement recyclables. Leurs polymères de base sont constitués par des macromolécules linéaires reliées par des liaisons faibles qui peuvent être rompues sous l'effet de la chaleur ou de fortes contraintes, elles peuvent alors glisser les unes par rapport aux autres pour prendre une forme différente et quand la matière refroidit, les liaisons se reforment et les thermoplastiques gardent leurs nouvelles formes [Methia 2017].

II.4.4.2 Les thermodurcissables :

Les matières thermodurcissables sont les produits dont la transformation conduit, par une réaction chimique, à des composés macromoléculaires tri-dimensionnels qui sont des matières thermodurcies ou thermorigides. Dans ce cas les chaînes de départ sont beaucoup plus courtes et plus réactives, ces chaînes vont se lier ensemble chimiquement, cette réaction conduit à des liens chimiques rigides et met en jeu toutes les molécules présentes pour former un réseau tridimensionnel [Medani 2022].

II.4.4.3 Les élastomères :

Ces polymères présentent les mêmes qualités élastiques que le caoutchouc, un élastomère au repos est constitué de longues chaînes moléculaires repliées sur elles même, sous l'action d'une contrainte, les molécules peuvent glisser les unes par rapport aux autres et se déformer [Medani 2022].

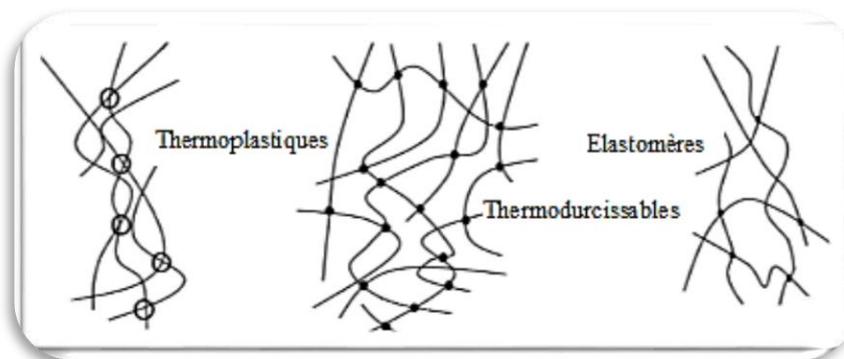


Figure II.5: Les principaux groupes des polymères [Seyni 2008].

II.5 Structures moléculaire des polymères solides :

A l'échelle macromoléculaire, les polymères ont essentiellement deux structures différentes. L'état amorphe qui est caractérisé par une structure de type pelote statistique. L'état cristallin qui lui est caractérisé par un ordre à grande distance.

II.5.1. Structure amorphe et cristallin :

Les zones dites « amorphes » correspondent à une structure comparable à celle des liquides qui est caractérisé par une structure de type pelote (*figure II.6(a)*). Il n'y a pas de distance constante entre les macromolécules et aucune régularité dans l'arrangement et l'orientation de celles-ci dans des zones submicroniques. Les macromolécules peuvent former des points d'enchevêtrement physiques qui sont inévitables à partir d'une certaine longueur des chaînes moléculaires, très souvent atteinte dans les polymères commerciaux. La longueur des segments entre les enchevêtrements est en général suffisamment grande pour que les segments se comportent comme des chaînes individuelles. Les segments de chaînes sont capables de créer une certaine mobilité moléculaire si des espaces libres sont régulièrement distribués dans tout le volume du matériau. Ces espaces constituent le volume libre du matériau qui détermine la mobilité des macromolécules et l'aptitude du polymère à changer de conformation [Zidour 2012].

Sous l'influence de certaines actions physiques, des zones ordonnées, suivant un réseau périodique, pourront apparaître au sein du polymère. Dans ces zones dites cristallines les chaînes resteront parallèles les unes aux autres (*figure II.6 (b)*), et entre elles s'établiront un réseau d'interactions transversales qui maintiendra la solidité de la structure. Du fait de l'existence des enchevêtrements entre les chaînes qui se conservent dans le solide pendant la formation des zones cristallines, la régularité du parallélisme des chaînes se trouve limitée à des portions restreintes des longueurs de celles-ci. Les domaines cristallins, dans l'impossibilité où

ils se trouvent alors de croître jusqu'à occuper la totalité de la masse du polymère, restent de dimension limitée.

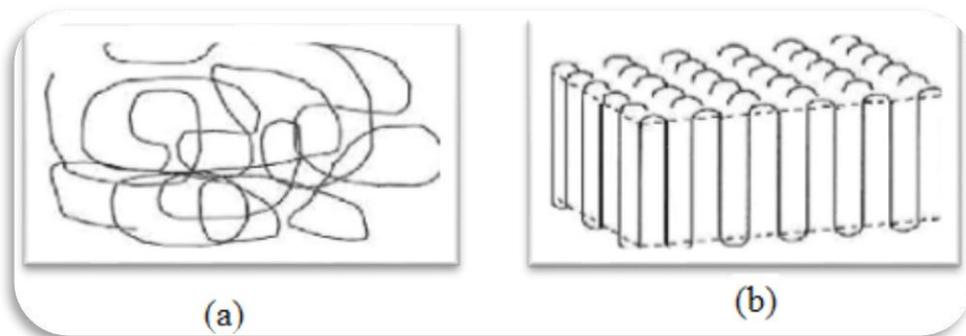


Figure II.6: a) Schématisation de la structure type d'une pelote statistique
b) Schématisation du repliement des chaînes dans un monocristal.

II.5.2 Structures semi-cristallines :

La morphologie semi-cristalline se présente localement comme un ensemble de lamelles cristallines, séparées entre elles par une phase amorphe (*figure II.7*). Les deux phases sont liées entre elles par des segments de chaînes macromoléculaires appelés molécules de lien, car ces dernières peuvent participer à la formation de plusieurs lamelles cristallines en même temps [Haudin 1995], [Nitta 1999]

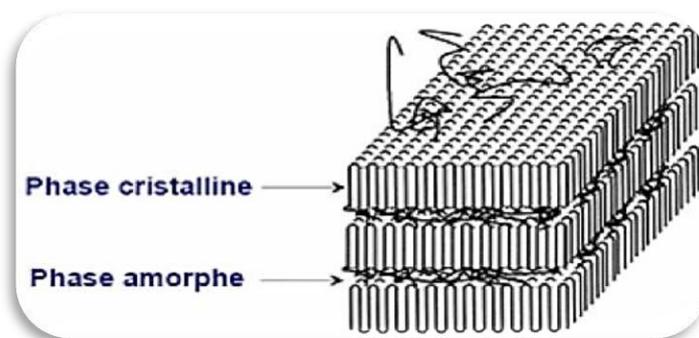


Figure II.7 : Structure d'un polymère semi-cristallin
[Addiego 2006].

II.6 Applications des polymères :

Les polymères constituent une des principales révolutions techniques du XX^{ème} siècle. Ceux-ci sont utilisés pour un nombre extraordinaire d'applications à tous les échelons de la vie. [Barlow 1991], [Boudou 2002].

Tableau II.1: Les domaines d'application des polymères.

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

II.7 Propriétés des polymères :

Les propriétés des matériaux polymères sont beaucoup plus sensibles que celles des métaux aux influences extérieures telles que la température, la dureté, l'intensité de la contrainte appliquée, les radiations UV et les agents chimiques. La densité des polymères par rapport à l'eau, à l'état compact, s'étage entre 0,9 et 1,5. Cela en fait des matériaux très légers, comparés aux métaux, céramiques, verres ou même certains bois. Ils ne sont stables qu'à des températures modérées. La plupart des polymères thermoplastiques se ramollissent ou fondent à des températures comprises entre 100 et 250 °C ; un polymère est dit « thermostable » s'il résiste à 300 °C durant quelques instants, la plupart des polymères se dégradent à des températures supérieures. Le module de Young des polymères thermoplastiques est inférieur à 3 GPa, comparé à 20 GPa pour les bétons et 200 GPa pour l'acier [Hamza 2020].

éthylène	$\text{CH}_2 = \text{CH}_2$	polyéthylène (PE) $-(\text{CH}_2 - \text{CH}_2)_n$
tétrafluoroéthylène	$\text{CF}_2 = \text{CF}_2$	polytétrafluoroéthylène (PTFE) $-(\text{CF}_2 - \text{CF}_2)_n$
propylène	$\text{CH}_2 = \overset{\text{CH}_3}{\underset{ }{\text{CH}}}$	polypropylène (PP) $-(\text{CH}_2 - \overset{\text{CH}_3}{\underset{ }{\text{CH}}})_n$
chlorure de vinyle	$\text{CH}_2 = \overset{\text{Cl}}{\underset{ }{\text{CH}}}$	polychlorure de vinyle (PVC) $-(\text{CH}_2 - \overset{\text{Cl}}{\underset{ }{\text{CH}}})_n$
styrène	$\text{CH}_2 = \overset{\text{C}_6\text{H}_5}{\underset{ }{\text{CH}}}$	polystyrène (PS) $-(\text{CH}_2 - \overset{\text{C}_6\text{H}_5}{\underset{ }{\text{CH}}})_n$
acrylonitrile	$\text{CH}_2 = \overset{\text{CN}}{\underset{ }{\text{CH}}}$	polyacrylonitrile (PAN) $-(\text{CH}_2 - \overset{\text{CN}}{\underset{ }{\text{CH}}})_n$
méthacrylate de méthyle	$\text{CH}_2 = \overset{\text{CH}_3}{\underset{\text{O} = \text{C} - \text{O} - \text{CH}_3}{\text{C}}}$	polyméthacrylate de méthyle (PMMA) $-(\text{CH}_2 - \overset{\text{CH}_3}{\underset{\text{O} = \text{C} - \text{O} - \text{CH}_3}{\text{C}}})_n$

Figure II.8: Exemples de monomères et des polymères correspondants [Dupeux 2004].

II.8 Définition d'un matériau composite :

Un matériau composite est par définition, tout alliage ou matière première comportant un renfort sous forme filamentaire. Il nécessite l'association intime d'au moins deux composants le renfort et la matrice, qui doivent être compatibles entre eux et se solidariser, ce qui introduit la notion d'un agent de liaison, l'interface. Contrairement aux matières premières classiques dont on connaît à l'avance les caractéristiques mécaniques, celles des composites ne sont réellement connues qu'après fabrication, car on réalise, en même temps, le matériau et le produit.

Actuellement, les composés à matrice organique représentent plus de 99% des matériaux composites ; toutefois, il existe également des composites à matrice inorganique (métallique ou céramique) dont la diffusion reste encore marginale [Berrabah 2011].

Les matériaux composites permettent d'augmenter la durée de vie de certains équipements grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques. Ils contribuent au renforcement de la sécurité grâce à une meilleure tenue aux chocs et au feu. Ils offrent une meilleure isolation thermique ou phonique et, pour certains d'entre eux, une bonne isolation électrique. Ils enrichissent aussi les possibilités de conception en permettant d'alléger des structures et de réaliser des formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions [Benatta 2011].

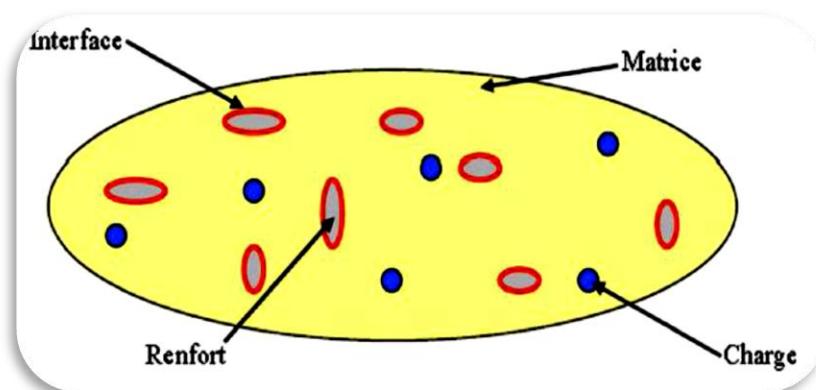


Figure II.9: présentation schématique d'un matériau composite [Aucher 2011].

II.9 Présentation des matériaux composites :

Les matériaux composites sont constitués d'au moins deux phases élémentaires différentes. L'une de ces phases est continue, c'est la matrice (résistance mécanique faible) à l'intérieur de laquelle est dispersée la seconde phase, nommée renfort (résistance mécanique plus élevée). Lorsqu'une contrainte est exercée sur un matériau composite, c'est la matrice qui va emmagasiner les contraintes puis les transmettre vers les renforts. L'intérêt élémentaire

d'une structure composite est par conséquent la rigidité mécanique. Cependant, du fait de leurs différentes propriétés exceptionnelles, les CNTs peuvent idéalement servir de renforts dans les matrices polymères pour des applications électroniques ou thermiques [Bozlar 2009].

II.9.1 Matrice :

Différentes classes de matériaux peuvent servir de matrice pour un matériau composite. Ainsi, on peut principalement citer trois types de matrices :

- celles dites organiques, qui regroupent essentiellement les polymères ;
- les métalliques (aluminium, nickel...);
- les céramiques (carbure de silicium).

L'utilisation de matrices métalliques [Cha 2005] renforcées par des CNTs fut d'actualité à une période, mais celle-ci a été rapidement écartée pour laisser la place aux polymères. Les matrices polymères, et en particulier les résines thermodurcissables sont utilisées en abondance de nos jours du fait de leurs nombreux avantages : bonnes propriétés mécaniques, masses faibles, mise en forme simple et rapide.

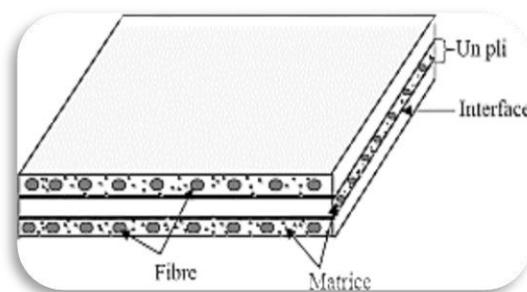


Figure II.10: La forme géométrique de la matrice.

II.9.2 Les fibres :

Les fibres (renforts) contribuent à améliorer la résistance mécanique et la rigidité des matériaux composites et se présentent sous forme filamentaire, allant de la particule de forme Allongée à la fibre continue qui donne au matériau un effet directif [Berreur 2002]. Les propriétés des composites sont principalement influencées par le choix des fibres [Teng 2002]. Parmi les fibres les plus connues en génie civil, on peut citer : le carbone (haut module élastique et résistances mécaniques importantes à la fatigue), le verre (résistances moyennes, très utilisé pour renforcer les bétons) et l'aramide (de haute résistance à la traction, utilisée en câbles de hautes performances) [Abdessemed 2011].

II.10 Les nanocomposites et différences avec les composites « classiques » :

Les nanocomposites (NTC/Polymère) font l'objet d'une littérature très abondante. [Yam 1995], [Tho 2001], [Rak 2001], [Lau 2002], [Pet 2003], [Pop 2004], [Tho 2005], [Col 2006]. Ils sont également composés d'une matrice contenant des charges. La différence par rapport aux matériaux composites classiques provient du fait que les charges possèdent au moins une dimension de l'ordre du nanomètre. Ces nanocharges peuvent être monodimensionnelles (NTC), bidimensionnelles (argiles en feuillets) ou encore tridimensionnelles (nanosphères). Les (NC) présentent plusieurs intérêts par rapport aux composites classiques. Un premier intérêt réside dans la surface interfaciale entre les nanocharges et la matrice. Pour un poids donné, les nanoparticules présentent une surface d'échange beaucoup plus importante que les particules de taille microscopique. Les (NC) ont donc de meilleures propriétés comparativement aux composites classiques, comme par exemple une meilleure répartition des contraintes à l'intérieur de la matrice.

Bien que l'ajout de charges microscopiques dans une matrice permette d'améliorer quelques propriétés, cela se fait au détriment d'autres propriétés. Les (NC) présentent souvent des propriétés similaires aux composites classiques mais pour des teneurs en charges jusque 20 fois inférieures, limitant ainsi par la même occasion la dégradation des propriétés provoquée par l'ajout de charges macroscopiques [Penu 2008].

Tableau II.2: Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticules aux polymères [Koo 2006].

Propriétés améliorées	Inconvénients
✓ Propriétés mécaniques (ténacité, rigidité)	✓ Augmentation de la viscosité (processabilité)
✓ Barrière aux gaz	✓ Difficultés de dispersion
✓ Retardateurs de flammes	✓ Sédimentation
✓ Expansion thermique	✓ Coloration noire lorsque des particules de carbone sont utilisées
✓ Conductivité thermique	
✓ Résistance chimique	
✓ Renforcement	

II.11 Les matériaux nanocomposites :

Un composite est un assemblage d'au moins deux matériaux, généralement non miscibles, chacun apportant une fonctionnalité particulière. Le nouveau matériau possède alors des propriétés que les matériaux qui le constituent n'ont pas individuellement. Les éléments

formant un matériau composite se composent de la charge, également appelée renfort, qui améliore la stabilité et ses performances, et la matrice qui assure la cohésion du matériau, généralement un polymère. Lorsque la taille du renfort a une dimension de l'ordre du nanomètre, on parle de nanomatériaux ou de nanocomposites. Cette taille nanométrique apporte bien des avantages par rapport à une taille micrométrique. Elle permet, par exemple, d'améliorer les propriétés mécaniques sans compromettre la ductilité du matériau car la faible taille des particules ne crée pas de larges concentrations de contraintes [Saint-aubin 2010].

Nous pouvons distinguer trois grandes familles de composites :

- Les composites à matrices céramiques.
- Les composites à matrices métalliques.
- Les composites à matrices polymères.

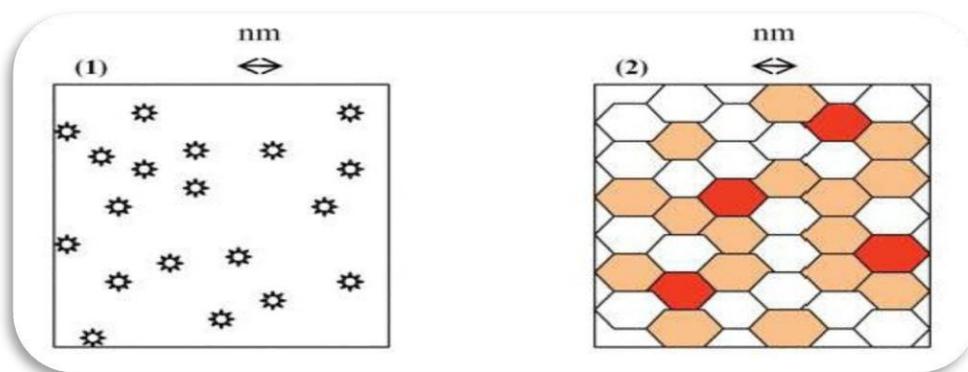


Figure II.11 : Définition morphologique de nanocomposites (1) Composite dans lequel les renforts ont une dimension inférieure ou égale au nanomètre (2) Matériaux résultant de mélanges multiphasiques, dont la répartition en tailles caractéristiques est voisine de la cent.

II.12 Classification des nanocomposites suivant la nature de la matrice :

On peut appliquer l'ancienne classification des composites suivant la nature de la matrice, dans l'ordre croissant de la température d'utilisation. Les matériaux composites à matrice organique ne peuvent être utilisés que dans un domaine de températures ne dépassant pas (200 à 300°C), alors que les autres types de composites sont utilisés au-delà : jusqu'à (600°C) pour une matrice métallique et jusqu'à (1000°C) pour une matrice céramique.

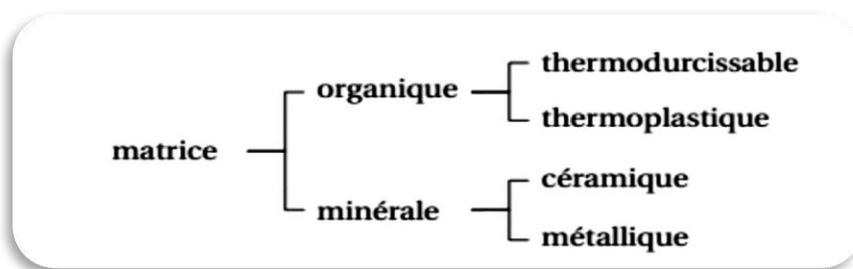


Figure II.12: les différentes familles de matrice [Kassimi 2011].

II.12.1 Les composites à matrice organique :

Ils sont sûrement les plus développés du fait de l'importance commerciale de ces derniers et de la maîtrise (coût et savoir-faire) de nombreux processus de fabrication. Les matériaux à matrice polymère. Les nanocomposites à matrice organique ne peuvent être utilisés que dans un domaine de températures ne dépassant pas 200 à 300 °C [Dupeux 2004].

Elles se subdivisent en deux groupes : Les matrices thermoplastiques et les matrices thermodurcissables. Ce type est aussi appelés composites à matrice polymère.

II.12.1.1 composites à matrices thermoplastiques :

L'intérêt des thermoplastiques réside dans leur faible coût, résultant à la fois de matières premières disponibles et des procédés de fabrication. Toutefois, ce faible coût est lié à des propriétés mécaniques et thermomécaniques faibles. Cependant, ils possèdent la propriété de pouvoir être mis en forme plusieurs fois par chauffage et refroidissement successifs. Ils peuvent donc être récupérés et facilement recyclés [Zidour 2012].

II.12.1.2 composites à matrices thermodurcissables :

Contrairement aux composites à matrices thermoplastiques, les composites à matrices thermodurcissables ne peuvent être mises en forme qu'une fois. En effet, après polymérisation par rapport de chaleur en présence d'un catalyseur, ces résines conduisent à un réseau très réticulé qui ne peut être détruit que par un apport important de chaleur. Ainsi, ils possèdent des propriétés mécaniques et thermiques plus élevées que les composites à matrices thermoplastiques. Ces polymères ne sont pas recyclables, et ce phénomène pose un problème, qui n'a pas encore de solution fiable [Menail 2009].

II.12.2 Les composites à matrice métallique :

Dans certains procédés de fabrication s'inspirent de la métallurgie des poudres. Les particules de seconde phase peuvent être des oxydes, borures, carbures, nitrures. Les composites à matrice métallique encore appelés MMCs (métal matrix composites) sont développés grâce à la facilité et à la maîtrise des procédés de fabrication ainsi qu'à leur faible coût. Ils peuvent être

utilisés jusqu'à 600°C [Lasmi 2014].

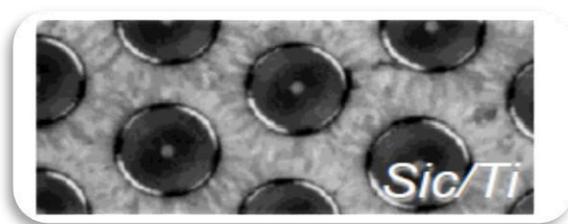


Figure II.13: Composites à matrice métallique.

II.12.3 Les composites à matrice céramique :

Ils sont utilisés pour des applications à plus haute température jusqu'à 1000°C, comme des oxydes, carbures ou nitrures. L'utilisation des céramiques est limitée notamment par leur ténacité à rupture, leur résistance à la fatigue et aux chocs thermiques. Pour résoudre ces problèmes, l'incorporation d'une seconde phase ductile dans la matrice céramique est une solution [Zidour 2012].

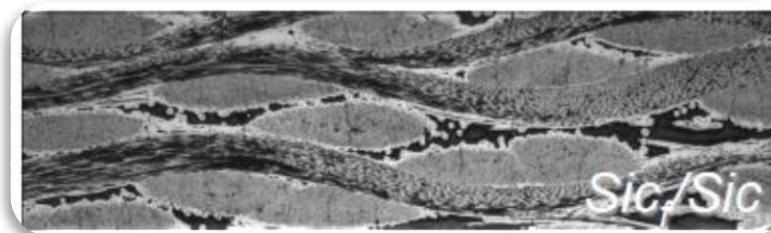


Figure II.14: Composites à matrice céramique.

II.13 Nanocomposites (Nanotube de carbone/matrice Polymère) :

Un nanocomposite de polymère (ou PNC, polymère nanocomposite en anglais) est constitué par un ou plusieurs polymères avec des nanoparticules ou nanocharges dispersées dans la matrice polymère. Les nanoparticules existent sous différentes formes, par exemple feuillets, fibres, ou sphères, mais possèdent au moins une dimension comprise entre 1 et 50 nanomètres. Ce sont des systèmes multi phases qui représentent actuellement environ 95 % de la production de plastiques. Les nanoparticules jouent le rôle d'un renfort ou d'un comptabilisant qui donnent de meilleures propriétés aux composites obtenus. Les nanoparticules, telles les nanotubes de carbone et les argiles, sont de plus en plus utilisées ces dernières années [Xiao 2007]. La particularité des nanocomposites polymère-CNT réside dans la finalité multifonctionnelle du matériau obtenu, du fait des propriétés intrinsèques des CNTs. En effet, l'ajout de CNTs dans une matrice polymère lui confère en plus de la rigidité

mécanique, des augmentations significatives de conductivités électrique et thermique [Bozlar 2009].

II.14 Propriétés des nano composites (polymères /NTC) :

L'ajout de NTC dans une matrice polymère permet, dans la majorité des cas, d'améliorer les propriétés des polymères vierges qu'ils soient sous forme de plaques, de joncs, de fils, etc. [Aurélié 2010].

II.14.1 Propriétés électriques :

La littérature cite énormément de travaux de recherche visant à mettre au point un matériau nanocomposite à base de CNTs avec des performances électriques satisfaisantes [Li 2007] ; [Kilbride 2002]. Les différentes approches s'intéressent notamment à favoriser l'apparition du phénomène de percolation [Kirkpatrick 1973] qui met en évidence le passage du caractère isolant à celui de conducteur du composite. Hart et al, ont fabriqué un composite à base de CNTs et une matrice polymère en polystyrène ayant une conductivité électrique de 10 S/cm à 2 % de CNTs [Grossiord 2008].

II.14.2 Propriétés thermiques :

L'élaboration d'un matériau composite avec un niveau de conductivité thermique élevé est un défi important à relever du fait des applications prometteuses, en particulier dans la réalisation de composants électroniques. Diverses études ont récemment montré une augmentation de (40%) de la conductivité thermique d'une résine epoxy ou du polyuréthane chargée à (0,5%) en masse de (CNTs) [Cai 2008], [Wang 2009].

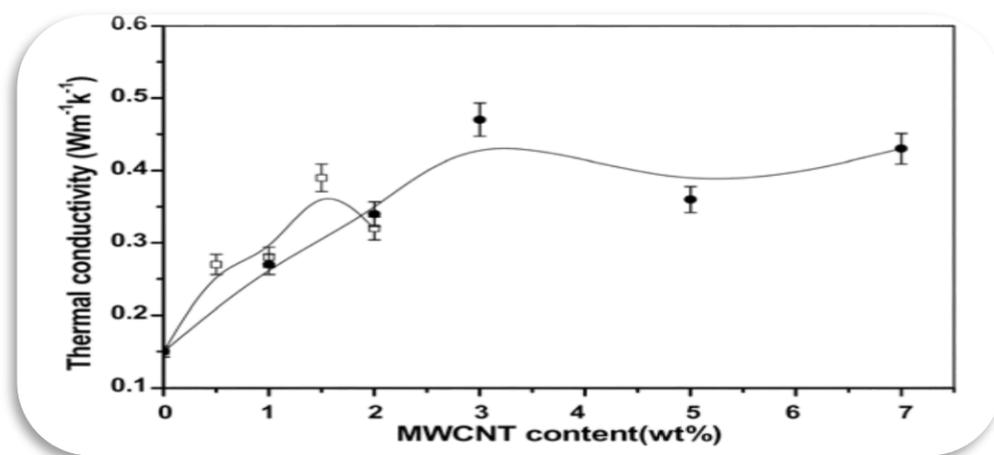


Figure II.15: Evolution de la conductivité thermique dans un nanocomposite à matrice polyuréthane, avec des MWNTs modifiés par deux voies chimiques différentes [Cai 2008].

II.14.3 Propriétés mécaniques :

Les propriétés mécaniques sont influencées de manières différentes par l'ajout de NTC par rapport aux propriétés électriques. En effet, même si l'addition d'une faible quantité semble être bénéfique, l'ajout d'un taux élevé de nanotubes n'entraîne pas forcément une amélioration des propriétés mécaniques. Il crée souvent une modification conséquente du comportement mécanique, avec notamment l'apparition de nombreux défauts (dus aux agglomérats) ainsi qu'une perte de cohésion entre le polymère et les NTC. De ce fait, de plus en plus de chercheurs visent à fonctionnaliser les NTC afin d'améliorer l'interface charge/polymère. Ils modifient chimiquement les NTC afin de les comptabiliser avec du polyuréthane. Ils arrivent ainsi à améliorer les propriétés mécaniques en augmentant la force de rupture. On trouve dans la littérature une grande diversité de résultats concernant les propriétés mécaniques des nanocomposites polymère/NTC en fonction des différentes affinités matrice/charge [Aurélien 2010].

L'amélioration des propriétés mécaniques des polymères ne tient pas uniquement aux excellentes propriétés des nanotubes. En effet, la liaison interfaciale entre les charges et la matrice ainsi que la dispersion des charges sont également à prendre en compte. Ainsi la contrainte à la rupture peut être diminuée par la présence de défauts associés aux agglomérats de nanotubes [Andrews 2002].

II.14.4 Comportement au feu :

L'utilisation des nanocharges comme alternative aux agents retardateurs de flamme conventionnels permet d'améliorer fortement le comportement au feu des polymères. La charge la plus communément utilisée à cet effet est l'argile. Cependant, l'étude de nanocomposites chargés en nanotubes de carbone montre l'efficacité de ces charges en tant qu'agent retardateur. Kashiwagi et al [Kashiwagi 2002], ont montré que le pic de débit calorimétrique de composites (PP/NTC) contenant 1 % et 2 % en volume de nanotube ne représentait respectivement que 27 % et 32 % du pic de débit calorifique du polypropylène seul. Ces résultats sont comparables à ceux obtenus pour des composites (PP/PP-g-AM) (polypropylène greffé anhydride maléique) /argile. L'introduction de 5 % en masse de nanotube dans une matrice polyamide-6 montre également l'efficacité de ces charges dans le retard au feu même si le mécanisme n'est pas encore totalement élucidé [Zidour 2012].

II.15 Interface matrice-renfort dans les nanocomposites à matrice polymère:

La liaison entre la matrice et les renforts est un phénomène physico-chimique fondamental qui est créé lors de la phase d'élaboration du matériau composite. C'est l'interface

(matrice/renfort) qui sera déterminante au niveau des propriétés finales du composite, et notamment du point de vue mécanique [Ajayan 2007].

Il est à rappeler que pour la plupart des matrices polymères, la compatibilité avec les (CNTs) est faible du fait de leurs structures chimiques très différentes. En effet, l'adhésion entre un CNT et un polymère est mauvaise du fait des tensions superficielles trop élevées [Gao 2005]. Ce désagrément empêche par ailleurs une dispersion efficace et homogène des (CNTs) à l'intérieur de la matrice.

De nombreuses études sont menées afin de comprendre et d'améliorer les phénomènes à l'interface [Wei 2006], [Ajayan 2000]. Il s'agit principalement de travailler au niveau de la cohésion entre les deux éléments constitutifs du composite. Ceci peut être réalisé grâce à une modification de surface des (CNTs) avant leur insertion dans la matrice.

II.16 Techniques de mise en œuvre :

II.16.1 Polymérisation in Situ :

Cette méthode consiste à disperser des nanoparticules dans des solutions adaptées de monomères puis à effectuer une polymérisation classique afin d'obtenir des nanocomposites. L'équipe de S. Kaskel [Palkovits 2005] par exemple a employé cette voie en 2005 pour préparer des nanocomposites transparents à base de SiO₂/PMMA. Cette équipe a d'abord préparé des micelles inverses à base d'eau, de tensioactif (AOT) et de monomère (MMA) puis elle a réalisé la préparation des nanoparticules de silice à l'intérieur des micelles par sol-gel. Elle a ensuite rajouté un initiateur pour effectuer la polymérisation (Figure II.16).

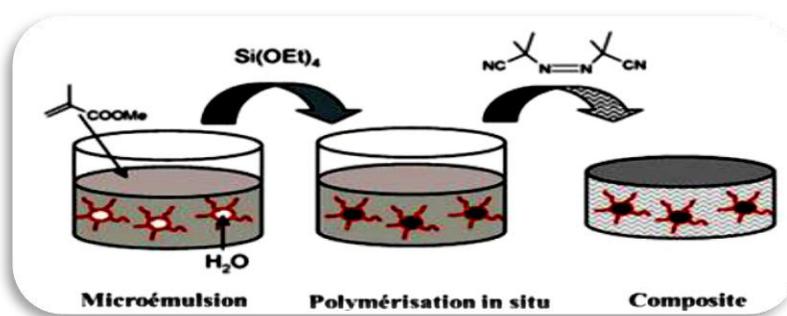


Figure II.16: Préparation in-situ des nanoparticules inorganiques dans des micelles inverses pour l'élaboration de nanocomposites polymères [Palkovits 2005].

II.16.2 Mélange en solution :

Etant particulièrement adaptée pour la synthèse de NC en faibles quantités, cette technique fut pendant longtemps privilégiée du fait de la faible disponibilité et du fort coût de fabrication des NTC.

Cette méthode consiste à mélanger les NTC et le polymère dissous dans une solution. La dispersion des NTC dans la solution se fait généralement à l'aide des ultrasons ou via l'ajout d'un surfactant. Un des principaux inconvénients de cette méthode est l'utilisation et l'élimination du solvant. Un autre inconvénient provient de l'utilisation des ultrasons, qui bien que très efficaces pour disperser les NTC, peuvent également détruire les chaînes macromoléculaires. Une solution consiste à disperser les NTC en solution grâce aux ultrasons avant l'introduction du polymère [Penu 2008].

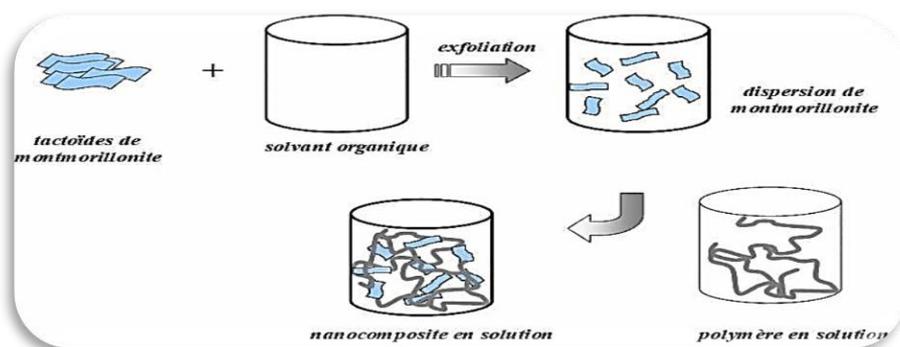


Figure II.17: Elaboration de nanocomposites par voie directe en solution.

II.16.3 Mise en œuvre dans le fondu :

Une des techniques classiques pour préparer des composites polymères consiste à disperser des particules dans un polymère, généralement un thermoplastique, à l'état fondu. La dispersion des particules est améliorée si elles sont fonctionnalisées par des molécules organiques dont la nature chimique est compatible avec celle du polymère. Cette méthode est largement utilisée pour intégrer des nanoparticules d'argiles dans des polyoléfines par exemple. Des groupements fonctionnels cationiques tels que les sels d'ammonium sont utilisés pour modifier la surface des particules et produire ainsi des organo-argiles afin d'obtenir une dispersion homogène dans la matrice [J.Y. Nam 2003].

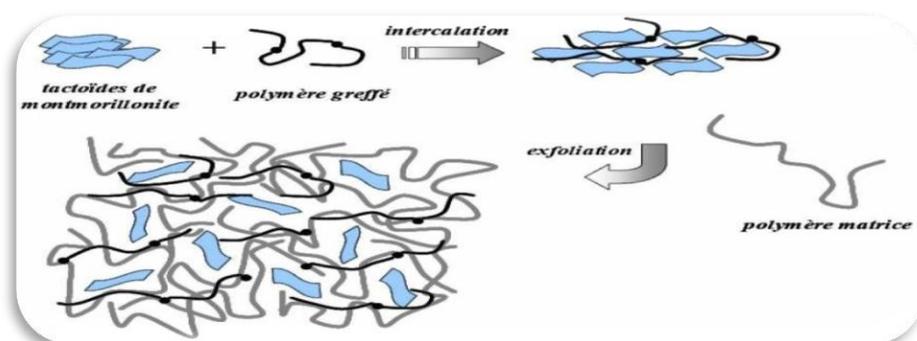


Figure II.18 : Elaboration de nanocomposites par voie fondu.

Tableau II.3 : Comparaison des différentes méthodes d'élaboration des composites polymères/NTC [Chemi 2018].

Méthode de Préparations	Principe	Avantages	Inconvénients
Mélanges-en Solution	Dispersion des NTC et du polymère en solution aqueuse aidée par les ultrasons et/ou la fonctionnalisation des NTC	L'utilisation de faible taux de NTC	L'utilisation et l'élimination des solvants
Mélange a l'état fondu	L'extrusion et l'injection sont les méthodes les plus utilisées afin d'obtenir de meilleures dispersions. La fonctionnalisation et la comptabilisation des NTC peuvent être utilisées	Facile à produire à l'échelle industrielle (simple, propre, Sans solvant)	La viscosité élevée dans le système
Polymérisation in situ	Il existe deux types de polymérisation in situ : - Polymérisation classique en présence de NTC (dans ce cas pas de liaison covalente avec les NTC). - Le « grafting from »	Dans le cas du « grafting from », les propriétés mécaniques des composites sont améliorées	Technique généralement longue

II.17 Dispersion des renforts :

II.17.1 Utilisation des ultrasons :

La seule technique employée au laboratoire pour disperser les CNTs était l'usage des ultrasons, qui est une technique très connue et utilisée en abondance dans le domaine [Xiong 2006] ; [Sluzarenko 2006]. Ce procédé mécanique consiste à utiliser les vibrations de la solution du bain pour casser les enchevêtrements de CNTs. Dans ce cas, le protocole expérimental se déroule en deux étapes

Dans un premier temps, la masse appropriée de CNTs est introduite dans un volume d'éthanol et placée aux ultrasons pendant ~1 heure, jusqu'à ce que le solvant soit entièrement évaporé ; ensuite la poudre de CNTs est ajoutée à la base et à nouveau soumise aux ultrasons durant 1 heure.

La dernière étape d'élaboration du composite consiste à rajouter le catalyseur à la solution précédente pour procéder à la réticulation du polymère.

Les images ci-dessous montrent que l'usage des ultrasons peut fournir des résultats assez satisfaisants. En effet, un tel procédé permet de briser les gros agrégats de CNTs. Cependant, des observations au microscope optique sur une gouttelette de la solution constituée de base + CNTs (après 2 heures de passages aux ultrasons) montrent que des agglomérats de tailles micrométriques persistent (*Figure II.19*).

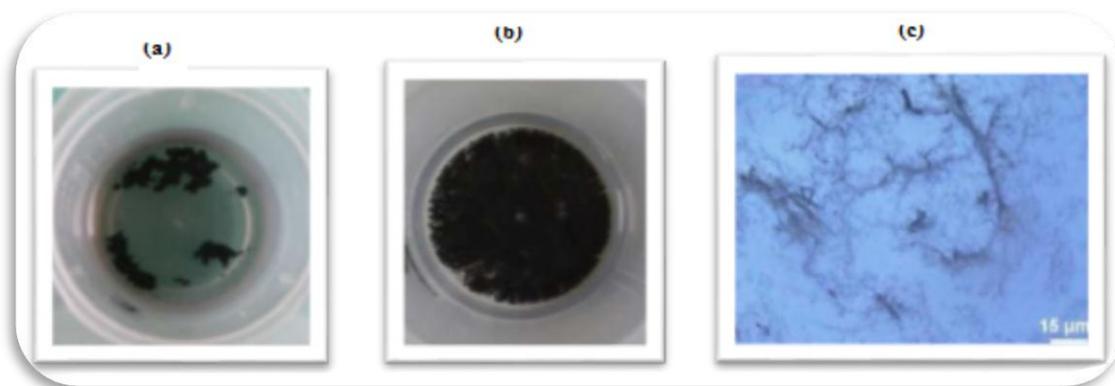


Figure II.19: Photos montrant l'influence de la dispersion des CNTs par ultrasons. (a) CNTs dans l'éthanol avant passage aux ultrasons. (b) Après 1 heure aux ultrasons. (c) Image microscope optique d'une gouttelette de base + CNTs après 2 heures de dispersion. Des agrégats sont encore présents [Bozlar 2009].

Les inconvénients de l'utilisation des ultrasons sont :

- Volume de matière limité.
- Nécessite des liquides de basse viscosité pour qu'elle soit efficace.
- Des recherches [Lu 1996] ; [Gu 2008] ont montré que l'énergie fournie par les vibrations aux fréquences ultrasonores induit des défauts, voire même la coupure des (NTC).

Malgré ces points négatifs, l'utilisation d'ultrasons reste bien souvent nécessaire pour disperser les (NTC) lorsque ceux-ci sont en suspension dans un solvant (avant de mélanger ce dernier à la matrice polymère). Les ultrasons permettent en effet de séparer les amas de tubes, allant même jusqu'à les individualiser. L'étude réalisée par [Liao 2004] montre l'importance de l'utilisation des ultrasons pour améliorer la dispersion des (NTC)

II.17.2 Dispersion mécanique par tri-cylindre :

A l'origine, cet appareil a été conçu pour broyer des produits dans l'industrie pharmaceutique ou alimentaire (*Figure II.20*). Son utilisation pour disperser les CNTs est récente. Thostenson et al. ont montré que le tri-cylindre est un outil assez performant pour disperser de manière homogène les CNTs dans une résine epoxy [Thostenson 2006]. Ils

ont pu ainsi obtenir des niveaux de conductivités électrique et thermique supérieurs à d'autres travaux (utilisant notamment les ultrasons) cités dans la littérature.



Figure II.20: Tricylindre Exakt 80E (Source : Exakt Vertriebs GmbH, Allemagne) [Bozlar 2009].

II.17.3 Principe de fonctionnement :

Le principe général d'un tel système mécanique consiste à appliquer une combinaison de forces cisaillements et de pressions sur un fluide en régime laminaire (Figure II.21).

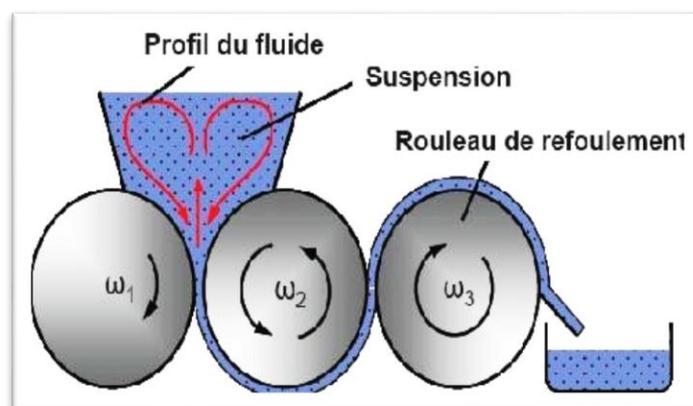


Figure II.21: Schéma du circuit d'un fluide dispersé par tricylindre (Source : IPAT, TU- Braunschweig, Allemagne) [Bozlar 2009].

La solution à disperser est introduite au niveau des rouleaux 1 et 2. Le cylindre du milieu (numéro 2) tourne dans un sens opposé aux deux autres. On peut modifier la vitesse de rotation du rouleau de refoulement ω_3 (tr/min), qui peut varier entre 30 et 600 tr/min. Ensuite, les deux autres cylindres tournent à des vitesses de rotation différentes avec un rapport de démultiplication tel que [Bozlar 2009] :

$$\begin{cases} \omega_2 = \frac{1}{3} \omega_3 \\ \omega_1 = \frac{1}{9} \omega_3 \end{cases} \quad (\text{II.1})$$

Le second paramètre que l'on peut modifier avec cet appareil est la distance entre chaque rouleau. Elle peut être comprise entre 5 et 130 μm .

La combinaison de ces deux paramètres permettant aussi bien de régler la vitesse de rotation des rouleaux (forces de cisaillement) que la distance (pression exercée sur le fluide) entre eux peut être résumée sous cette forme :

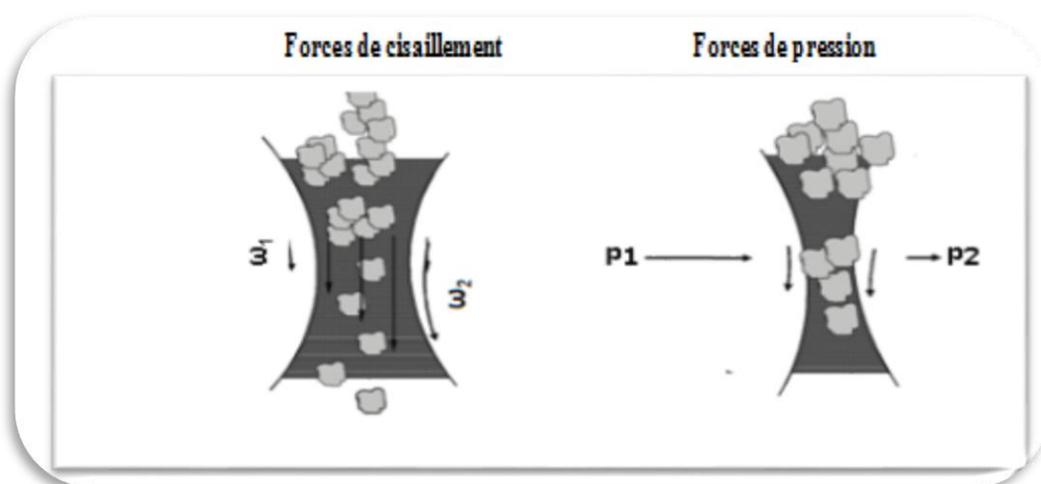


Figure II.22: Actions mécaniques exercées sur le fluide (Source : IPAT TU-Braunschweig, Allemagne).

La dispersion de matériaux avec cet appareil s'effectue donc à partir de plusieurs paramètres ajustables. Nous avons dû travailler sur l'établissement d'un protocole précis afin d'obtenir les meilleurs résultats en matière de dispersion des CNTs.

Dans notre cas, la solution liquide contenant uniquement la base et les agrégats de CNTs est versée au niveau des rouleaux 1 et 2. Le liquide est récupéré à l'aide d'une spatule puis réinjecté dans le circuit durant un temps déterminé. Une étude récente a démontré que l'utilisation d'un tricylindre pour disperser des CNTs dans une matrice epoxy conduisait à de bons résultats en matière de dispersion [Nadler 2008]. De plus, cette méthode évite de trop casser les CNTs.

Finalement, la dispersion mécanique par tri-cylindre a été appliquée pour disperser aussi bien les CNTs que les hybrides $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CNT}$ dans une matrice thermodurcissable.

II.18 Application des nanocomposites dans le domaine de Génie civil :

Même si les nanocomposites sont très présents au niveau de la recherche, peu sont déjà viables commercialement.

Les enjeux de l'industrie portent essentiellement sur le développement de nanocomposites à matrice polymère, l'élargissement des domaines d'application des polymères et l'amélioration de certaines propriétés (allègement et renforcement des structures, amélioration des propriétés optiques, augmentation de la durabilité, mais également résistance au feu, aux températures élevées et aux chocs thermiques).

Il s'agit notamment d'obtenir des céramiques, pigments, poudres et catalyseurs multifonctionnels et plus efficaces, des technologies de collage sans colle, de nouvelles technologies de soudage, des couches fonctionnelles (anti-adhésif, antistatique, etc.), des peintures, vitres, etc.

L'industrie des produits céramiques cherche à renforcer les céramiques en introduisant des nanopoudres comme les nanoparticules de nitrure de silicium qui permettent de renforcer l'alumine. L'industrie du bâtiment développe des capteurs miniaturisés qui seront intégrés dans l'habitat afin d'améliorer le confort et la sécurité. Des recherches sont en cours pour réaliser des revêtements plus résistants ou présentant des propriétés anti-salissures ou antidérapantes.

D'autre part, dans le domaine du génie civil et des grands ouvrages, l'amélioration de la sûreté passe par le renforcement des matériaux de construction. Une des réalisations exceptionnelles touche le secteur des matériaux cimentaires. Un nouveau procédé basé sur les nanotechnologies permet en effet le remplacement de la fumée de silice, une ressource peu accessible employée dans les bétons haute performance. « La nanopoudre de verre ou nanosilice provenant des déchets recyclés est transformée en fine poudre, explique le professeur Arezki Tagnit-Hamou de l'Université de Sherbrooke. « Les nanosphères contenues dans la poudre de verre densifient le béton, le rendant encore plus résistant et moins perméable. » Une avenue qui laisse présager un bel avenir pour cette ressource, quand on sait que la production de béton dans le monde dépasse les quatre milliards de mètres cube par année et constitue la matière la plus utilisée sur la terre après l'eau [Tagrara 2017].

II.19 Marché :

D'après un rapport de la business communication, le marché mondial total pour les nanocomposites polymères, en 2003, a atteint (11 123 tonnes) pour une valeur de (90,8 millions de dollars). Avec une croissance annuelle estimée à (18,4%), il devrait représenter, en 2008, (36000 tonnes) soit une valeur de (211 millions) de dollars. Même si les productions des thermodurcissables et thermoplastiques sont sensiblement les mêmes en volume actuellement, la valeur totale des thermoplastiques est 3,5 fois plus importante. En 2008, les thermoplastiques devraient représenter (77%) de la production en volume et (85%) en valeur [Dihaj 2019].

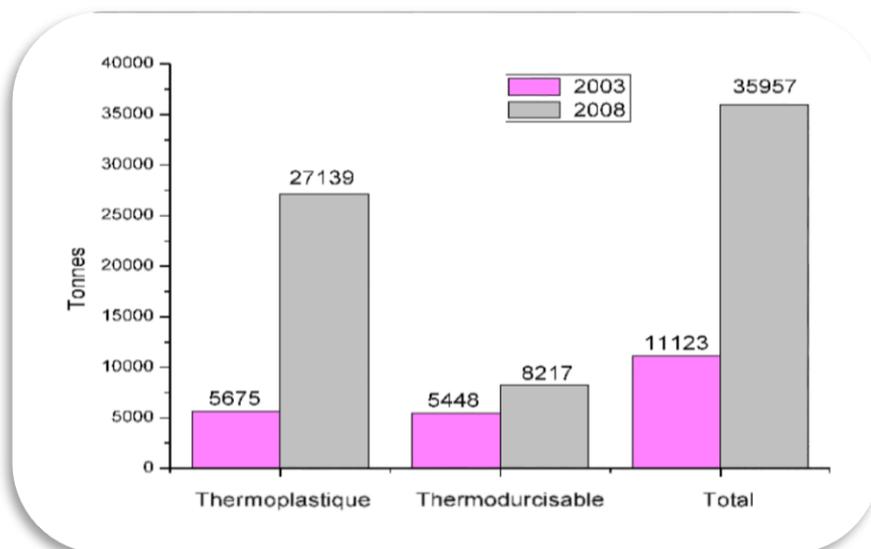


Figure II.23: Production mondiale (en tonnes) de nanocomposites polymères.

II.20 Les limites des nanocomposites :

Les nanocomposites ont leurs propres limites intrinsèques notamment techniques mais sont également confrontés au problème de leur coût. Le premier facteur à contrôler est la taille, la distribution et la répartition homogène des nanoparticules dans la matrice qui confèrent au matériau ses propriétés spécifiques. Il faut développer de nouvelles techniques et procédés pour atteindre la phase d'industrialisation et surmonter les incompatibilités des méthodes antérieures vis-à-vis de la taille nanométrique. Sans ce passage à une production de masse et une baisse des coûts, les nanocomposites se cantonneront à des marchés de niche, comme dans le secteur de l'aéronautique pouvant accepter un surcoût au profit de la performance, ou à des applications beaucoup plus ciblées qui ne peuvent être obtenues que grâce aux propriétés uniques des nanocomposites.

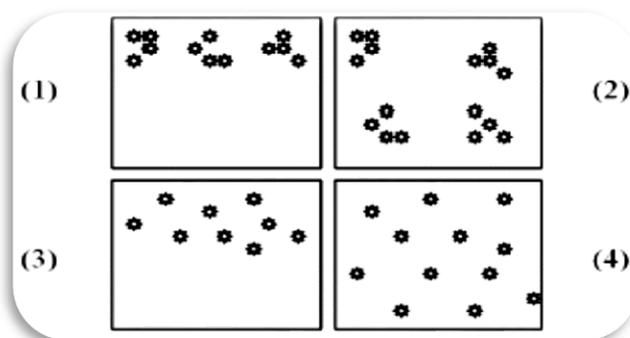


Figure II.24: Concept de dispersion et distribution dans les nanocomposites.

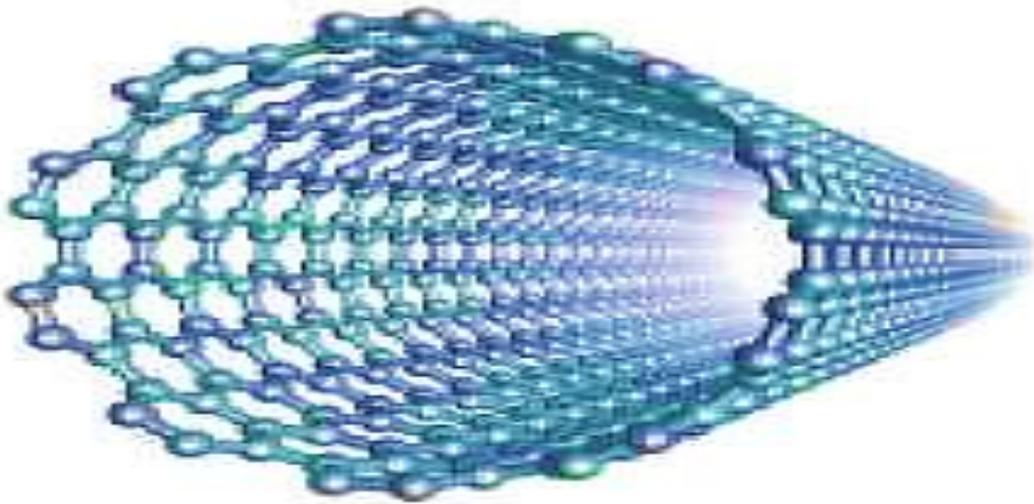
- Mauvaises dispersion et distribution.
- Mauvaise dispersion et bonne distribution.
- Bonne dispersion et mauvaise distribution.
- Bonnes dispersion et distribution.

Le second problème est celui de l'approvisionnement des nanocomposants à l'image de la production en masse de nanotubes de carbone qui, malgré leurs nombreux avantages, ne sont pas encore produits en quantité suffisante. Le prix des nanotubes de carbone mono-feuillets (SWNTs) est de 500 dollars par gramme et rend improbable toute application de composites à grande échelle, malgré des propriétés exceptionnelles [Tagrara 2017].

II.21 Conclusion :

Les nanocomposites, à l'image des nanotechnologies plus généralement, suscitent de nombreux espoirs du fait de leur potentiel et d'un certain engouement médiatique. Les premières applications industrielles récentes sont des étapes nécessaires pour le développement et l'épanouissement d'une telle technologie qui a besoin d'un premier succès pour amorcer son passage du laboratoire à la commercialisation. En général, le composite est formulé pour satisfaire à des critères de résistance, de rigidité ou bien de tenue à l'action de l'environnement. Les polymères présentent des propriétés variées et abondantes qui font deux des candidats idéals pour la fabrication des nanocomposites, en particulier ceux renforcés avec des NTC. Le terme de nanocomposite décrit un matériau biphasé dont la phase de renfort présente une dispersion de taille nanométrique. La matrice peut être métallique, céramique ou polymère. Nous avons savoir les trois principales techniques de traitement, nommément, polymérisation de solution, fondu et in situ ont leurs avantages uniques : fabrication nanocomposites NTC /polymère, Bien que les solutions mélange composite de haute qualité de produit mais le compound âge de fondu est beaucoup plus simple et option pour la production à grande échelle.

***CHAPITRE III :
THÉORIES DES
POUTRES***



III.1 Introduction :

Pour résoudre les problèmes des structures ayant comme éléments structuraux des poutres dans le domaine élastique, il est nécessaire de choisir la bonne théorie écrivant correctement le comportement statique de la structure ainsi que la méthode de résolution à appliquer. La théorie des poutres est un modèle utilisé dans le domaine de la résistance des matériaux. Parmi les théories les plus utilisés, on cite :

- la théorie d'Euler-Bernoulli, qui néglige l'influence du cisaillement .
- la théorie de Timoshenko qui prend en compte l'effet du cisaillement en exigeant un facteur de correction .
- la théorie d'ordre élevé qui prend en compte l'effet du cisaillement .

Dans ce contexte, l'approche non-locale se présente comme une alternative intéressante, à mi-chemin entre les théories atomiques et la mécanique classique. L'idée principale est d'utiliser un modèle de milieu continu capable de prendre en compte l'influence de la microstructure.

III.2 Théorie des poutres :

La théorie des poutres a aujourd'hui plusieurs siècles derrière elle. Certaines sources font remonter les premières avancées dans ce domaine à Leonard De Vinci et Galilée [**Ballarini, R 2006**]. Dans cette partie on expose quelques-unes des théories de poutres les plus couramment utilisées, où on se limite au cas élastique linéaire, et en utilisant les approximations des petits déplacements/rotations et des petites déformations. et avec tout ça nous permettent de passer par quelques définitions.

III.2.1 Définition d'une poutre :

On appelle poutre un solide engendré par une surface plane (Σ) qui peut être variable et dont le centre de gravité G décrit un segment [AB], le plan de (Σ) restant perpendiculaire à cette courbe. Il faut également que la longueur AB soit grande devant les dimensions des sections transverses (*figure III.1*) [**Yazid 2006**]

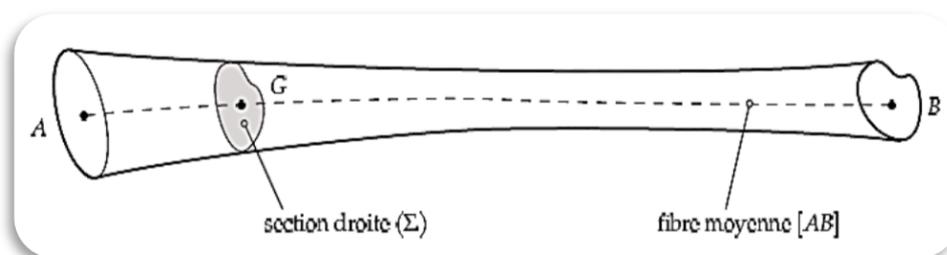


Figure III.1: Schéma représentatif de la notion de poutre.

Une poutre est donc un volume dont une dimension est grande devant les deux autres. De manière analogue, une coque est un volume dont deux dimensions sont grandes devant la Troisième.

- ❖ **Section droite, fibre moyenne :** (Σ) est appelée section droite, (AB) est la fibre moyenne de la poutre (ou ligne moyenne ou encore lieu des centres d'inertie des sections droites de la poutre).
- ❖ **Fibre neutre :** La ligne d'allongement nul en flexion pure est appelée fibre neutre (Ou ligne neutre).

Sous l'hypothèse des petites déformations, la fibre neutre et la fibre moyenne sont confondues.

III.2.2 Les différentes théories des poutres :

III.2.2.1 Modèle d'Euler Bernoulli (la théorie classique des poutres) :

La théorie d'Euler-Bernoulli, est un modèle utilisé dans le domaine de la résistance des matériaux [Kheroubi 2016].

Puisque le matériau multicouche est homogénéisé dans notre cas on peut considérer une seule couche dont le nombre d'équation ne dépend pas du nombre de couches.

Dans cette théorie, les modèles sont basés sur une distribution linéaire des déplacements suivant l'épaisseur du matériau. L'hypothèse dans cette théorie :

- Après déformation, les déformations dues au cisaillement transversal sont négligées (pas de cisaillement sur la hauteur du matériau).
- La section transversale reste perpendiculaire à la ligne moyenne de matériaux et la section plane reste plane.

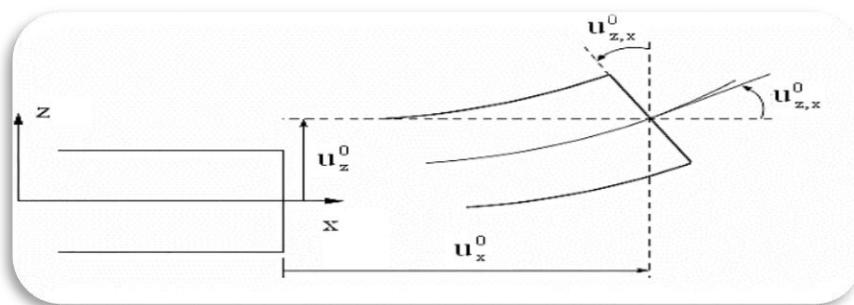


Figure III.2 : Cinématique d'Euler Bernoulli [Dufort 2000].

La fonction $\Phi(z)$ qui décrit la répartition de déplacement suivant l'épaisseur du matériau est nulle.

La fonction qui décrit la répartition de déplacement suivant l'épaisseur de la poutre est :

$$\Phi(z) = \frac{\partial w}{\partial x} = 0 \quad (\text{III.1})$$

Pour le cas des poutres élancées et d'après la théorie classique des poutres, le déplacement d'un point M est donné par les deux composantes suivantes :

$$U(M) = \begin{cases} U(x, z) = U_0(x) - Z \frac{\partial W_0(x)}{\partial x} \\ W(x, z) = W_0(x) \end{cases} \quad (\text{III.2})$$

$U(x, z)$: C'est le déplacement suivant x.

$W(x, z)$: C'est le déplacement dans la direction de Z ou bien la flèche.

La rotation autour de l'axe Y, provoquée par la flexion est tel que :

$$\frac{\partial W_0(x)}{\partial x} = \frac{\partial W_0}{\partial x} = \frac{\partial W}{\partial x} = 0 \quad (\text{III.3})$$

Où $U_0(x)$ et $W_0(x)$ sont les composantes de déplacement au milieu de la section et sur la ligne moyenne de la poutre, respectivement le long des axes X et Z.

$$\gamma_{xz} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} = -\frac{\partial W}{\partial x} + \frac{\partial w}{\partial x} = 0 \quad (\text{III.4})$$

Cela veut dire que la distorsion est nulle et par conséquent la contrainte de cisaillement est nulle puisque.

$$\tau_{xz} = G_{xz}\gamma_{xz} = 0 \quad (\text{III.5})$$

Lorsque cette théorie est utilisée pour l'analyse des fréquences naturelles des poutres, les flèches sont sous-estimées. Ceci est la conséquence de négliger la déformation transversale.

III.2.2.2 Modèle de Timoshenko (la théorie de premier ordre (FSDT)) :

La théorie de Timoshenko est plus riche et plus générale que la théorie élémentaire des poutres au prix d'une fonction supplémentaire. Cette solution permet d'affiner les solutions analytiques issues de la théorie classique. Toutefois ces solutions sont entachées d'erreurs au voisinage des appuis et de la zone indentation où nous pouvons avoir des concentrations de contrainte et des champs de déplacement non homogènes [Tagrara 2017].

Cette théorie s'applique pour le cas des poutres courtes, elle est basée sur le principe, qu'après déformation la section plane reste plane mais elle perd sa perpendicularité par rapport à la ligne moyenne de la poutre (*figure III.3*) [Dufort L. et al 2001]. Ceci est dû au cisaillement transversal, découvert par Timoshenko, sur l'épaisseur de la poutre.

Cette théorie est analogue à la théorie de « Reissner-Mindlin » dans le cas des plaques épaisses [Timoshenko S. P. et Gere J. M. 1972]. Dans ce cas, la fonction $\Phi(z)$ est égale à Z . Il existe un cisaillement uniforme et les déformations dues au cisaillement transversal ne sont pas négligées. C'est la théorie de premier ordre (FSDBT).

Le déplacement d'après Timoshenko s'écrit comme suit

$$U(M) = \begin{cases} U(x, z) = U_0(x) - Z \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + Z \varphi_0(x) \\ W(x, z) = W_0(x) \end{cases} \quad (\text{III.6})$$

Où $\varphi_0(x)$: est la rotation de la section mesurée sur la ligne moyenne de la poutre.

Par définition, la distorsion est donnée par la relation suivante :

$$\gamma_{xz} = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial w}{\partial x} = -\frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + \varphi_0(x) + \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} \quad (\text{III.7})$$

$$\gamma_{xz} = \varphi_0(x) \quad (\text{III.8})$$

Sachant que la contrainte de cisaillement est égale :

$$\tau_{xz} = G_{xz}\gamma_{xz} = G_{xz}\varphi_0 \quad (\text{III.9})$$

G_{xz} : est le module de cisaillement transversal qui est supposé constant.

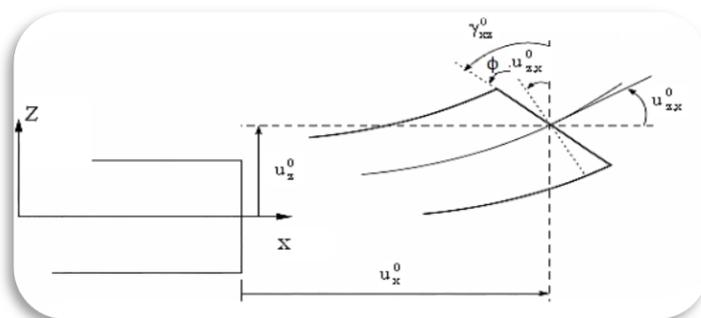


Figure III.3: Cinématique de Timoshenko [Timoshenko et al 1972].

Avec cette théorie, les contraintes tangentielles de cisaillement sont constantes et uniformes sur toute l'épaisseur de la poutre ; cela veut dire qu'elles existent même sur les bords supérieurs et inférieurs de la poutre et pourtant il n'y a aucun chargement qui induit le cisaillement. Cette contradiction mène à introduire des coefficients de correction pour mieux considérer le cisaillement transversal. Ces coefficients correcteurs notés "k" dépendent de la forme géométrique de la poutre considérée (par exemple, pour une poutre de section rectangulaire $k=5/6$).

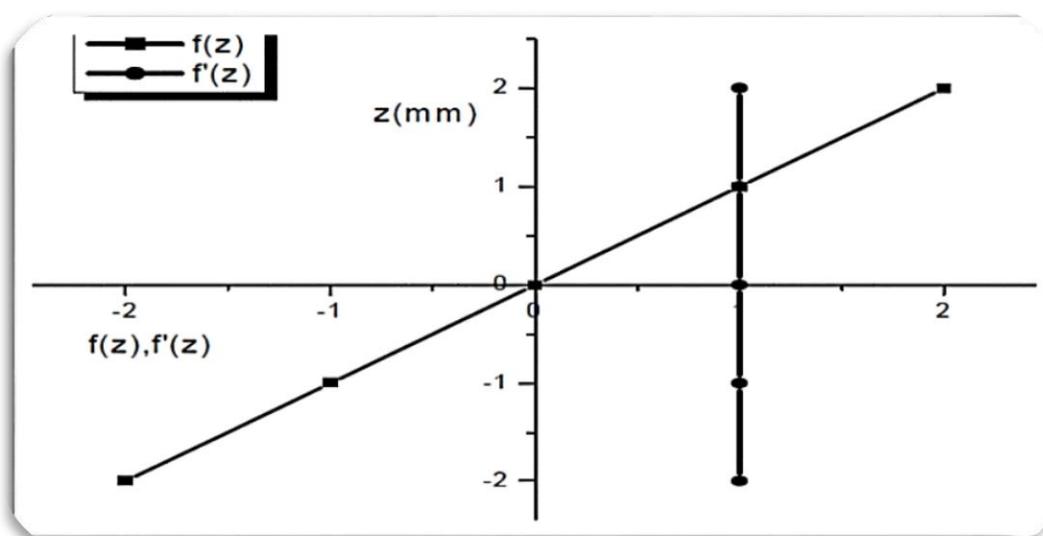


Figure III.4: Variation de la fonction de gauchissement $f(z) = z$ et $f'(z)$ en fonction de l'épaisseur.

Les non nullité des contraintes tangentielles sur les bords extrêmes de la poutre et l'introduction des coefficients de correction de cisaillement ont menés d'autres chercheurs à essayer de trouver une autre théorie pouvant ne pas tenir compte de ces facteurs ; c'est "la théorie d'ordre élevé".

III.2.2.3 Théorie d'ordre élevé :

La théorie d'ordre élevé est basée sur une distribution non linéaire des champs de déplacement selon l'épaisseur de la poutre [Dufort L. et al 2001]. Elle est plus précise que la théorie du premier ordre puisqu'elle introduit une fonction qui tient compte du phénomène « gauchissement ». La fonction $\Phi(z)$ représente le gauchissement et sa dérivée $\Phi'(z)$ le cisaillement.

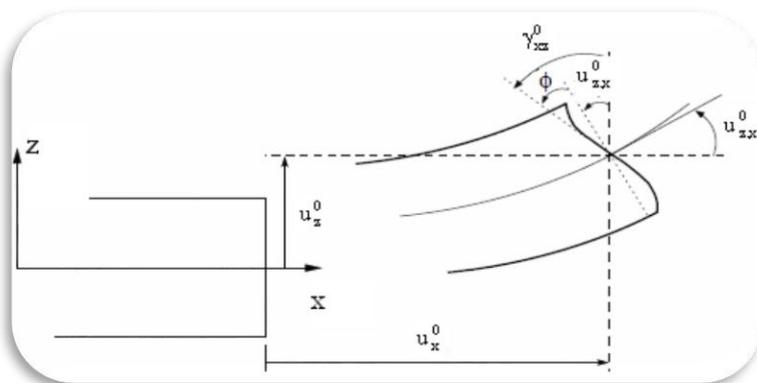


Figure III.5 : Cinématique de la Théorie d'Ordre Elevé.

Dans ce cas, le champ de déplacement devient :

$$U(M) \begin{cases} U(x, z) = U_0(x) - Z \frac{\partial w_0}{\partial x} + \Phi(z) \varphi_0(x) \\ W(x, z) = W_0(x) \end{cases} \quad (\text{III.10})$$

$$\gamma_{xz}(x) = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} = -\frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + \Phi'(z) \varphi_0(x) + \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} \quad (\text{III.11})$$

$$\gamma_{xz}(x) = \Phi'(z) \varphi_0(x) \quad (\text{III.12})$$

Pour que les contraintes tangentielles soient nulles sur les bords extrêmes de la poutre, on doit avoir :

$$\Phi'(z)|_{z = \pm \frac{h}{2}} = 0 \quad (\text{III.13})$$

C'est la condition qui nous permet d'avoir une répartition parabolique des contraintes de cisaillement sur l'épaisseur de la poutre d'une part et de choisir correctement des fonctions cubiques qui répondent à la condition (III.12).

Selon l'expression de la fonction de gauchissement, $\Phi(z)$, quelques modèles sont présentés dans la littérature des nano-poutres :

1-) Le modèle Euler-Bernoulli (la théorie des poutres classiques) (CLBT) :

$$\Phi(z) = 0 \quad (\text{III.14})$$

2-) Le modèle de Timoshenko ou bien la théorie du premier ordre (FSDB) :

$$\Phi(z) = z \quad (\text{III.15})$$

3-) Le modèle d'ordre élevé, avec l'approche de [Levinson 1980], [Murthy 1981] et [Reddy 1984] :

$$\Phi(z) = z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2} \right) \quad (\text{III.16})$$

4-) Le modèle exponentiel proposé par [Afaq et al 2003] :

$$\Phi(z) = ze^{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2} \quad (\text{III.17})$$

5-) Le modèle d'Aydogdu [Aydogdu 2005] :

$$\Phi(z) = z \alpha^{\frac{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2}{\ln \alpha}} \quad (\text{III.18})$$

Avec :

h : étant l'épaisseur de la poutre.

Le choix de la fonction exponentielle permet un développement en puissance pair et impaire la variable z alors que la fonction "sinus" de Touratier ne permet qu'un développement en puissance impair.

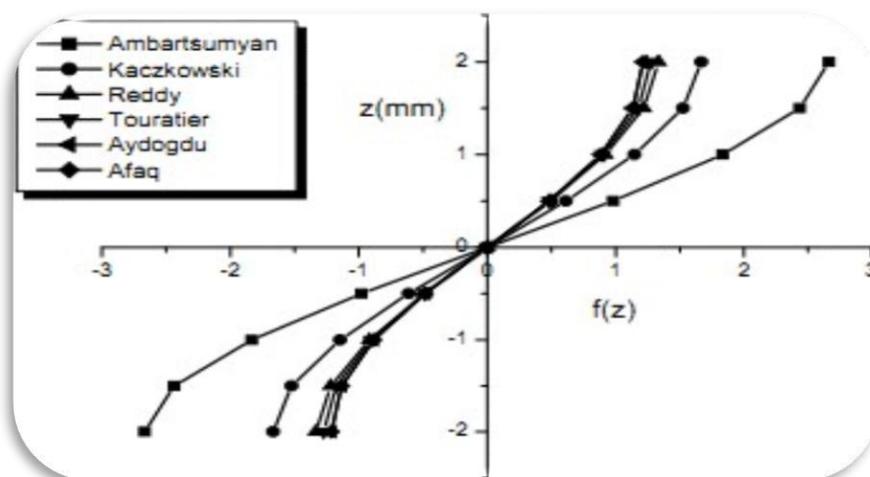


Figure III.6: Variation de la fonction de gauchissement $f(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur.

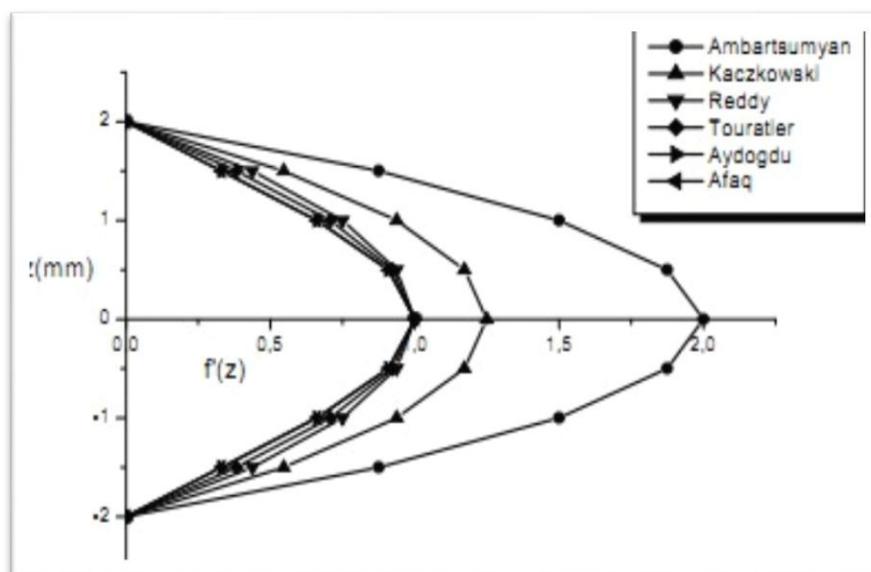


Figure III.7 : Variation de la fonction de gauchissement $f'(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur.

La figure III.7 ci-dessus, illustre la variation de la fonction de gauchissement $f(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur de la poutre.

Cette fonction est symétrique par rapport au plan moyen de la poutre. On remarque que les deux approches d'Ambartsumyan et de Kaczkowski sont un peu loin des autres fonctions de forme ; elles ont servies comme éléments de base pour développer les autres fonctions qui sont plus proches de l'analyse 3D. Dans la figure III.6, on remarque aussi la divergence des deux approches d'Ambartsumyan et de Kaczkowski par rapport aux autres approches.

III.3 La théorie d'élasticité non-locale :

La théorie de l'élasticité non locale initiée par Eringen a été appliquée pour le cas des structures macro et nano métrique est l'une des prometteuses théories qui tient compte de leur taille. La théorie non locale suppose que les contraintes à un point dépendent non seulement de la déformation à ce point, mais aussi sur des déformations dans les autres points du corps.

Ces effets peuvent être déterminés à l'aide de la mécanique des milieux continus qui dépend de la théorie de déformation [Berrabah 2016] ; [Timoshenko, S 1959].

Selon Eringen les contraintes non locales du tenseur σ a un point est exprimé par :

$$(1 - \mu \nabla^2) \sigma = \tau \quad (\text{III.19})$$

Avec :

∇^2 : L'opérateur Laplacien du système de coordonnées cartésiennes à deux dimensions.

$\mu = (e_0 a^2)$: Le paramètre non local qui incorpore l'effet à petite échelle.

La forme explicite de l'équation (III.19) peut être écrite pour les problèmes unidimensionnels (1D) avec des matériaux isotropes comme suit :

$$\sigma_{xx} - \mu \frac{d^2 \sigma_{xx}}{dx^2} = E \varepsilon_{xx} \quad (\text{III.20})$$

$$\sigma_{xz} - \mu \frac{d^2 \sigma_{xz}}{dx^2} = \frac{E}{1+\nu} \varepsilon_{xz} \quad (\text{III.21})$$

Où ε_{ij} sont les composantes du tenseur de déformation ; et E et ν sont le module de Young et le coefficient de Poisson des matériaux, respectivement.

Comparé au modèle intégral, le différentiel est largement utilisé pour les nanostructures en raison de sa simplicité. Cependant, le modèle différentiel peut donner des résultats paradoxaux dans certains cas, par exemple : problèmes en flexion et en vibration des poutres en porte-à-faux. Jusqu'à présent, il n'y a pas d'études rigoureuses faites sur l'estimation de la valeur du paramètre non locale [Bachir 2016]. Il est suggéré que sa valeur peut être déterminée par expérience ou par la conduite d'une comparaison des courbes de dispersion de la mécanique des milieux continus non locaux ainsi qu'avec des simulations dans la dynamique moléculaire. Les caractéristiques qui distinguent les théories non locales des théories classiques sont des énoncés de postulats pour l'ensemble du corps [Eringen 1972].

III.4 Différence entre La théorie locale et non locale d'élasticité :

La théorie classique d'élasticité cette théorie ne tient pas en compte de l'effet d'échelle dans ces hypothèses et donc néglige les forces entre atomiques. Le domaine d'application est intimement relié à grandes échelles de temps et de longueur. L'élasticité non locale a expliqué l'effet d'échelle en élasticité.

III.5 Les fondations élastiques :

Pour calculer les contraintes s'exerçant sous une fondation reposante sur un milieu élastique, Winkler (1867) a supposé que la réaction du sol à chaque point sous la fondation est proportionnelle à la déflexion de la fondation à ce point. La déformation verticale caractéristique de la fondation est donc définie par l'utilisation de ressorts identiques, indépendants, étroitement espacés, discrets et linéairement élastiques. La constante de proportionnalité de ces ressorts est connue comme étant le coefficient de réaction du sol. L'inconvénient de ce modèle est qu'il ne prend pas en compte l'interaction entre les ressorts.

Ceci a été amélioré plus tard par Pasternak (1954) qui a tenu compte des interactions entre

les ressorts séparés dans le modèle de Winkler en présentant un nouveau paramètre dépendant. Dès lors, le modèle de Pasternak a été largement employé pour décrire le comportement mécanique des interactions (structures-bases) [Tagrara 2017].

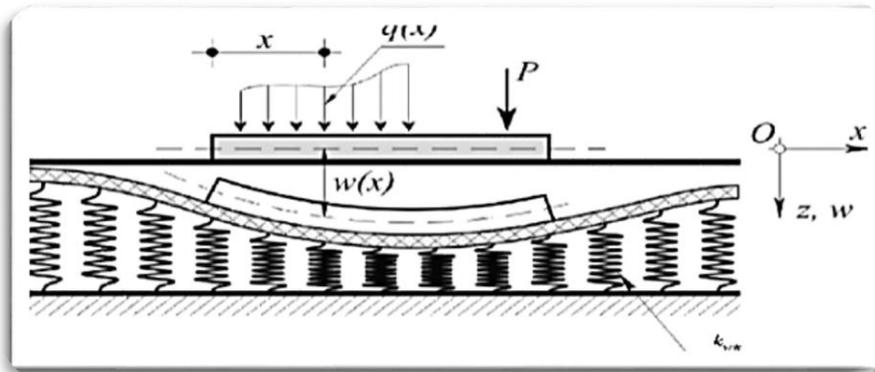
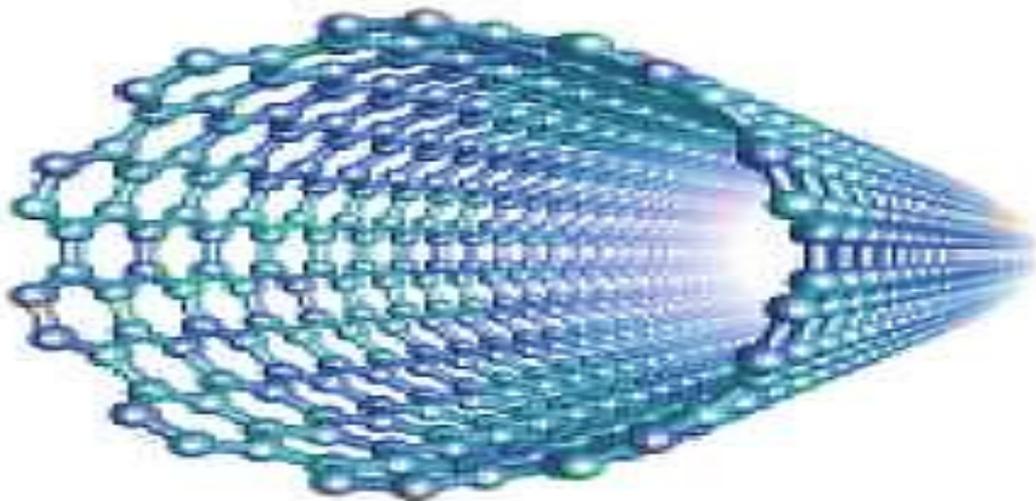


Figure III.8 : Fondation reposant sur un sol modélisé par des ressorts et un élément d'interaction [Jahangir 2011].

III.6 Conclusion :

Dans ce chapitre, on a abordé le sujet de la modélisation des poutres et les théories d'élasticité existé dans ce domaine. Ces théories sont divisées en deux parties, selon deux critères. Selon la prise en compte du cisaillement ou non : on trouve globalement trois types dans la littérature, la théorie d'Euler-Bernoulli, la théorie de Timoshenko et la théorie d'ordre élevé. Un deuxième critère est la prise en compte de l'effet d'échelle, on trouve deux théories : la théorie locale et la théorie non locale. Dans ce travail, on va utiliser la théorie non locale d'ordre élevée.

***CHAPITRE IV :
FORMULATION
MATHÉMATIQUE***



IV.1 Introduction :

Dans ce chapitre, on a présenté les propriétés matérielles des poutres étudiées et qui sont faites d'une matrice polymère renforcées par des nanotubes de carbone. Ces nanofibres sont disposés à travers l'épaisseur de la poutre selon quatre formes différentes. On a utilisé une fonction raffinée trigonométrique pour analyser la flexion et le flambement des poutres CNTRC. Les équations du mouvement sont obtenues à partir du principe des travaux virtuels.

IV.2 Les propriétés matérielles des poutres composites renforcées par des nanotubes de carbone :

Les poutres CNTRC étudiées dans ce présent travail sont faites à partir d'un mélange de matrice polymère isotrope et des SWCNTs. La figure (IV.1a) montre une poutre CNTRC ayant une longueur (L) et une épaisseur (h), reposant sur une fondation élastique de type Winkler – Pasternak. Quatre modèles différents de la distribution des renforts à travers l'épaisseur sont pris en considération dans cette étude comme indiqué dans la Figure (IV.1b).

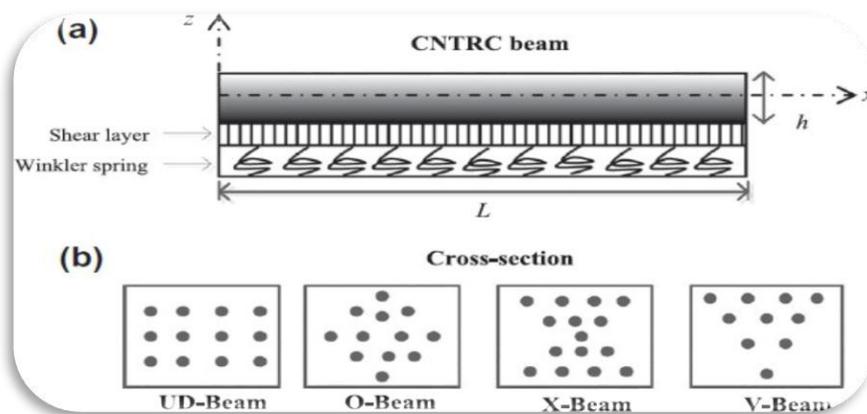


Figure IV.1: (a) Géométrie de la poutre CNTRC sur une fondation élastique. (b) les différents modèles des dispositions des renforts.

Les propriétés matérielles de la poutre CNTRC peuvent être calculées en utilisant la loi du mélange qui donne les modules effectifs de Young et de cisaillement des poutres CNTRC [Bakhti et al 2013].

$$E_{11} = \eta_1 V_{cnt} E_{11}^{cnt} + V_p E_p \quad (IV.1a)$$

$$\frac{\eta_2}{E_{22}} = \frac{V_{cnt}}{E_{22}^{cnt}} + \frac{V_p}{E_p} \quad (IV.1b)$$

$$\frac{\eta_3}{G_{12}} = \frac{V_{cnt}}{G_{12}^{cnt}} + \frac{V_p}{G_p} \quad (IV.1c)$$

Avec :

E_{11}^{cnt} ; E_{22}^{cnt} et G_{12}^{cnt} :sont respectivement les modules de Young et le module de cisaillement des nanotubes de carbone et E^p ; G^p correspond aux propriétés matérielles de la matrice polymérique

V_{cnt} ; V_p : sont les fractions volumiques des nanotubes de carbone et de la matrice et qui sont donnés par la relation suivante :

$$v_{cnt} + v_p = 1 \quad (IV.2)$$

Pour introduire les propriétés matérielles des nanotubes dépendant de l'échelle, on introduit les paramètres d'efficacité du CNT, η_i ($i = 1, 2, 3$) sont considérés, et qui peuvent être déterminé en faisant correspondre le module d'élasticité de la CNTRCs à partir des résultats de simulation de la dynamique moléculaire MD avec les résultats numériques obtenus à partir de la loi de mélange [Han et Elliott 2007].

En utilisant la même loi, le coefficient de Poisson (ν) et la densité de masse (ρ) des poutres CNTRC sont définis par :

$$V = V_{cnt} v^{cnt} + V_p v^p \quad (IV.3a)$$

$$\rho = V_{cnt} \rho^{cnt} + V_p \rho^p \quad (IV.3b)$$

Où: V_{cnt} , v^p et ρ^{cnt} , ρ^p sont respectivement les coefficients de poisson et les masses volumiques du CNT et de la matrice polymère .

Pour les différentes formes de la distribution des nanotubes de carbone à l'intérieur des sections transversales de la matrice polymère comme il est représenté dans la Figure 1b, les fonctions mathématiques employées pour montrer les distributions de constituants matériels sont exprimés ci-dessous :

- Poutre UD : $V_{cnt} = V_{cnt}^*$ (IV.4a)

- Poutre O : $V_{cnt} = 2 \left(1 - 2 \frac{|z|}{h}\right) V_{cnt}^*$ (IV.4b)

- Poutre X : $V_{cnt} = 4 \frac{|z|}{h} V_{cnt}^*$ (IV.4c)

- Poutre V : $V_{cnt} = \left(1 + \frac{2z}{h}\right) V_{cnt}^*$ (IV.4d)

Où V_{cnt}^* : est la fraction volumique considérée du CNTs, elle est déterminée à partir de la relation suivante:

$$V_{cnt}^* = \frac{W_{cnt}}{W_{cnt} + (\rho^{cnt}/\rho^m)(1 - w_{cnt})} \quad (IV.5)$$

Avec : W_{cnt} : est la fraction massique des nanotubes de carbone.

A partir des équations (IV.4), on peut constater que les poutres du type O, X et V sont des poutres fonctionnellement graduées ou leurs propriétés matérielles varient d'une façon continue à travers leurs épaisseurs, alors que la poutre UD possède une distribution uniforme des renforts CNT.

Dans ce travail, les paramètres d'efficacité (η_i) du CNT associés aux fractions de volumiques (V_{cnt}^*) sont données comme suit [Yas et samadi 2012] :

- $\eta_1 = 1.2833$ et $\eta_2 = \eta_3 = 1.0566$ pour $V_{cnt}^*=0.12$;
- $\eta_1 = 1.3414$ et $\eta_2 = \eta_3 = 1.7101$ pour $V_{cnt}^*=0.17$;
- $\eta_1 = 1.3238$ et $\eta_2 = \eta_3 = 1.7380$ pour $V_{cnt}^*=0.28$;

IV.3 Cinématique et équations constitutives :

Le champ de déplacement de cette présente théorie est exprimé en se basant sur la théorie des poutres [Ould Larbi et al 2013] :

$$u(x, z, t) = u_0(x, t) - z \frac{\partial w_b}{\partial x} - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (IV.6a)$$

$$w(x, z, t) = w_b(x, t) + w_s(x, t) \quad (IV.6b)$$

Où : u_0 est le déplacement axial, w_b et w_s : sont respectivement les composantes de la flexion et du cisaillement du déplacement transversal le long du plan médian de la poutre. Dans ce travail, la fonction de forme $f(z)$ est une fonction trigonométrique [Chikh et al 2016]:

$$f(z) = z - \frac{1}{10} \left(\frac{h \sinh\left(\frac{10z}{h}\right)}{\cosh(5)} \right) + \frac{h}{10} \quad (IV.7)$$

Le champ de déformation associé au champ de déplacement est :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 + z k_x^b + f(z) k_x^s \quad (IV.8a)$$

$$\gamma_{xz} = g(z) \gamma_{xz}^s \quad (IV.8b)$$

$$\text{Où : } \varepsilon_x^0 = \frac{\partial u_0}{\partial x}, k_x^b = -\frac{\partial^2 w_b}{\partial x^2}, k_x^s = -\frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2}, \gamma_{xz}^s = \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (IV.8c)$$

$$g(z) = 1 - f'(z) \text{ et } f'(z) = \frac{df(z)}{dz} \quad (IV.8d)$$

En supposant que le comportement de la poutre CNTRC est linéaire élastique, les relations constitutives s'écrivent comme suit :

$$\sigma_x = Q_{11}(z) \varepsilon_x \text{ et } \tau_{xz} = Q_{55}(z) \gamma_{xz} \quad (IV.9a)$$

Avec :

$$Q_{11}(z) = \frac{E_{11}(z)}{1-\nu^2} \quad \text{et} \quad Q_{55}(z) = G_{12}(z) \quad (\text{IV.9b})$$

IV.4 Les équations du mouvement :

Les équations du mouvement sont établies à partir du principe des travaux virtuels [Talha et Singh 2010] :

$$\int_{t_1}^{t_2} (\delta U + \delta V) dt = 0 \quad (\text{IV.10})$$

Avec :

δU : La variation virtuelle de l'énergie de déformation.

δV : La variation virtuelle de l'énergie potentielle.

La variation virtuelle de l'énergie de déformation de la poutre s'écrit :

$$\delta U = \int_0^L \int_{-h/2}^{h/2} (\sigma_x \delta \varepsilon_x + \tau_{xz} \delta \gamma_{xz}) dz dx \quad (\text{IV.11})$$

$$\delta U = \int_0^L \left(N \frac{d\delta u_0}{dx} - M_b \frac{d^2 \delta w_b}{dx^2} - M_s \frac{d^2 \delta w_s}{dx^2} + Q \frac{d\delta w_s}{dx} \right) dx$$

Où : N , M_b , M_s et Q sont les efforts résultants définis comme suit :

$$(N, M_b, M_s) = \int_{-h/2}^{h/2} (1, z, f) \sigma_x dz \quad \text{et} \quad Q = \int_{-h/2}^{h/2} g \tau_{xz} dz \quad (\text{IV.12})$$

La variation virtuelle de l'énergie potentielle de la force de compression axiale N_{x0} et la densité de la réaction de la force de fondation f_e peuvent être écrit comme suit [Akavci 2014] :

$$\delta V = - \int_0^L \left[(q + f_e)(\delta w_b + \delta w_s) + N_{x0} \frac{d(w_b + w_s)}{dx} \frac{d(\delta w_b + \delta w_s)}{dx} \right] dx \quad (\text{IV.13})$$

Avec :

$$f_e = K_w w - K_s \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \quad (\text{IV.14})$$

Où : K_w et K_s sont les constantes de la rigidité de Winkler et cisaillement qui sont données par :

$K_w = \beta_w A_{110} / L^2$ et $K_s = \beta_s A_{110}$ avec β_w et β_s : sont des facteurs constants de la rigidité des ressorts ; A_{110} : est la rigidité de l'extension ou la valeur de A_{11} de la poutre homogène constituée uniquement du polymère d'une matrice de matériau pure.

avec : $\rho(z)$ est la masse volumique et $(I_0, I_1, J_1, I_2, J_2, K_2)$ sont les moments d'inerties, données comme suit :

$$(I_0, I_1, J_1, I_2, J_2, K_2) = \int_{-h/2}^{h/2} (1, z, f, z^2, zf, f^2) \rho(z) dz \quad (\text{IV.15})$$

En substituant les expressions de δU , δV des équations (IV.11), (IV.13) en les remplaçant dans l'équation (IV.10) et après intégration par partie par rapport aux deux variables la surface et le temps, on obtient les équations du mouvement de la poutre CNTRC en fonction des efforts suivantes :

$$\delta u_0: \frac{dN}{dx} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{d\ddot{w}_b}{dx} - J_1 \frac{d\ddot{w}_s}{dx} \quad (\text{IV.16a})$$

$$\delta w_b = \frac{d^2 M_b}{dx^2} + q - f_e + N_{x0} \frac{d^2(w_b+w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} - I_2 \frac{d^2\ddot{w}_b}{dx^2} - J_2 \frac{d^2\ddot{w}_s}{dx^2} \quad (\text{IV.16b})$$

$$\delta w_s = \frac{d^2 M_s}{dx^2} + \frac{dQ}{dx} + q - f_e + N_{x0} \frac{d^2(w_b+w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + J_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} - J_2 \frac{d^2\ddot{w}_b}{dx^2} - K_2 \frac{d^2\ddot{w}_s}{dx^2} \quad (\text{IV.16c})$$

En substituant l'équation (IV.8) dans l'équation (IV.9) et en remplaçant les résultats suivants dans l'équation (IV.12), les équations du mouvement en fonction des déplacements s'écrivent :

$$N = A_{11} \frac{du_0}{dx} - B_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - B_{11}^s \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (\text{IV.17a})$$

$$M_b = B_{11} \frac{du_0}{dx} - D_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - D_{11}^s \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (\text{IV.17b})$$

$$M_s = B_{11}^s \frac{du_0}{dx} - D_{11}^s \frac{d^2 w_b}{dx^2} - H_{11}^s \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (\text{IV.17c})$$

$$Q = A_{55}^s \frac{dw_s}{dx} \quad (\text{IV.17d})$$

Où A_{11} , B_{11} , etc., sont les coefficients de la rigidité de la poutre, définis comme suit :

$$(A_{11}, B_{11}, D_{11}, B_{11}^s, D_{11}^s, H_{11}^s) = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{11} (1, z, z^2, f(z), zf(z), f^2(z)) dz \quad (\text{IV.18a})$$

et

$$A_{55}^s = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{55} [g(z)]^2 dz, \quad (\text{IV.18b})$$

Les équations (IV.16) peuvent être exprimées en termes de déplacement (u_0, w_b, w_s) en utilisant les deux équations (IV.16) et (IV.17), comme suit:

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} - B_{11} \frac{\partial^3 w_b}{\partial x^3} - B_{11}^s \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} = I_0 \ddot{u}_0 - I_1 \frac{d\ddot{w}_b}{dx} - J_1 \frac{d\ddot{w}_s}{dx} \quad (\text{IV.19a})$$

$$B_{11} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + q - f_e + N_{x0} \frac{d^2(w_b+w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) + I_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} - I_2 \frac{d^2\ddot{w}_b}{dx^2} - J_2 \frac{d^2\ddot{w}_s}{dx^2} \quad (\text{IV.19b})$$

$$B_{11}^s \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - H_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + A_{55}^s \frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2} + q - f_e + N_{x0} \frac{d^2(w_b + w_s)}{dx^2} = I_0(\ddot{w}_b + \ddot{w}_s) \quad (\text{IV.19c})$$

$$+ J_1 \frac{d\ddot{u}_0}{dx} - J_2 \frac{d^2 \ddot{w}_b}{dx^2} - K_2 \frac{d^2 \ddot{w}_s}{dx^2}$$

IV.5 Les solutions analytiques pour la poutre CNTRC :

La méthode de Navier est utilisée pour obtenir les solutions analytiques pour une poutre CNTRC simplement appuyée. La solution est supposée être sous la forme suivante :

$$\begin{Bmatrix} u_0 \\ w_b \\ w_s \end{Bmatrix} = \sum_{m=1}^{\infty} \begin{Bmatrix} U_m \cos(\lambda x) e^{i\omega t} \\ W_{bm} \sin(\lambda x) e^{i\omega t} \\ W_{sm} \sin(\lambda x) e^{i\omega t} \end{Bmatrix} \quad (\text{IV.20})$$

où : U_m ; W_{bm} et W_{sm} : sont des paramètres arbitraires à déterminer, ω est la fréquence propre associée à m nième mode propre et $\lambda = m\pi / L$ La charge transversale q est exprimée sous forme de la série de Fourier :

$$q(x) = \sum_{m=1}^{\infty} Q_m \sin(\lambda x) \quad (\text{IV.21})$$

où : Q_m : est l'amplitude de la charge calculée à partir de la formule suivante :

$$Q_m = \frac{2}{L} \int_0^L q(x) \sin(\lambda x) dx \quad (\text{IV.22})$$

Les coefficients Q_m sont donnés ci-dessous pour quelques types des charges. Dans le cas d'une charge distribuée sinusoidalement :

$$m = 1 \text{ et } Q_1 = q_0 \quad (\text{IV.23a})$$

Pour le cas de la charge répartie uniformément :

$$Q_m = \frac{4q_0}{m\pi}, \quad (m = 1, 3, 5 \dots) \quad (\text{IV.23b})$$

En substituant les expressions de u_0 , W_b , W_s et q des équations (IV.20) et (IV.21) dans les équations du mouvement (IV.19), les solutions analytiques peuvent être obtenus à partir des équations suivantes :

$$\begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} \end{pmatrix} \begin{Bmatrix} U_m \\ W_{bm} \\ W_{sm} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} 0 \\ Q_m \\ Q_m \end{Bmatrix} \quad (\text{IV.24})$$

Avec :

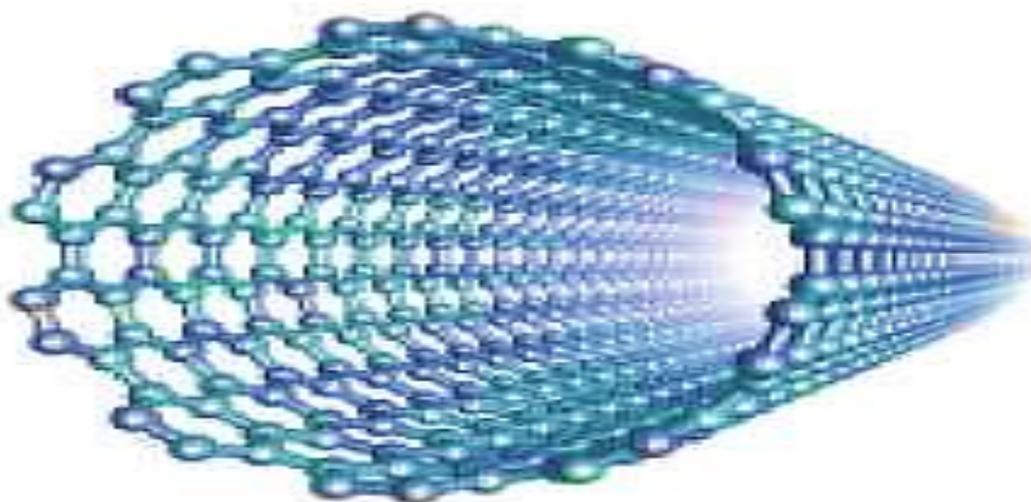
$$S_{11} = A_{11}\lambda^2, \quad S_{12} = -B_{11}\lambda^3, \quad S_{13} = -B_{11}^s\lambda^3, \quad S_{22} = D_{11}\lambda^4 + K_w + K_s\lambda^2 + N_{x0}\lambda^2, \quad (\text{IV.25})$$

$$S_{23} = D_{11}^s\lambda^4 + K_w + K_s\lambda^2 + N_{x0}\lambda^2, \quad S_{33} = H_{11}^s\lambda^4 + A_{55}^s\lambda^2 + K_w + K_s\lambda^2 + N_{x0}\lambda^2$$

IV.6 Conclusion :

Dans ce chapitre, Les solutions analytiques du comportement statique des poutres nanocomposites renforcées par des nanotubes de carbone sont obtenues en utilisant une théorie raffinée trigonométrique et qui n'exige pas de facteur de correction de cisaillement. Les poutres étudiées sont reposées sur une fondation élastique de type Winkler-Pasternak. Les nanotubes de carbone mono-paroi (SWCNTs) sont alignés et répartis dans une matrice polymère avec différents types de renforcement. Les propriétés matérielles des poutres sont évaluées en utilisant la loi de mélange. Les équations du mouvement sont obtenues par le principe des travaux virtuels. Les solutions sont obtenues en utilisant la solution de Navier. Nous allons enfin passer au dernier chapitre pour exposer nos résultats et essayer de les expliquer en détail.

***CHAPITRE V :
RÉSULTATS ET
DISCUSSIONS***



V.1 Introduction :

Dans ce chapitre, les résultats numériques du comportement en flexion, en flambement des poutres CNTRC sont présentés et discutés.

Les caractéristiques matérielles effectives des poutres CNTRC à la température ambiante employé tout au long de ce travail sont donnés comme suit : Poly méthacrylate de méthyle (PMMA) est utilisé comme matrice et ses propriétés matérielles sont les suivantes :

$V^p = 0.3$; $\rho^p = 1190 \text{ Kg/m}^3$ et $E^p = 2.5 \text{ GPa}$. Pour le matériau utilisé pour renforcer le matrice polymère, les nanotubes de carbone type armchair (10,10) est choisi avec les propriétés suivantes [Yas and Samadi 2012] : $V^{cnt} = 0.19$; $\rho^{cnt} = 1400 \text{ kg/m}^3$; $E_{11}^{cnt} = 600 \text{ GPa}$; $E_{22}^{cnt} = 10 \text{ GPa}$ et $G_{12}^{cnt} = 17.2 \text{ GPa}$.

Les formules adimensionnelles suivantes sont utilisées :

- ❖ **Pour l'analyse de la flexion** : $\bar{w} = 100 \frac{E_p h^3}{q_0 L^4}$, $\bar{\sigma}_x = \frac{h}{q_0 L} \sigma_x \left(\frac{L}{2}, \frac{h}{2} \right)$, $\bar{\tau}_{xz} = \frac{h}{q_0 L} \tau_{xz}(0,0)$
- ❖ **Pour l'analyse du flambement** : $\bar{N} = \frac{N_{x0}}{A_{110}}$

Où : A_{110} et I_{00} sont A_{11} et I_0 respectivement d'une poutre constituée totalement d'une matrice polymère.

Ces formules permettent de caractériser le comportement des poutres CNTRC dans différentes situations, en fournissant des mesures adimensionnelles pertinentes pour évaluer leur résistance à la flexion et au flambement.

V.2 Analyse statique des poutres CNTRC :

Lors de l'analyse de la flexion des poutres UD avec et sans fondations élastiques, cette méthode présente une excellente concordance avec les résultats de flexion obtenus par Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013) en utilisant la présente théorie de déformation par cisaillement, comme le montrent les **tableaux 1 et 2**. Il est observé que les poutres soutenues par une fondation élastique présentent des déplacements et des contraintes plus faibles par rapport à celles des poutres sans fondation élastique. De plus, l'augmentation de la quantité de nanotubes de carbone (NTC) confère aux poutres CNTRC une plus grande rigidité. En effet, la présence croissante de nanotubes de carbone renforce les propriétés structurales des poutres, les rendant plus résistantes à la flexion.

Tableau V.1 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre UD avec et sans fondation élastique sous des charges uniformément réparties.

V_{cnt}^*	L/h	Théories	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Réf(c)	0.703	8.458	0.718	0.593	7.103	0.617
		Présente	0.697	8.104	0.615	0.588	6.821	0.530
	15	Réf(c)	0.524	11.888	0.736	0.400	9.019	0.584
		Présente	0.520	11.653	0.622	0.398	8.861	0.496
	20	Réf(c)	0.460	15.479	0.746	0.311	10.336	0.536
		Présente	0.459	15.302	0.626	0.310	10.242	0.452
0.17	10	Réf(c)	0.448	8.319	0.722	0.401	7.419	0.654
		Présente	0.445	8.017	0.617	0.398	7.159	0.560
	15	Réf(c)	0.344	11.796	0.739	0.286	9.764	0.631
		Présente	0.347	11.595	0.623	0.284	9.612	0.534
	20	Réf(c)	0.307	15.410	0.748	0.232	11.587	0.592
		Présente	0.306	15.259	0.627	0.232	11.491	0.498
0.28	10	Réf(c)	0.324	8.631	0.713	0.299	7.933	0.662
		Présente	0.322	8.212	0.613	0.297	7.558	0.570
	15	Réf(c)	0.234	12.004	0.733	0.206	10.511	0.655
		Présente	0.233	11.726	0.621	0.205	10.280	0.556
	20	Réf(c)	0.203	15.566	0.743	0.167	12.781	0.631
		Présente	0.202	15.357	0.625	0.167	12.627	0.532

Réf^(c) pris à partir de S.H Tagrara et al (2015).

Tableau V.2: Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre UD avec et sans fondation élastique sous des charges sinusoïdales.

V_{cnt}^*	L/h	Théories	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Réf ^(c)	0.560	7.025	0.486	0.474	5.937	0.411
		Présente	0.556	6.681	0.404	0.471	5.654	0.342
	15	Réf ^(c)	0.416	9.754	0.490	0.318	7.469	0.375
		Présente	0.413	9.521	0.405	0.317	7.302	0.311
	20	Réf ^(c)	0.365	12.636	0.491	0.247	8.555	0.322
		Présente	0.363	12.460	0.405	0.246	8.448	0.275
0.17	10	Réf ^(c)	0.357	6.889	0.487	0.320	6.169	0.436
		Présente	0.355	6.595	0.404	0.318	5.910	0.362
	15	Réf ^(c)	0.273	9.662	0.490	0.227	8.048	0.408
		Présente	0.271	9.463	0.405	0.226	7.890	0.338
	20	Réf ^(c)	0.243	12.567	0.491	0.184	9.539	0.373
		Présente	0.242	12.417	0.405	0.184	9.434	0.308
0.28	10	Réf ^(c)	0.259	7.194	0.485	0.239	6.632	0.447
		Présente	0.257	6.791	0.404	0.237	6.265	0.373
	15	Réf ^(c)	0.186	9.868	0.489	0.164	8.679	0.430
		Présente	0.185	9.594	0.405	0.163	8.445	0.356
	20	Réf ^(c)	0.161	12.722	0.491	0.133	10.514	0.406
		Présente	0.160	12.515	0.405	0.132	10.351	0.335

Réf^(c) pris à partir de S.H Tagrara et al (2015).

Tableau V.3 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre O avec et sans fondation élastique sous des charges uniformément réparties.

V_{cnt}^*	L/h	Théorie	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Présente	1.069	0.411	0.720	0.835	0.319	0.583
	15	Présente	0.885	0.598	0.725	0.582	0.387	0.513
	20	Présente	0.820	0.788	0.727	0.442	0.417	0.443
0.17	10	Présente	0.698	0.280	0.763	0.590	0.236	0.662
	15	Présente	0.592	0.410	0.767	0.440	0.302	0.560
	20	Présente	0.555	0.542	0.769	0.352	0.339	0.533
0.28	10	Présente	0.472	0.178	0.899	0.420	0.158	0.813
	15	Présente	0.387	0.259	0.904	0.315	0.210	0.762
	20	Présente	0.357	0.341	0.907	0.260	0.246	0.701

On constate à travers les résultats que la charge uniforme conduit à des flèches importantes contrairement à la charge sinusoïdale [Tagrara 2015].

Les résultats des déplacements et des contraintes adimensionnelles de la poutre de type O, avec et sans fondation élastique, sous des charges uniformément réparties, sont présentés dans le **tableau V.3**. Ce tableau offre une analyse détaillée des déplacements et des contraintes subies par la poutre CNTRC, permettant ainsi de comparer les performances de la poutre avec et sans fondation élastique. Les données fournies sont essentielles pour évaluer l'effet de la fondation élastique sur le comportement de la poutre et fournissent des informations précieuses pour la conception et l'optimisation de structures similaires.

Les résultats obtenus pour les déplacements et les contraintes adimensionnels de la poutre de type O, soumise à des charges sinusoïdales, sont présentés en détail dans le **tableau V.4**. Ce tableau offre une analyse exhaustive des déplacements et des contraintes subis par la poutre CNTRC, permettant ainsi de comparer de manière approfondie les performances de la poutre avec et sans fondation élastique. Ces données sont d'une importance cruciale pour évaluer

l'impact de la fondation élastique sur le comportement de la poutre, et elles fournissent des informations précieuses pour la conception et l'optimisation de structures similaires.

L'examen attentif des résultats met en évidence les différences significatives entre les deux configurations de la poutre. Lorsque la fondation élastique est présente, on observe des modifications notables dans les déplacements et les contraintes, reflétant ainsi une meilleure capacité de la poutre à absorber et à dissiper les charges. Les déformations sont réparties de manière plus homogène le long de la poutre, réduisant ainsi les contraintes locales et améliorant la résistance globale de la structure.

En utilisant les données fournies par ce tableau, les ingénieurs et les concepteurs peuvent effectuer une évaluation précise de l'effet de la fondation élastique sur le comportement de la poutre. Ces informations sont d'une importance capitale lors de la phase de conception, car elles permettent d'optimiser la performance de la structure et de minimiser les risques de défaillance.

Il convient également de noter que les résultats présentés dans le **tableau V.4** sont le fruit d'une étude approfondie et rigoureuse, où des méthodes d'analyse avancées ont été appliquées. Les techniques numériques sophistiquées utilisées pour modéliser le comportement de la poutre CNTRC, combinées à des simulations mathématiques précises des charges appliquées, ont permis d'obtenir des données fiables et représentatives de la réalité.

Les données du **tableau V.4** offrent une vue d'ensemble complète des déplacements et des contraintes de la poutre CNTRC, en tenant compte de la présence ou de l'absence de fondation élastique. Ces informations sont essentielles pour comprendre l'influence de la fondation élastique sur le comportement de la poutre CNTRC et pour guider la conception et l'optimisation de structures similaires, garantissant ainsi leur performance et leur durabilité à long terme.

Les résultats des déplacements suivant l'axe (z) et des contraintes adimensionnelles de la poutre de type V, soumise à des charges uniformément réparties, sont présentés en détail dans le **tableau V.5**. Ce tableau fournit une analyse complète des déplacements et des contraintes subis par la poutre CNTRC, permettant ainsi une comparaison approfondie des performances de la poutre avec et sans fondation élastique. Ces données sont d'une importance capitale pour évaluer l'effet de la fondation élastique sur le comportement de la poutre et fournissent des informations importantes pour la conception et l'optimisation de structures similaires.

L'examen attentif des résultats présentés dans le **tableau V.5** met en évidence les différences significatives entre les deux configurations de la poutre. Lorsque la fondation élastique est présente, on observe des modifications notables dans les déplacements et les contraintes, ce qui témoigne d'une meilleure capacité de la poutre à supporter et à distribuer

uniformément les charges appliquées. Les déformations sont réparties de manière plus homogène le long de la poutre, ce qui contribue à réduire les contraintes locales et à améliorer la résistance globale de la structure.

Le tableau V.5 fournit une analyse détaillée des déplacements suivant l'axe (z) et des contraintes adimensionnelles de la poutre CNTRC de type V, soumise à des charges uniformément réparties, avec et sans fondation élastique. Ces données jouent un rôle clé dans l'évaluation de l'effet de la fondation élastique sur le comportement de la poutre et dans la conception et l'optimisation de structures similaires. En utilisant ces informations, les ingénieurs et les concepteurs peuvent prendre des décisions éclairées pour garantir des conceptions structurelles performantes, fiables et durables.

Les résultats obtenus pour les déplacements et les contraintes adimensionnels de la poutre de type V, soumise à des charges sinusoïdales, sont présentés en détail dans le **tableau V.6**, constituant une source d'informations approfondie. Ce tableau permet d'effectuer une analyse des déplacements et des contraintes subis par la poutre CNTRC, ce qui permet de comparer en détail les performances de la poutre CNTRC avec et sans fondation élastique. L'ensemble des données fournies revêt une importance capitale pour évaluer l'impact de la fondation élastique sur le comportement de la poutre et offre des informations précieuses pour la conception et l'optimisation de structures similaires.

L'examen attentif des résultats présentés dans le **tableau V.6** met en évidence les différences significatives entre les deux configurations de la poutre. L'incorporation d'une fondation élastique se traduit par des modifications notables au niveau des déplacements et des contraintes, ce qui témoigne d'une capacité accrue de la poutre à absorber et à dissiper les charges appliquées. Les déformations sont réparties de manière plus uniforme le long de la poutre, ce qui contribue à réduire les contraintes locales et à améliorer la résistance globale de la structure.

Tableau V.4: Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre O avec et sans fondation élastique sous des charges sinusoïdales.

V_{cnt}^*	L/h	Théorie	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Présente	0.851	0.337	0.467	0.666	0.264	0.365
	15	Présente	0.701	0.487	0.467	0.463	0.322	0.308
	20	Présente	0.649	0.641	0.467	0.351	0.347	0.253
0.17	10	Présente	0.555	0.230	0.494	0.470	0.194	0.418
	15	Présente	0.469	0.334	0.494	0.349	0.248	0.367
	20	Présente	0.439	0.440	0.494	0.279	0.280	0.314
0.28	10	Présente	0.376	0.146	0.582	0.335	0.130	0.519
	15	Présente	0.306	0.211	0.583	0.250	0.172	0.476
	20	Présente	0.282	0.277	0.583	0.206	0.203	0.426

Les données fournies dans le **tableau V.6** offrent un aperçu approfondi et précis de l'influence de la fondation élastique sur le comportement de la poutre. Ces informations sont essentielles lors de la phase de conception, car elles permettent aux ingénieurs et aux concepteurs d'optimiser les performances et la durabilité de la structure en fonction des charges appliquées. En comprenant pleinement les effets de la fondation élastique, il devient possible de mettre en œuvre des stratégies d'optimisation adaptées, garantissant ainsi des conceptions structurelles efficaces et robustes.

Tableau V.5: Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre V avec et sans fondation élastique sous des charges uniformément réparties.

V_{cnt}^*	L/h	Théorie	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Présente	0.871	15.724	0.613	0.709	12.727	0.513
	15	Présente	0.695	22.603	0.620	0.493	15.895	0.465
	20	Présente	0.633	29.679	0.624	0.381	17.607	0.412
0.17	10	Présente	0.566	15.644	0.612	0.493	13.572	0.543
	15	Présente	0.464	22.627	0.619	0.365	17.670	0.506
	20	Présente	0.428	29.778	0.622	0.296	20.383	0.460
0.28	10	Présente	0.396	16.045	0.597	0.358	14.495	0.548
	15	Présente	0.309	22.932	0.605	0.262	19.320	0.525
	20	Présente	0.279	30.046	0.608	0.216	23.120	0.492

La **figure V.1.a.** illustre la variation des déplacements verticaux selon l'axe (z) (représentés par des flèches) en fonction du paramètre du module de fondation de Winkler. On observe une corrélation entre l'augmentation du module de Winkler et la diminution de l'amplitude des déplacements pour les quatre types de poutres. Il est intéressant de noter que le type de poutre en X se révèle être le plus rigide parmi les différentes configurations.

Cette observation suggère que l'ajout d'une fondation élastique avec un module de Winkler plus élevé a un effet significatif sur la réduction des déplacements verticaux. La rigidité accrue de la poutre en X peut être attribuée à sa configuration structurelle spécifique, qui lui confère une meilleure capacité à résister aux charges appliquées. Cette propriété peut être avantageuse dans des applications où des déformations excessives doivent être limitées, comme dans les structures nécessitant une grande stabilité ou une précision élevée.

Cependant, il est important de souligner que la rigidité accrue de la poutre en X peut également présenter des inconvénients dans certaines situations. Par exemple, si la structure est soumise à des charges dynamiques ou à des vibrations, une rigidité excessive peut entraîner une

concentration de contraintes et des résonances indésirables. Dans ces cas, une certaine flexibilité peut être préférable pour absorber et dissiper l'énergie de manière plus efficace.

La **figure V.1.a.** met en évidence la relation entre l'augmentation du module de Winkler et la diminution des déplacements verticaux des poutres. Elle révèle également que le type de poutre en X présente la plus grande rigidité parmi les configurations étudiées. Toutefois, il convient de prendre en compte les spécificités de chaque type de poutre et les exigences particulières de la structure pour choisir la meilleure configuration en fonction des contraintes et des objectifs du projet.

Tableau V.6: Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre V avec et sans fondation élastique sous des charges sinusoïdales.

V_{cnt}^*	L/h	Théorie	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Présente	0.693	12.966	0.403	0.565	10.570	0.329
	15	Présente	0.551	18.469	0.404	0.392	13.143	0.287
	20	Présente	0.501	24.168	0.404	0.303	14.601	0.244
0.17	10	Présente	0.451	12.869	0.402	0.393	11.217	0.350
	15	Présente	0.368	18.467	0.402	0.289	14.538	0.317
	20	Présente	0.338	24.232	0.402	0.235	16.799	0.279
0.28	10	Présente	0.315	13.259	0.393	0.286	12.020	0.357
	15	Présente	0.245	18.759	0.394	0.208	15.892	0.334
	20	Présente	0.221	24.483	0.394	0.171	19.000	0.306

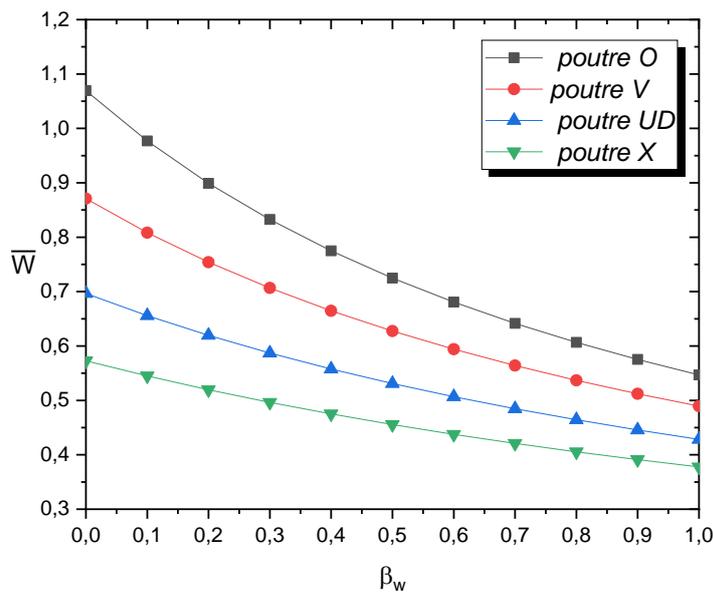


Figure V.1.a :Effet du Paramètre du module de Winkler sur les déplacements Transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h =10$; $\beta_s=0$; $V_{cnt}^* = 0.12$).

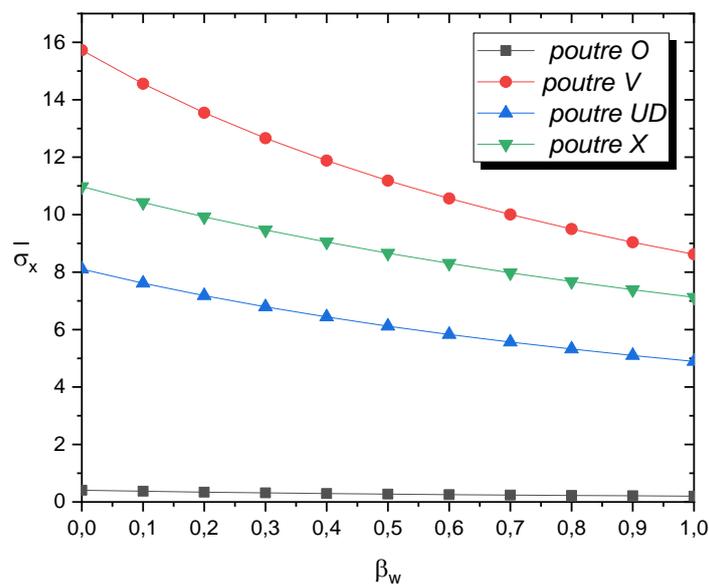


Figure V.1.b:Effet du Paramètre du module de Winkler sur les contraintes adimensionnelles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h =10$; $\beta_s=0$; $V_{cnt}^* =0.12$).

La figure V.1.b. illustre la variation de la contrainte normale $\bar{\sigma}_x$ en fonction du paramètre du module de fondation de Winkler β_w . On observe une proportion entre l'augmentation du module de Winkler β_w et la diminution de la contrainte normale $\bar{\sigma}_x$ pour les quatre types de poutres. Plus précisément, on constate que le type de poutre en O présente des contraintes

normales plus faibles par rapport aux autres configurations.

Cette observation suggère que l'ajout d'une fondation élastique avec un module de Winkler plus élevé a un effet significatif sur la réduction des contraintes normales. La configuration structurelle de la poutre en O, combinée à la fondation élastique, permet une meilleure répartition des charges appliquées, ce qui entraîne une diminution des contraintes. Cette propriété peut être avantageuse dans des applications où la réduction des contraintes est essentielle pour prévenir les déformations excessives ou les défaillances potentielles.

Il est important de noter que la réduction des contraintes dans la poutre en O ne signifie pas nécessairement qu'elle est la meilleure configuration dans tous les cas. D'autres facteurs tels que la rigidité, la résistance globale et les contraintes locales spécifiques peuvent également influencer le choix de la configuration appropriée. De plus, il convient de prendre en compte les exigences spécifiques de chaque projet et les conditions de charge réelles auxquelles la structure sera soumise.

La figure V.1.b. met en évidence la relation entre l'augmentation du module de Winkler β_w et la diminution des contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ des poutres CNTRC. Elle montre que le type de poutre en O présente des contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ plus faibles par rapport aux autres configurations. Cependant, une évaluation complète de toutes les considérations structurales est nécessaire pour prendre une décision éclairée quant au choix de la configuration optimale en fonction des besoins spécifiques du projet.

La figure V.1.c. illustre la variation de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ en relation avec le paramètre du module de fondation de Winkler β_w . Une corrélation est observable entre l'augmentation du module de Winkler et la diminution de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ pour chacun des quatre types de poutres CNTRC exposées à des charges uniformément réparties.

Ces observations indiquent que l'élévation du module de Winkler β_w exerce un effet significatif sur la réduction de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$, soulignant ainsi son importance.

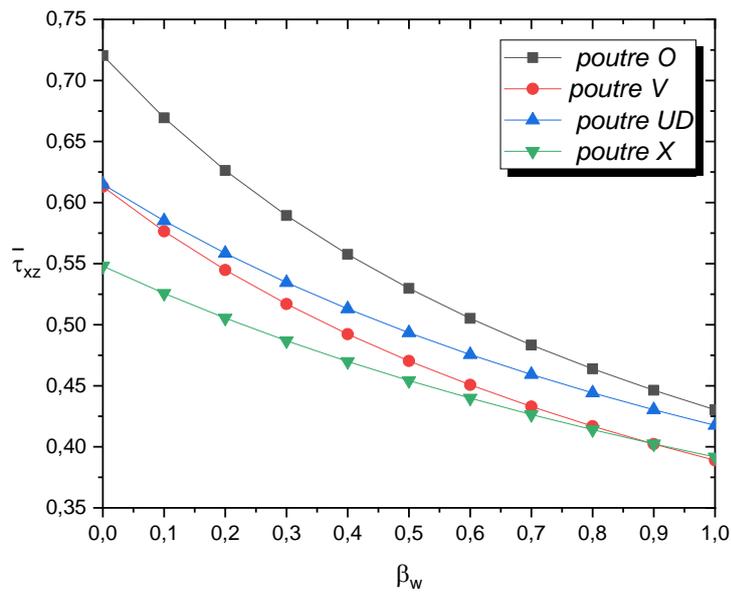


Figure V.1.c : Effet du Paramètre du module de Winkler sur les contraintes tangentielles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_s = 0$; $V_{cnt}^* = 0.12$).

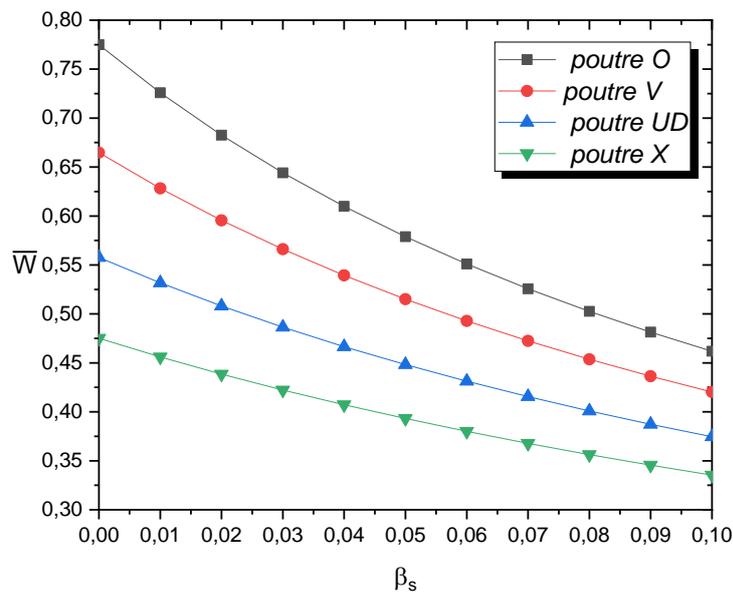


Figure V.2.a : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_w = 0.4$; $V_{cnt}^* = 0.12$).

La figure V.2.a. présente la variation de la flèche adimensionnelle en fonction du paramètre du module de fondation de Pasternak. Une observation claire peut être faite : l'augmentation du module de Pasternak conduit à une diminution de la flèche. Cette relation entre le module de fondation de Pasternak et la flèche adimensionnelle est attendue.

En effet, le module de Pasternak représente la rigidité de la fondation élastique utilisée pour soutenir la poutre. Lorsque ce module est augmenté, la fondation devient plus rigide, ce qui limite la déformation de la poutre et donc la flèche.

Cette propriété est importante dans de nombreux contextes, car une flèche excessive peut entraîner des problèmes structurels tels que des contraintes élevées, une instabilité ou un fonctionnement inefficace de la poutre. En augmentant le module de Pasternak, on renforce la capacité de la fondation à résister aux charges appliquées, réduisant ainsi les déformations et les déplacements de la poutre.

La **figure V.2.a.** met en évidence la relation inverse entre l'augmentation du module de fondation de Pasternak et la flèche adimensionnelle de la poutre. Cette relation démontre l'importance de la fondation élastique dans le contrôle des déformations et des déplacements de la poutre. Toutefois, une analyse approfondie des autres facteurs et exigences du projet est nécessaire pour déterminer la valeur optimale du module de Pasternak et assurer une conception structurelle appropriée.

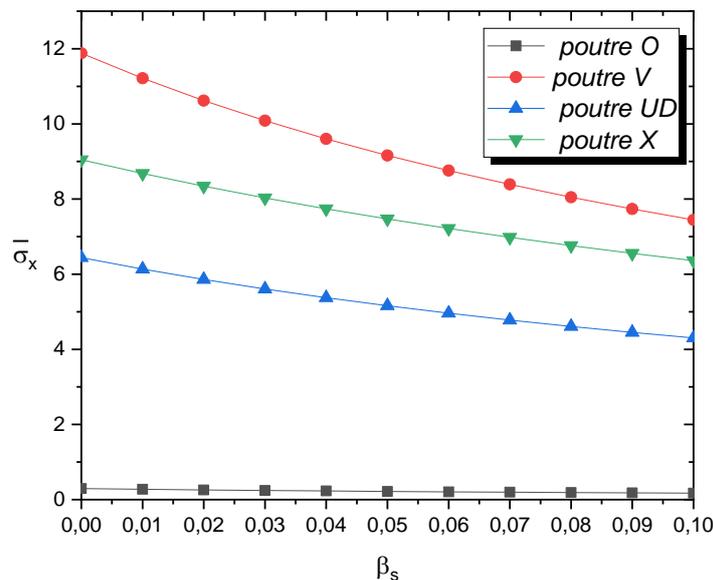


Figure V.2.b : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les contraintes adimensionnelles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_w = 0.4$; $V_{cnt}^* = 0.12$).

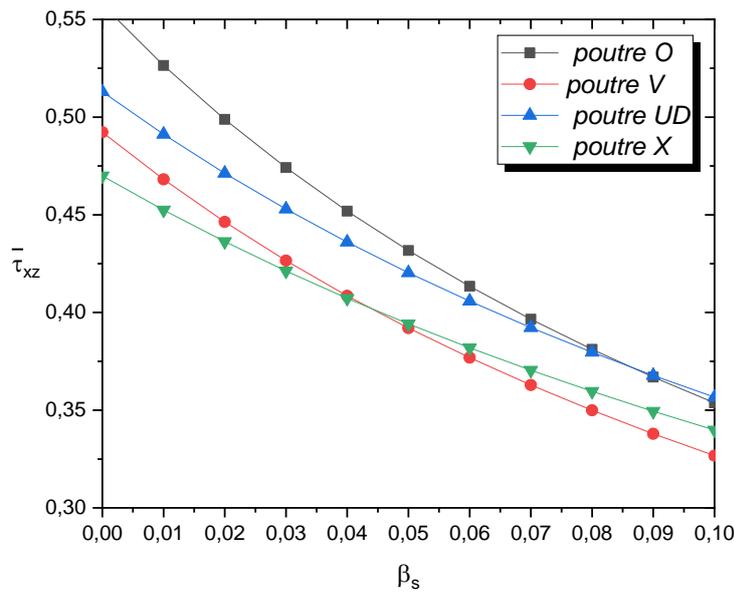


Figure V.2.c : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les contraintes tangentielles des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_w = 0.4$; $V_{cnt}^* = 0.12$).

La **figure V.2.b.** présente la variation de la contrainte normale moyenne $\bar{\sigma}_x$ en fonction du paramètre du module de fondation de Pasternak β_s . On observe une proportion entre l'augmentation du module de Pasternak et la diminution de la contrainte normale $\bar{\sigma}_x$ pour les quatre types de poutres. Plus spécifiquement, il est clair que le type de poutre en O présente les contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ les plus faibles par rapport aux autres configurations lorsque soumises à des charges uniformément réparties.

Cette observation indique que l'augmentation du module de Pasternak β_s a un effet significatif sur la réduction des contraintes normales $\bar{\sigma}_x$. Le module de Pasternak β_s représente la rigidité de la fondation élastique utilisée pour soutenir la poutre. Lorsque ce module est plus élevé, la fondation devient plus rigide, ce qui permet une meilleure répartition des charges appliquées sur la poutre, réduisant ainsi les contraintes normales $\bar{\sigma}_x$.

Le fait que le type de poutre en O présente les contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ les plus faibles peut être attribué à sa configuration structurelle spécifique, qui lui confère une meilleure répartition des contraintes et une capacité accrue à résister aux charges uniformément réparties.

La **figure V.2.b.** met en évidence la relation entre l'augmentation du module de fondation de Pasternak β_s et la diminution des contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ des poutres CNTRC. Elle montre que le type de poutre en O présente les contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ les plus faibles par rapport aux autres configurations lorsque soumises à des charges uniformément réparties. Cependant, une

évaluation complète de tous les aspects structuraux et des exigences spécifiques est nécessaire pour prendre une décision informée quant à la configuration optimale de la poutre CNTRC.

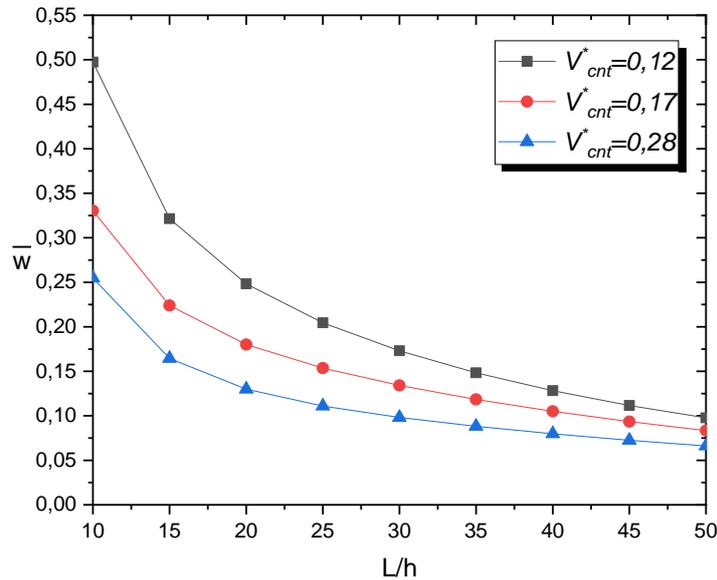


Figure V.3.a : Déplacements transversaux adimensionnels de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$)

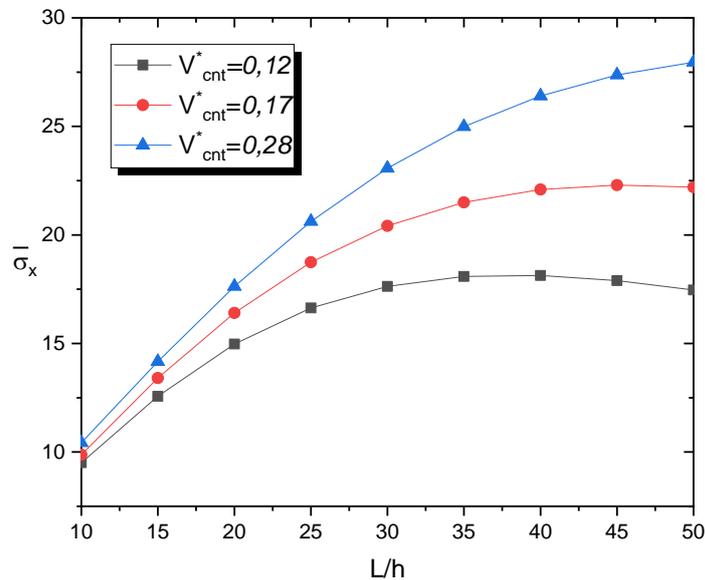


Figure V.3.b : Contraintes adimensionnelles de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$)

La figure V.2.c. illustre la variation de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ en fonction du paramètre du module de fondation de Pasternak β_s . On peut observer une proportion entre

l'augmentation du module de Pasternak et la diminution de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ pour les quatre types de poutres CNTRC soumises à des charges uniformément réparties.

Cette observation suggère que l'augmentation du module de Pasternak β_S a un effet significatif sur la réduction de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$. Le module de Pasternak β_S représente la rigidité de la fondation élastique utilisée pour soutenir la poutre. Lorsque ce module est augmenté, la fondation devient plus rigide, ce qui limite la déformation de cisaillement et donc la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$.

Cette propriété est importante pour assurer la stabilité et la résistance structurelle des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties. En augmentant le module de Pasternak β_S , on renforce la capacité de la fondation à répartir les charges appliquées et à réduire les contraintes de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$.

Il est également intéressant de noter que cette tendance de diminution de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ avec l'augmentation du module de Pasternak β_S est observée pour les quatre types de poutres CNTRC étudiées. Cela suggère que cette relation est générale et applicable à différentes configurations de poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties.

La figure V.2.c. met en évidence la relation entre l'augmentation du module de fondation de Pasternak β_S et la diminution de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ pour les poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties. Cette observation confirme l'importance de la fondation élastique dans la réduction des contraintes de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ et souligne l'efficacité de l'augmentation du module de Pasternak pour atteindre cet objectif.

La figure V.3.a. illustre la variation du déplacement transversal adimensionnel \bar{w} en fonction du rapport d'épaisseur (L/h). On peut observer une proportion entre l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h et la diminution de la flèche adimensionnelle \bar{w} pour différentes valeurs du carbone nanotube ($V_{cnt} = 0.12, 0.17$ et 0.28).

Cette observation met en évidence l'effet du rapport d'épaisseur sur la déformation de la poutre. Lorsque le rapport d'épaisseur L/h augmente, cela signifie que la poutre devient relativement plus épaisse par rapport à sa longueur. Cette augmentation de l'épaisseur conduit à une diminution de la flèche adimensionnelle \bar{w} , ce qui indique une réduction de la déformation transversale de la poutre.

La relation entre le rapport d'épaisseur L/h et la flèche adimensionnelle est influencée par les différentes valeurs du carbone nanotube V_{cnt} . Ces valeurs représentent les propriétés spécifiques du matériau utilisé dans la poutre. L'effet du carbone nanotube sur la relation entre le rapport d'épaisseur et la flèche adimensionnelle peut être attribué à sa rigidité et à ses

caractéristiques mécaniques particulières.

Il est important de noter que l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h n'est pas toujours souhaitable dans tous les cas. Une poutre très épaisse peut entraîner des problèmes structurels tels qu'une augmentation des contraintes locales ou des inefficiences dans le comportement de la poutre. Par conséquent, il est essentiel de trouver un équilibre approprié entre l'épaisseur et la longueur de la poutre en fonction des exigences spécifiques de la conception.

La **figure V.3.a.** met en évidence la proportion entre l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h et la diminution de la flèche adimensionnelle \bar{w} pour différentes valeurs du carbone nanotube. Cette observation souligne l'importance du rapport d'épaisseur dans le contrôle de la déformation transversale de la poutre. Cependant, une analyse approfondie des autres facteurs de conception et des propriétés du matériau est nécessaire pour déterminer la valeur optimale du rapport d'épaisseur et assurer une conception structurelle appropriée.

La **figure V.3.b.** représente la variation de la contrainte normale moyenne $\bar{\sigma}_x$ en fonction du rapport d'épaisseur (L/h). On peut observer une proportion entre l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h et l'augmentation de la contrainte normale moyenne $\bar{\sigma}_x$ pour les quatre types de poutres, indépendamment des différentes valeurs du carbone nanotube ($V_{cnt} = 0.12, 0.17$ et 0.28).

Cette observation suggère que l'augmentation du rapport d'épaisseur a un impact direct sur l'augmentation de la contrainte normale $\bar{\sigma}_x$ dans la poutre. Lorsque le rapport d'épaisseur L/h augmente, la section transversale de la poutre devient plus grande par rapport à sa longueur, ce qui entraîne une augmentation de la contrainte normale $\bar{\sigma}_x$.

La **figure V.3.b.** met en évidence la proportion entre l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h et l'augmentation de la contrainte normale moyenne $\bar{\sigma}_x$ pour les quatre types de poutres, indépendamment des différentes valeurs du carbone nanotube. Elle souligne l'importance du rapport d'épaisseur dans la détermination des contraintes normales $\bar{\sigma}_x$ dans la poutre CNTRC. Cependant, une analyse complète des autres facteurs de conception et des exigences spécifiques du projet est nécessaire pour déterminer la valeur optimale du rapport d'épaisseur et assurer une conception structurelle appropriée.

La **figure V.3.c.** représente la variation de la contrainte de cisaillement moyenne $\bar{\tau}_{xz}$ en fonction du rapport d'épaisseur (L/h). On peut observer une proportion entre l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h et l'augmentation de la contrainte de cisaillement moyenne $\bar{\tau}_{xz}$ pour différentes valeurs du carbone nanotube ($V_{cnt} = 0.12, 0.17, 0.28$).

Cette observation suggère que l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h a un effet direct sur l'augmentation de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ dans la poutre CNTRC. Lorsque le rapport d'épaisseur L/h augmente, la section transversale de la poutre devient relativement plus grande par rapport à sa longueur. Cette augmentation de la section transversale conduit à une augmentation de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$.

Il est important de noter que cette relation entre le rapport d'épaisseur et la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ dépend des différentes valeurs du carbone nanotube (V_{cnt}) utilisées dans la poutre CNTRC. Les propriétés mécaniques spécifiques du carbone nanotube, telles que sa rigidité et sa résistance à la déformation, peuvent influencer l'ampleur de l'augmentation de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ en fonction du rapport d'épaisseur.

La **figure V.3.c** met en évidence la proportion entre l'augmentation du rapport d'épaisseur L/h et l'augmentation de la contrainte de cisaillement $\bar{\tau}_{xz}$ pour différentes valeurs du carbone nanotube. Cette observation souligne l'importance du rapport d'épaisseur dans la détermination des contraintes de cisaillement dans la poutre CNTRC. Cependant, une analyse approfondie des autres facteurs de conception et des propriétés spécifiques du matériau est nécessaire pour déterminer la valeur optimale du rapport d'épaisseur et garantir une conception structurelle adéquate.

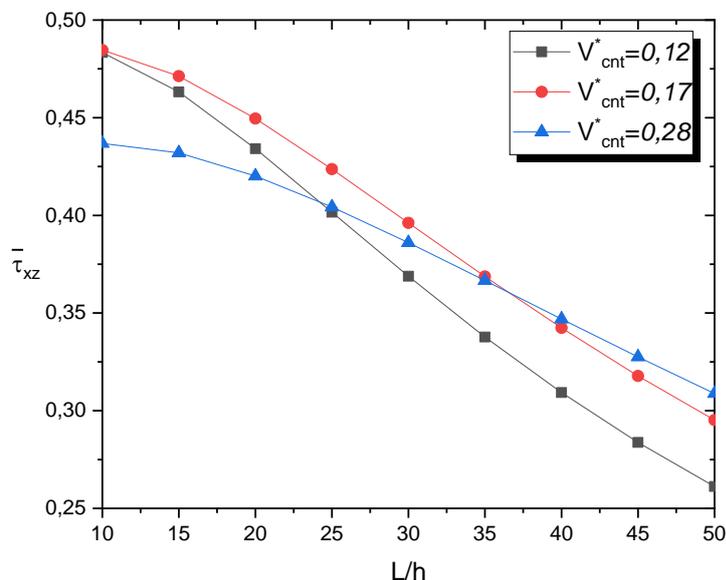


Figure V.3.c : Contraintes tangentielles de la poutre X sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$)

V.3 Analyse du flambement des poutres CNTRC :

Dans cette partie, nous discutons des résultats numériques de l'analyse de flambement des poutres CNTRC. Les résultats obtenus à partir de la présente théorie raffinée des poutres sont en bon accord avec les résultats de flambement de la troisième déformation par cisaillement de la théorie des poutres CNTRC et des poutres Timoshenko CNTRC documentés par Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013) et Yas et Samadi (2012), respectivement. Ces résultats sont présentés dans le **tableau V.7**.

Il convient de noter que la poutre en V présente une caractéristique de couplage étirement-flexion en raison de son asymétrie. Ce couplage engendre des déflexions et des moments de flexion lorsque la poutre est soumise à une charge de compression. Par conséquent, la poutre en V ne présente pas de flambement de type bifurcation, comme l'ont observé Liew et al. (2003).

L'étude de flexion a révélé que la poutre en X est la plus solide, capable de supporter la plus grande charge de flambement. Elle est suivie par la poutre UD et la poutre en O. Ces résultats indiquent que la configuration en X offre une résistance supérieure aux charges de flambement, tandis que la configuration en O est moins résistante.

Ces informations sont importantes pour évaluer la performance et la capacité de charge des différentes configurations de poutres CNTRC. Elles permettent de guider la conception et l'optimisation des structures similaires en fonction des exigences spécifiques du projet.

Les résultats numériques obtenus dans cette étude sont en accord avec les travaux antérieurs sur les poutres CNTRC. La configuration en X se distingue par sa résistance élevée aux charges de flambement, suivie par la configuration UD et la configuration en O. Ces résultats offrent des indications précieuses pour le choix de la configuration de poutre adaptée à des applications spécifiques.

Les **figures V.4** et **V.5** présentent respectivement l'influence du paramètre de module de Winkler et du module de cisaillement de Pasternak sur la charge de flambement de différents types de poutres CNTRC. Ces figures montrent que les charges de flambement augmentent de manière linéaire avec l'augmentation des facteurs constants de ressort. Cela indique que l'augmentation du module de Winkler et du module de cisaillement de Pasternak renforce la résistance à la charge de flambement des poutres CNTRC

. **Tableau V.7** : Comparaison des charges critiques adimensionnelles pour des poutres CNTRC avec et sans fondation élastique ($L/h = 15$, ; $V_{cnt}^* = 0.12$).

Source	$\beta_w = 0, \beta_s = 0$			$\beta_w = 0.1, \beta_s = 0.02$		
	UD	O	X	UD	O	X
FSDT ^(a)	0.1032	0.0604	0.1367	0.1333	0.0905	0.1668
TSDT ^(a)	0.0985	0.0575	0.1291	0.1287	0.0876	0.1590
Réf ^(b)	0.0986	0.0588	0.1288	0.1287	0.0889	0.1590
Réf ^(c)	0.0985	0.0575	0.1291	0.1286	0.0876	0.1592
Présente	0.0991	0.0585	0.1296	0.1293	0.0886	0.1597

Réf^(a) pris à partir de Wattanasakulpong et Ungbhakorn (2013).

Réf^(b) pris à partir de Yas et Samadi (2012).

Réf^(c) pris à partir de S.H Tagrara et al (2015).

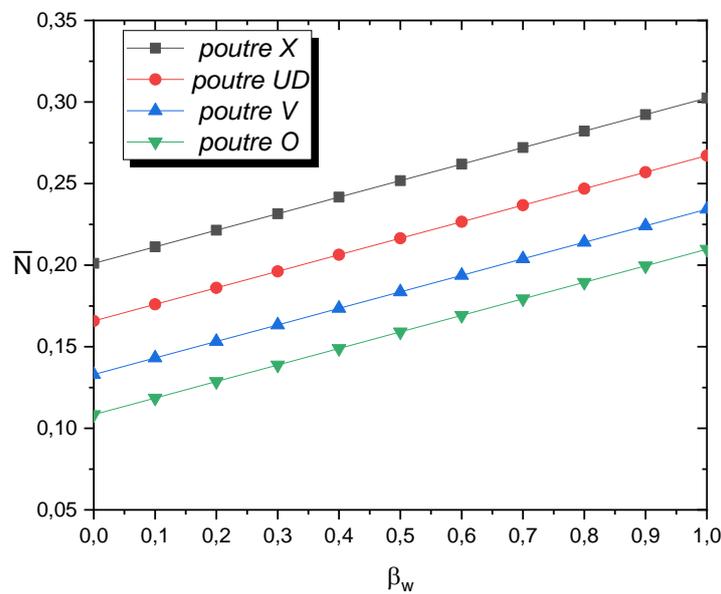


Figure V.4 : Effet du paramètre du module Winkler sur les charges critiques de flambement des poutres CNTRC ($L/h = 10$; $\beta_s = 0$; $V_{cnt}^* = 0.12$).

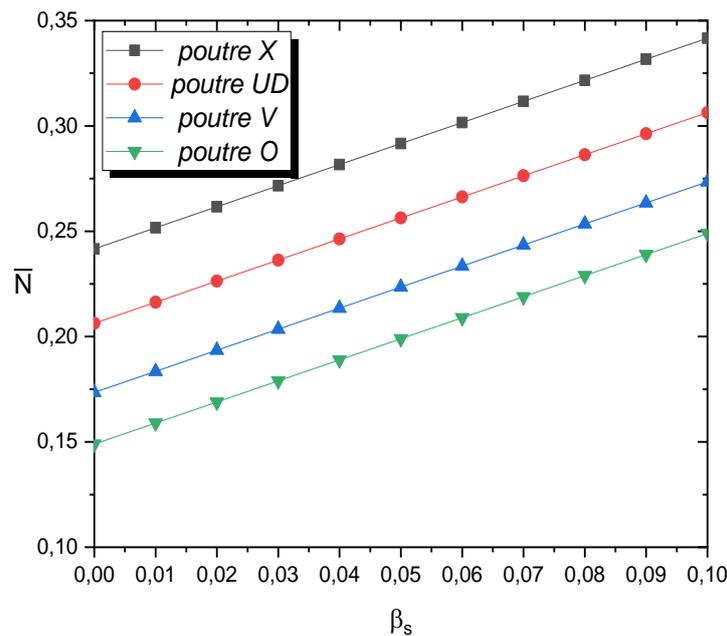


Figure V.5 : Effet du paramètre du module de cisaillement Pasternak sur les charges critiques de flambement des poutres CNTRC ($L/h=10$; $\beta_w=0.4$; $V_{cnt}^*=0.12$).

La **figure V.6** illustre l'effet des fractions volumiques des nanotubes de carbone (NTC) sur la charge de flambement critique de la poutre la plus résistante (poutre en X) en utilisant la théorie trigonométrique de la poutre raffinée. On peut observer que la diminution des fractions volumiques des NTC entraîne une réduction des charges de flambement. Cela signifie que l'ajout de nanotubes de carbone dans la poutre CNTRC améliore sa résistance à la charge de flambement.

Cependant, il est important de noter qu'une réduction spectaculaire des charges de flambement est observée dans la plage de rapport d'épaisseur L/h de 10 à 30. Cela suggère que l'effet des fractions volumiques des NTC sur la charge de flambement est plus significatif dans cette plage spécifique du rapport d'épaisseur.

Ces résultats mettent en évidence l'importance des paramètres de module de Winkler et de cisaillement de Pasternak ainsi que des fractions volumiques des NTC dans la résistance à la charge de flambement des poutres CNTRC. Ils fournissent des informations utiles pour la conception et l'optimisation de ces poutres, en tenant compte des propriétés des matériaux et des facteurs de géométrie spécifiques.

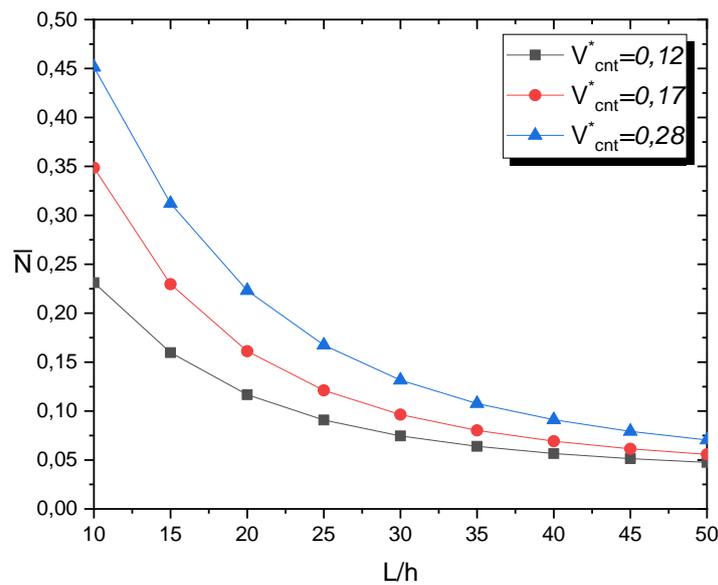


Figure V.6 : Les charges critiques de flambement adimensionnelles de la poutre X reposant sur une fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur ($\beta_w = 0.1$, $\beta_s = 0.02$).

V.5 Conclusion :

Au cours de ce chapitre, une attention particulière a été accordée à l'étude des déplacements transversaux adimensionnels dans les poutres composites renforcées par des nanotubes de carbone (CNT). Les résultats numériques obtenus ont permis de mettre en évidence l'influence de la disposition des nanotubes de carbone dans la matrice polymère ainsi que des dimensions de la poutre CNTRC sur sa rigidité.

Il a été constaté que la poutre X-CNT présentait la plus grande rigidité parmi les différents types de poutres CNTRC, avec des déflexions réduites et des charges critiques plus élevées. Cette amélioration de la rigidité s'explique par la concentration élevée de nanotubes de carbone au niveau des faces supérieure et inférieure de la poutre, ce qui renforce la structure composite.

De plus, il a été observé que les poutres CNTRC présentant des fractions volumiques plus élevées de nanotubes de carbone étaient plus rigides, affichant ainsi des déflexions réduites. Cela souligne l'importance de la quantité de nanotubes de carbone dans la matrice polymère pour améliorer les propriétés mécaniques de la poutre.

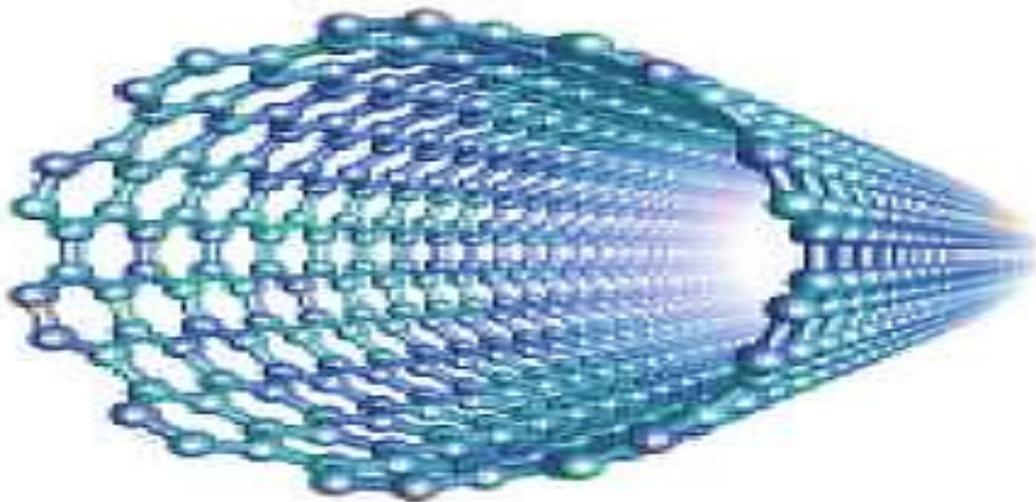
Les déplacements des poutres CNTRC ont également été influencés par les coefficients de rapport d'épaisseur et les fractions volumiques. Les rapports d'épaisseur déterminent la géométrie de la poutre et ont un impact sur sa flexibilité. Quant aux fractions volumiques, elles influencent la concentration de nanotubes de carbone dans la matrice et, par conséquent, les

propriétés mécaniques de la poutre.

Enfin, l'effet de la présence d'une fondation élastique, telle que la fondation de Winkler ou la fondation de Pasternak, a également été étudié. Il a été constaté que l'utilisation d'une fondation élastique réduisait les déplacements de la poutre, ce qui peut être bénéfique pour limiter les déformations excessives. En revanche, l'absence de fondation élastique permettait des déplacements plus importants.

Dans l'ensemble, cette étude met en évidence l'importance de la disposition des nanotubes de carbone, des dimensions de la poutre, des fractions volumiques, ainsi que de la présence d'une fondation élastique dans la détermination des déplacements et de la rigidité des poutres composites nano-renforcées par des nanotubes de carbone. Ces résultats fournissent des informations précieuses pour la conception et l'optimisation de ces structures, en considérant les propriétés des matériaux et les paramètres géométriques spécifiques.

***CONCLUSION
GÉNÉRALE***



Conclusion Générale

Notre travail de mémoire de fin d'étude semble très intéressant et complet. Nous avons utilisé une théorie raffinée pour analyser la flexion et le flambement des poutres nanocomposites renforcées par des nanotubes de carbone, en prenant en compte des fondations élastiques de type Winkler-Pasternak. Nous avons également vérifié la précision de cette théorie en la comparant avec des résultats disponibles dans la littérature, ce qui renforce la validité de notre modèle.

Nos résultats indiquent que la disposition des nanotubes de carbone dans la matrice polymérique a une influence sur les déformations et les charges critiques de flambement. Nous avons constaté que la distribution en forme de X rend les poutres CNTRC plus rigides, tandis que la distribution en forme de O les rend plus souples. Cela démontre l'importance de la géométrie et de l'organisation des renforts dans les nanocomposites.

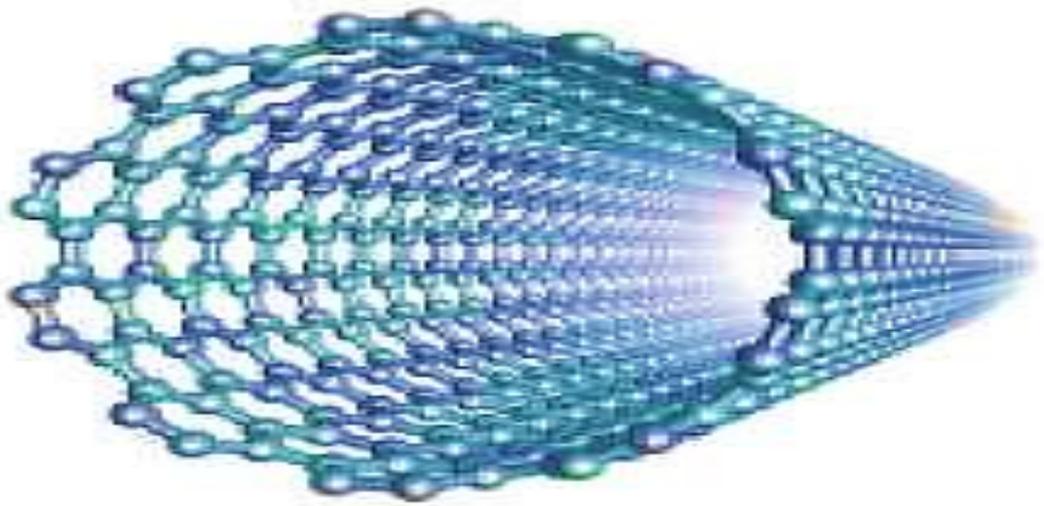
Nous avons également observé que l'augmentation des paramètres de la fondation élastique conduit à une réduction des déformations et à une augmentation des charges critiques de flambement, rendant ainsi la poutre plus rigide. De plus, Nous avons constaté que l'influence du paramètre de Pasternak est plus significative que celle du paramètre de Winkler.

Les poutres contenant des fractions volumiques plus élevées de nanotubes de carbone ont montré des déformations réduites, mais des charges critiques plus importantes, ce qui les rend plus rigides. Cela souligne l'importance de la concentration des nanotubes de carbone dans la matrice polymérique pour améliorer les performances mécaniques des poutres nanocomposites.

En conclusion, votre étude met en évidence les avantages des nanotubes de carbone en tant que renforts dans les nanocomposites. Vous soulignez également l'importance de la disposition des renforts, des paramètres de la fondation élastique, des fractions volumiques et du rapport géométrique dans les performances mécaniques des poutres nanocomposites.

En perspective, il serait intéressant d'étudier d'autres types d'appuis, ainsi que d'autres charges et fonctions de cisaillement, pour approfondir la compréhension de ces structures et explorer de nouvelles possibilités d'amélioration.

***RÉFÉRENCES
BIBLIOGRAPHIQUES***



Références Bibliographiques

[A]

- [Abdessemed 2011] M. Abdessemed, Etude expérimentale et modélisation numérique du comportement des poutres en béton armé renforcées par matériaux composites sous flexion- Cas des ponts, Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Polytechnique, Alger, 2011.
- [Addiego 2006] F. Addiego, Caractérisation de la variation volumique du polyéthylène au cours de la déformation plastique en traction et en fluage, Thèse de doctorat, Université de Lorraine, 2006.
- [Afaq 2003] K.S Afaq, M. Karama, S. Mistou, Un nouveau modèle raffiné pour les structures multicouches, Comptes-rendus des, 13, 289-292, (2003).
- [AJA 1993] P.M. Ajayan, T.W. Ebbesen, T. Ichihashi, S. Iijima, K. Tanigaki, H. Hiura. Opening carbon nanotubes with oxygen and implications for filling. *Nature* 362, 522-525, 1993.
- [Ajayan 1993 (1)] P. M. Ajayan, S. Iijima., Capillarity-induced filling of carbon nanotubes, *Nature* 333-361(1993).
- [Ajayan 1994] P. M Ajayan, O.Stephan, C. Colliex, D. Trauth, Aligned carbon nanotube arrays-formed by cutting a polymer resin-nanotube composite. *Science*, 265 (5176), 1212 -1214 (1994).
- [Ajayan 2000] P. M. Ajayan, L. S. Schadler, C. Giannaris, A. Rubio, Single-walled carbon nanotubepolymer composites : Strength and weakness. *Adv. Mater.* 2000, 12 (10), 750-753.
- [Ajayan 2007] P. M.Ajayan, J. M.Tour, Materials science - Nanotube composites. *Nature* 2007, 447 (7148), 1066-1068.
- [Akavci 2014] S.S. Akavci, An efficient shear déformation theory for free vibration of Functionally gradedthick rectangulaire plates on élastique fondation, *Compos Struct*, 108, 667–676 (2014).
- [Andrews 2002] R. Andrews, D. Jacques, D. Qian, T. Rantell, *Accounts of Chemical Research*, 35, 1008-1017, 2002.
- [Andres 2008] N. Andres Perez, Etude calorimétrique et diélectrique de nanocomposites

silicones, Thèse de doctorat, Institut national polytechnique de Grenoble, 2008.

[**Ashrafi 2006**] B.Ashrafi, P.Hubert , (2006), “Modeling the elastic properties of carbon nanotube array/polymer composites”, *Compos. Sci. Technol.*, 66, 387–396.

[**Aude 2007**] M. Aude, Manipulation et fonctionnalisation de nanotubes. Application aux nanotubes de nitrure de bore, Thèse de doctorat, Chimie. Université Paris Sud - Paris XI, (2007).

[**Aurélié 2010**] C. Aurélié, Elaboration de détecteurs souples de température –mise en oeuvre et caractérisation de multifilaments à base de polymères immiscibles chargés en nanotubes de carbone, thèse de doctorat, L’Université des sciences et technologiques de Lille école doctorale des sciences pour l’ingénieur, (2010).

[**Aucher 2011**] J.Aucher,“Etude comparative du comportement composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable” , *Engineering Sciences* (2011) , <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00557897>.

[**Avigal 2001**] Y. Avigal et al. *App. Phys. Lett.*, 78 :2291, (2001).

[**Aydogdu 2005**] M. Aydogdu, Vibration analysis of cross-ply laminated beams with generalboundary conditions by Ritz method, *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(11),1740-1755, (2005).

[B]

[**Barlow 1991**] A. Barlow, The chemistry of polyethylene insulation, *IEEE, Electrical Insulation Magazine*, Vol. 7, N° 1, pp. 8-19, (1991).

[**Balasubramanian 2005**] K. Balasubramanian, M. Burghard ; *Small* (2005), 1, 180–192.

[**Ballarini R. 2006**] R.Ballarini. (2006). The Da Vinci-Euler-Bernoulli beam theory ? *Mechanical Engineering The Magazine of ASME* (20/10/2012), 35

[**Bakhti 2013**] K. Bakhti, A. Kaci, A.A. Bousahla, M.S A .Houari, A. Tounsi, E.A .Adda Bedia, Large déformation analyses for fonctionnelly graded carbone nanotube-reinforce composite plates using an efficient and simple refined theory, *Steel and Composite Structures*, 14(4), 335-347, (2013).

[**Baghdadi 2015**] H. Baghdadi, Thèse de doctorat, Etude des caractéristiques physiques et mécaniques des nanotubes en carbone et leurs applications technologiques,

Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbès, (2015).

- [Bachir 2016] B.M.Bachir, F.Boukhelf, A.Fekrar, H.Khetir, "Etude Analytique Du Comportement Des Plaques A L'échelle Nanometrique". (2016).
- [Bethune D.S. et al 1993] D.S. Bethune. C.H.Kiang, M.S.Vries, G.Gorman. J.Vasquez et R. Beyers , Nature, 363:605(1993), Lijima.S et I.chihashi.T.Nature, 363:603(1993).
- [Berreur 2002] L.Berreur, De B.Maillard, et S. Nösperger, L'industrie française des matériaux composites, Etude stratégique réalisée par nodal consultants pour le compte de la DiGITIP/SIM, Rapport final, Révision 2 du 13 mai 2002.
- [Bernard 2007] C. Bernard, Propriétés mécaniques des nanotubes de carbone en tant que nanosondes et leur fonctionnalisation par bio-nanoparticules, thèse de doctorat, l'Université Bordeaux I, (2007).
- [Benatta 2011] M.A Benatta, "Etude et analyse des poutres FGM sous chargement électrostatique", Thèse de Doctorat Université Djillali Liabés De Sidi Bel Abbès (2011).
- [Berrabah 2011] H.M. Berrabah, " Etude et analyse des poutres FGM sous chargement électrostatique" ; Thèse de Doctorat Université Djillali Liabés De Sidi Bel Abbès (2011).
- [Berrabah 2016] H.M Berrabah, B.A Adda, A. Tounsi , "Comparaison des différentes théories de poutre non locale raffinée pour la flexion et l'analyse du flambement des nano-poutres", (2016), 2170-127X, © Mouloud Mammeri University of Tizi-Ouzou, Algeria.
- [Boudou 2002] L. Boudou, J. Guastavino, Influence of temperature on low-density polyethylene films through conduction measurement, Journal of Physics D: Applied Physics, Vol. 35, pp. 1555-1561, (2002).
- [Bozlar 2009] M. Bozlar, Modification de surface des nanotubes de carbone par un polymère conducteur électrogénéré pour la réalisation de nanocomposites multifonctionnels, École Normale Supérieure de Cachan - Paris, (2009).
- [Boulerouah 2011] A. Boulerouah, Thèse, Propriétés thermiques et électriques de composites à base de nanotubes de carbone et application à la détection de gaz, Université du Littoral-Côte d'opale, (2011).

[Brochard F. et Chem J. 1986] F. Brochard , J. Chem. Phys., 84 4664-4672 (1986).

[Buchoux 2011] J. Buchoux; nanotubes de carbone comme sondes en microscopie à force atomique, thèse de doctorat, l'Université Bordeaux I, (2011).

[C]

[Cassell 1999] A.M. Cassell, J.A. Raymakers, J. Kong, H. Dai, Large Scale CVD Synthesis of Single-Walled Carbon Nanotubes, Journal of Physical Chemistry B, 103 (1999) 6484.

[Castignolles 2004] M. Castignolles, Etudes de la synthèse et de la structure par microscopie et spectroscopie électroniques de nanotubes de carbone purs et dopés à l'azote, Thèse de

[Cai 2008] D. Y.Cai, M.Song, Latex technology as a simple route to improve the thermal conductivity of a carbon nanotube/polymer composite. Carbon (2008), 46 (15), 2107-2112.doctorat, Université Montpellier II, (2004)

[Chih-Chao Yen 1996] Yen, Chih-Chao. Studies on the preparation and properties of conductive polymers. X. Using metal plates to prepare metallized conductive polymer films. Journal of applied polymer science, (1996), vol.60, no 5, p. 693-696.

[Chih-Chao Yen 1999] Yen, Chih-Chao. Studies on the preparation and properties of conductive polymers. XI. Metallized polymer films by plating out. Journal of applied polymer science, (1999), vol. 71, no 9, p. 1361-1365.

[CHA 2005] J. Chancolon, Remplissage des nanotubes de carbone - effet du confinement, Thèse de doctorat, Université d'Orléans, (2005).

[Chikh et al 2016] A. Chikh, A. Bakora, H. Heireche, et al. Thermo-mechanical postbuckling of symmetric S-FGM plates resting on Pasternak elastic foundations using hyperbolic shear deformation theory. Structural Engineering and Mechanics, Vol. 57, No. 4 (2016) 617-639

[Chemi 2018] A. Chemi, H. Heireche, M. Zidour, K. Rakrak, A. A. Bousahla, Critical buckling load of chiral double-walled carbon nanotube using non-local theory elasticity, Advances in Nano Research 3, 2015, 4,193-206.

[CLE2007] J.-P. Cleuziou, Propriétés de transport électronique de nanotubes de carbone : des

nanotubes hybrides au nano-SQUID, Thèse de Doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier, (2007).

[Col 2006] J. N. Coleman, U. Khan, W. J. Blau, Y. K. Gun'ko, Carbon, vol.44, pp.1624–1652, (2006).

[Cantoro 2006] M. Cantoro, S. Hofmann, S. Pisana, V. Scardaci, A. Parvez, C. Ducati, A.C Ferrari, A. M. Blackburn, K.-Y. Wang, J. Robertson, Catalytic chemical vapor deposition of SWNT at Low Temperatures, Nano Letters, 6 (2006) 1107.

[D]

[Dai 1996 (1)] H. Dai, A.G. Rinzler, P. Nikolaev, A. Thess, D.T. Colbert, R.E. Smalley, Single-walled nanotubes produced by metal-catalyzed disproportionation of carbon monoxide, Chemical Physics Letters, 260 (1996) 471-475.

[Daedulus 1966] Daedulus. New Scientist (1966).

[Dihaj 2019] A.Dihaj, Modélisation numérique du comportement mécanique d'un nanocomposite à matrice polymère et nano-renfort, Thèse de doctorat, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, (2019).

[Dresselhaus 2011] M. S. Dresselhaus, G. Dresselhaus & P. Avouris, Carbon Nanotubes : Synthesis, Structure, Properties, and Applications, Springer, 448, (2011).

[Dufort 2000] Dufort. L, Thèse, Etude de cisaillement transverse dans des poutres stratifiées et sandwich : Aspect théorique et expérimentaux, l'université Blaise Pascal Clermont I, (2000).

[Dufort L. et al 2001] L.Dufort, S.Drapier, and M.Grediac. «Closed from Solution for the Cross Section Warping in Short Beams under three Point Bending». Composites structures, Pages : 233-246, (2001).

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

[E]

[Ebbesen 1992] T.W. Ebbesen et P.M. Ajayan. Large-scale synthesis of carbon nanotubes. Nature, (1992), vol. 358, no 6383, p. 220-222.

[Editorial 2006] G. Editorial, Carbon, 44, 1621, (2006).

[Endo 1995] M.Endo et al. Carbon, 33 :873, (1995).

[Enouz 2003] S. Enouz, étude de nanotubes de carbone dopés à l'azote par Microscopie Electronique en Transmission Haute Résolution et Spectroscopie de Pertes d'Energie, Stage de DEA Matière et Rayonnement, Université de Rennes1, (2003).

[Encarta 2007] : "Polymère" Microsoft ® Encarta ® (2007). [CD]. Microsoft Corporation.

[Eringen 1972] AC. Eringen. "Nonlocal polar elastic continua", *Int J EngSci*, (1972) ; 10: 1–16.

[Esawi et Farag 2007] A.M.K. Esawi, M.M. Farag. (2007), "Carbon nanotube reinforced composites : Potential and current challenges", *Mater.Design*, 28, 2394–2401.

[F]

[Fan 1999] S. Fan, M.G. Chapline, N.R. Franklin, T.W. Tomblor, A.M. Cassell, H. Dai, Self-oriented regular arrays of carbon nanotubes and their field emission properties, *Science* 283 (1999) 512.

[Fischer 1997] J.E. Fischer, H. Dai, A. Thess, R. Lee, N.M. Hanjani, D.L Dehaas, R.E. Smalley, *Phys. Rev. B* 55, R4921-R4924 (1997).

[Fidelus et al 2005] J.D.Fidelus, E.Wiesel , F.H. Gojny, K. Schulte, H.D.Wagner, (2005), "Thermomechanical properties of randomly oriented carbon/epoxy nanocomposites", *Compos. Part A*, 36, 1555–1561.

[Flahaut 2003] E. Flahaut, R. Bacsa, A. Peigney, C. Laurent, Gram-scale CCVD synthesis of doublewalled carbon nanotubes, *Chemical Communications*, (2003) 1442.

[Florent 2011] S. Florent, Thèse, Réalisation d'interconnexions de faible résistivité à base denanotubes de carbone bi paroi pour la microélectronique, Université Paul Sabatier, ToulouseIII, (2011).

[FUC2011] J.-N. Fuchs, M.O. Goerbig, B. Plaçais. Le graphène Quand la mécanique quantique rencontre la relativité dans un trait de crayon, *Reflets de la Physique* 25, 4-9, 2011.

[G]

[Gao 2005] J.Gao, M. E.Itkis, A.Yu, E.Bekyarova, B.Zhao, R. C.Haddon, Continuous Spinning of a Single-Walled Carbon Nanotube à Nylon Composite Fiber. *Journal of*

the American Chemical Society (2005), 127 (11), 3847-3854.

[G. Elsa 2010] G. Elsa, Fonctionnalisation De Nanotubes De Carbone Pour Leur Incorporation Dans Des Matrices Metalliques, L'universite De Bordeaux (2010) N° Ordre : 4134, P 24

[Ghosh 2008] S. Ghosh; I.Calizo;D. Teweldebrhan; E.P.Pokatilov; D.L.Nika;A.A. Balandin; W.Bao; F.Miao; C.N.Lau; Applied Physics Letters (2008), 92, 151911.

[Gohier 2007] A. Gohier, Cinétique de Croissance de Nanotube de Carbone Mono-Parois et Multi-Parois Orientes par Procède Plasma, Thèse de Doctorat, l'Université de Nantes (Sciences des Matériaux), (2007).

[Grobert 1999] N. Grobert, W.K. Hsu, Y.Q. Zhu, J.P. Hare, H.W. Kroto, D.R.M. Walton, M. Terrones, H. Terrones, Ph. Redlich, M. Rühle, R. Escudero, F. Morales, Enhanced magnetic coercivities in Fe nanowires, Applied Physics Letters,75 (1999) 3363.

[Gribel et Hamaekers 2004] M. Griebel, J.Hamaekers, "Molecular dynamics simulations of the elastic moduli of polymer-carbon nanotube composites", Comput. Method. Appl. Mech. Eng. (2004),193, 1773–1788.

[Grossiord 2008]. N. Grossiord, J. Loos, L. van Laake, M. Maugey, C. Zakri, C.E. Koning, A.J. Hart, High-Conductivity Polymer Nanocomposites Obtained by Tailoring the Characteristics of Carbon Nanotube Fillers. Adv. Funct. Mater. (2008), 18 (20), 3226-3234

[Gu et al 2008] H. Gu and T. M. Swager, Adv. Mater, vol. 20, pp. 4433–4437, (2008).

[H]

[Haudin 1995] J.M. Haudin, Structure et morphologie des polymères semi-cristallins. In : G'SELL, C, Introduction à la mécanique des polymères. Institut National polytechnique de Lorraine, Nancy, France, (1995), 97-115, (2001).

[Harris 2001] P. J. F. Harris, Carbon nanotubes and related structures: New materials for the twenty-first century, Cambridge University Press, 294, (2001).

[Hata 2004] K. Hata, D.N. Futaba, K. Mizuno, T. Namai, M. Yumura, S. Iijima, Water-Assisted Highly Efficient Synthesis of Impurity-Free Single-Walled Carbon Nanotubes, Science 306 (2004) 1362.

- [Halary 2006] J. L. Halary & F. Lauprêtre, De la macromolécule au matériau polymère - Synthèse et propriétés des chaînes, Editions Belin, (2006).
- [Han et Elliot 2007] Y.Han, J.Elliot, “Molecular dynamics simulations of the elastic properties of polymer/carbon nanotube composites”,(2007), *Comp. Mater. Sci.*, 39, 315–323.
- [Hamza 2020] C.R. Hamza, Analyse de la vibration d’un nanotube de carbone dans un environnement thermique Thèse de doctorat, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, (2020).
- [Hongo 2003] H. Hongo, F. Nihey, T. Ichihashi, Y. Ochiai, M. Yudasaka, S. Iijima. Support materials based on converted aluminum films for chemical vapor deposition growth of single-wall carbon nanotubes,*Chemical Physics Letters*, 380 (2003) 158.
- [Houdyp 2006] P.Houdyp, C.Brechignac, M.Lahmani, Les nanosciences, Nanomatériaux et nanochimie: La collection Échelles, Éditions Belin, (2006), p.687
- [Hou 2008] P.-X. Hou, C. Liu, H.-M.Cheng, (2008). Purification of carbon nanotubes. *Carbon* 46, 2003–2025.
- [Hure 2002] P. Hure, M. Guimon, Les appareils de protection respiratoire : Choix et utilisation. INRS, ED 780, (2002).
- [Hu 2004] M. Hu, Y. Murakami, M. Ogura, S. Maruyama, Tatsuya Okubo, Morphology and chemical state of Co–Mo catalysts for growth of single-walled carbon nanotubes vertically aligned on quartz substrates, *Journal of Catalysis*, 225 (2004) 23
- [Hu et al 2005] N. Hu, H. Fukunaga,C. Lu,M. Kameyama, B.Yan. (2005), “Prediction of elastic properties of carbon nanotube reinforced composites”, *P. Roy. Soc. A*, 461, 1685–1710.

[I]

- [Iijima 1991] S. Iijima, *Nature*, 354 :56 (1991).
- [Iijima 1993 (1)] S. Iijima, Helical microtubules of graphitic carbon, *Nature*, 354, 56 (1993).
- [Izard 2004] N. Izard, nanotubes de carbone : Systèmes pour la limitation optique, thèse de doctorat, l’Université Montpellier II, (2004).

[J]

[Jeong 2002] Y.U. Jeong, A. Manthiram, J. Electrochem. Sci. 149 (2002) 1419.

[Jahangir 2011] E. Jahangir, Phénomènes d'interaction sol-structure vis-à-vis de l'aléa retrait-gonflement pour l'évaluation de la vulnérabilité des ouvrages, Thèse de doctorat, Institut national polytechnique de Lorraine, (2011).

[Jung 2001] M. Jung, K.Y. Eun, J.-K. Lee, Y.-J. Baik, K.-R. Lee, J. W. Park, Growth of carbon nanotubes by chemical vapor deposition, Diamond and related Materials, 10 (2001) 1235.

[J.Y. Nam 2003] J.Y.Nam , S.S. Ray, and M. Okamoto. Crystallization is havior and morphology of biodegradable epolylactide/layered silicate nanocomposite. Macromolecules, 36(19) :7126– 7131, (2003).

[K]

[Kashiwagi 2002] T. Kashiwagi, E. Grulke, J. Hilding, R. Harris, W. Awad, J. Douglas, Macromoleculer Rapid Communication, 2002, 23, 761-765.

[Kassimi 2011] N. Kassimi, Etude des contraintes d'interface d'une poutre FGM renforcées par une plaque en materiaux composites, Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbes, (2011).

[Kaci et al 2012] A.Kaci, A.Tounsi, K.Bakhti, E.A.B. Adda , “Nonlinear cylindrical bending of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite plates”, Steel and Composite Structures(2012), 12(6), 491- 504.

[Ke et al 2013] L.L. Ke, J.Yang, S. Kitipornchai, “Dynamic stability of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite beams”, Mechanics of Advanced Materials and Structures (2013), 20, 28–37.

[K. Hachour 2010] K. Hachour, Zaïri, Fahmi, Naït-abdelaziz, Moussa, et al. Experiments and modeling of high crystalline polyethylene yielding under different stress states. International journal of plasticity, (2014), vol. 54, p. 1-18.

[Kheroubi 2016] B. Kheroubi, L'étude de l'effet multi-échelle de nouveaux matériaux et applications technologiques thèse doctorat, université djilali liabes de sidi bel abbes, (2016).

[Kirkpatrick 1973] S. Kirkpatrick, S, Percolation and conduction. Reviews of Modern Physics

1973, 45(4), 574-588.

[**Kim 2001**] P. Kim ; L. Shi; A. Majumdar; P.L. McEuen; Physical Review Letter (2001), 87, 215502.

[**Kilbride 2002**] B. E. Kilbride, J. N. Coleman, J. Fraysse, P. Fournet, M.Cadek, A. Drury, S. Hutzler, S.Roth, W. J.Blau, Experimental observation of scaling laws for alternating current and direct current conductivity in polymer-carbon nanotube composite thin films. Journal of Applied Physics 2002, 92 (7), 4024-4030.

[**Kim 2006**] D. Kim, J.E. Bourrée, S.Y. Kim, Numerical study on the field emission properties of aligned carbon nanotubes using the hybrid field enhancement scheme, Applied Physics A, 83 (2006) 111.

[**Kroto 1985**] H. W. Kroto, J. R. Heath, S. C. O'brien, R. F. Curl, R. E. Smalley, Nature, 318 162 (1985).

[**Koo 2006**] J. H. Koo, Polymer nanocomposites: processing, characterization, and applications, Editeur : McGraw-Hill, 2006.

[**Krätschmer 1990**] W. Krätschmer, L. D. Lamb, K. Fostiropoulos, D. R. Huffman, Nature, 347, 354 (1990).

[L]

[**Lau 2002**] K.T. Lau, D. Hui, Composites part B, vol. 33, pp.263-277, (2002).

[**Lasmi 2014**]. S. Lasmi, Effets des taux de l'agent traitant et de l'agent compatibilisant sur les propriétés des nanocomposites Polypropylène /Silice, thèse de Magister, l'Université SETIF-1, (2014).

[**Levinson 1980**] M. Levinson, "An accurate simple theory of the statics and dynamics of elastic plates". Mechanics Research Communication, Volume 7, pages : 343-350, (1980).

[**Liew et al 2003**] K.M. Liew, J.Yang, S. Kitipornchai, "Postbuckling of piezoelectric FGM plates subject to thermo-electro-mechanical loading", Int. J. Solid Strut., 40, 3869–3892, (2003).

[**Liao 2004**] Y.H. Liao, O. Marietta-Tondin, Z. Liang, C. Zhang, B. Wang, Materials Science and Engineering A, vol.385, pp.175–181, (2004).

[Li 2007]. C. Y Li, E.T. Thostenson, T. W. Chou, Dominant role of tunneling resistance in the electrical conductivity of carbon nanotube-based composites. Applied Physics Letters (2007), 91 (22).

[Lounis 2022] A. Lounis, Contribution à l'analyse multi-échelles des nanostructures en matériaux innovants sous divers sollicitations, Thèse de doctorat, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, (2022).

[Lu 1996] K.L. Lu, R. M. Lago, Y. K. Chen, M. L. H. Green, P. J. F. Harris, S. C. Tsang, Carbon, vol. 34, pp. 814-816, (1996).

[M]

[Marcoux 2002] P. Marcoux, Thèse, Réactivité et manipulation de nanotubes de carbone monocouches : fonctionnalisation de surface par greffage covalent et mise en oeuvre comme agent structurant, Université d'Angers, (2002).

[Maruyama 2005] S. Maruyama, E. Einarsson, Y. Murakami, T. Edamura, Growth process of vertically aligned single-walled carbon nanotubes, Chemical Physics Letters 403 (2005) 320.

[Marconnet 2013] A. M. Marconnet, M. A. Panzer & K. E. Goodson, Thermal conduction phenomena in carbon nanotubes and related nanostructured materials, Rev. Mod. Phys., 85, 1295-1326, (2013).

[Menail 2009] Y. Menail, Analyse de l'effet du vieillissement à l'air, dans l'eau douce et dans l'eau salée, sur la tenue en fatigue de composites à matrice organique renforcée par des fibres de verre thèse de doctoret UBM Anaba (2009).

[Methia 2017] A Methia, M. Rezzoug, etude de la diffusion de l'irganox 1076 dans polymere recycle a ase PEHD These master , Universite Abderrahmane Mira – Bejaia (2017)

[Medani 2022] M.Medani, Etude Statique et Dynamique des Structures en Polymère à Base de Nanotubes de Carbone ,Thèse de doctorat, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, (2022).

[M.-F. Yu 2000] M.-F. Yu, B. S. Files, S. Arepalli, R. S. Ruoff, Tensile loading of ropes of single wall carbon nanotubes and their mechanical properties, Phys. Rev. Lett., (2000), 84, 5552-5555.

[Mishra S.R. et al 2000] S. R. Mishra, H. S. Rawat, S. C. Mehendale, K. C. Rustagi, A. K.

Sood, R. Bandyopadhyay, A. Govindaraj, C. N. R. Rao, Optical limiting in single-walled carbon nanotube suspensions, *Chem. Phys. Lett.*, (2000), 317, 510-514.

[**M. Naya. 2012**] M. Naya, Kobayashi, Norihiro, Endoh, Shigehisa, et al. In vivo genotoxicity study of single-wall carbon nanotubes using comet assay following intratracheal instillation in rats. *Regulatory Toxicology and Pharmacology*, (2012), vol. 64, no 1, p. 124-129.

[**Monthioux 2006**] M. Monthioux, V.L. Kuznetsov. Who should be given the credit for the discovery of carbon nanotubes? *Carbon* 44, 1621–1623, (2006).

[**Murthy 1981**] M.V.V. Murthy, “An Improved Transverse Shear Deformation Theory for Laminated Anisotropic Plate”. Rapport technique, NASA, (1981).

[**Muller 2008**] Muller, D.A. Kourkoutis, L. Fitting, M. Murfitt, et al. Atomic-scale chemical imaging of composition and bonding by aberration-corrected microscopy. *Science*, (2008), vol. 319, no 5866, p. 1073-1076.

[**Mizoguti 2000**] E. Mizoguti, F. Nihey, M. Yudasaka, S. Iijima, T. Ichihashi, K. Nakamura, Purification of single-wall carbon nanotubes by using ultrafine gold particles, *Chem. Phys. Lett.*, (2000), 321, 297-301.

[**N**]

[**Nadler 2008**] M.Nadler, T. Mahrholz, U. Riedel, C.Schilde, A. Kwade, Preparation of colloidal carbon nanotube dispersions and their characterisation using a disc centrifuge. *Carbon* (2008), 46 (11), 1384-1392.

[**Nikolaev 1999**] P. Nikolaev, M.J. Bronikowski, R.K. Bradley, F. Rohmund, D.T. Colbert, K.A. Smith, R.E. Smalley, Gas-phase catalytic growth of single-walled carbon nanotubes from carbon monoxide, *Chemical Physics Letters*, 313 (1999) 91.

[**Nitta 1999**] K. H. NITTA, M. Takayanagi, Role of Tie molecules in the Yielding Deformation of Isotactic Polypropylene. *Journal of Polymer Science, Part B: Polymer Physics*, (1999), Vol. 37, 357-368.

[**NOV 2004**] K.S. Novoselov, A.K. Geim, S.V. Morozov, D. Jiang, Y. Zhang, S.V. Dubonos, I.V. Grigorieva, A.A. Firsov. Electric field effect in atomically thin carbon films. *Science* 306, 666-669, (2004).

[O]

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

[Ould Larbi et al 2013] L. Ould Larbi, A. Kaci, M.S.A. Houari., A. Tounsi, “An efficient shear deformation beam theory based on neutral surface position for bending and free vibration of functionally graded beams”, *Mechanics Based Design of Structures and Machines*, 41, 421–433, (2013).

[P]

[Palkovits 2005] R. Palkovits, H. Althues, A. Rumpelcker, B. Tesche, A. Dreier, U. Holle, G. Fink, C.H. Cheng, D.F. Shantz And S. Kaskel “Polymerization Of W/O Micro Emulsions For The Preparation Of Transparent Sio₂/Pmma Nanocomposites” *Langmuir*, Vol.21 (13), P.6048–6053, (2005).

[PET 2003] *Compte Rendu de Physique*, vol.4, pp.967–974, (2003).

[Penu 2008] C. Penu, *Nanocomposites à matrice polyamide 6 ou polystyrène et à renforts de nanotubes de carbone : Du procédé de synthèse aux phénomènes de percolation*, Thèse de Doctorat, L’Institut National Polytechnique de Lorraine, (2008).

[Philippe 2006] R. Philippe, *Synthèse de nanotubes de carbone multi-parois par dépôt chimique en phase vapeur catalytique en lit fluidisé, nouvelle classe de catalyseurs, étude cinétique et modélisation*, Thèse de doctorat, Institut national polytechnique de Toulouse, (2006).

[Pop 2004] V. N. Popov, *Materials Science and Engineering R*, vol.43, pp.61–102, (2004).

[R]

[Rak 2001] E. G. Rakov, *Russ. Chem. Rev.*, vol. 70, pp. 827 – 863, (2001).

[Ray et Batra 2007] M.C. Ray, R.C. Batra. (2007), “A single-walled carbon nanotube reinforced 1-3 piezoelectric composite for active control of smart structures”, *Smart Mater. Struct.*, 16, 1936–1947.

[Rakrak 2018] K. RAKRAK, Thèse, *Etude de la vibration libre d’un nanotube en carbone*, Université djillali liabes de sidi bel abbes, (2018).

[Reddy 1984] J.N. Reddy, A simple higher-order theory for laminated composite plates, 51, 745-752, (1984).

[Ricaud 2008] M. Ricaud, F. R. D. Lafon, Les nanotubes de carbone : quels risques, quelle prévention ? INRS-Cahiers de notes documentaires ND 2286-210-08, 210, 43 (2008).

[S]

[Saito 1992] R. Saito, M. Fujita, G. Dresselhaus, M. S. Dresselhaus, Electronic structure of graphene tubules based on C₆₀, Phys. Rev. B, 46, 1804 (1992).

[Saito 1998] R. Saito, G. Dresselhaus, M.S. Dresselhaus, Physical Properties of Carbon Nanotubes, Imperial College Press, ISBN N° 1-86094-093-5. (1998).

[Saint-aubin 2010] K. Saint-aubin, Etude de dispersions de nanotubes de carbone par des polymères pour l'élaboration de composites conducteurs et structurés, thèse de doctorat, l'Université Bordeaux I, (2010).

[Sarr 2015] M. M. Sarr, Etude, synthèse et élaboration de nanocharges biphasées, nanotubes de carbone/diatomées pour l'amélioration des propriétés physiques de nanocomposites à matrice polymère, Thèse de doctorat, Université de Lorraine, (2015).

[Seyni 2008] A. Seyni, Propriétés physico-chimiques et d'usage de matériaux composites à charge dégradable produits par co-broyage», thèse de doctorat, Université de Toulouse, (2008).

[Site web 1] Site web de l'équipe de P. Avouris au Nanoscale science department d'IBM.

[Sluzarenko 2006] N. Sluzarenko, B. Heurtefeu, M. Maugey, C. Zakri, P. Poulin, S. Lecommandoux, Diblock copolymer stabilization of multi-wall carbon nanotubes in organic solvents and their use in composites, Carbon (2006), 44 (15), 3207-3212.

[Smith 1998] B.W. Smith, M. Monthieux, D.E. Luzzi, Nature, 396, 323 (1998).

[Stones 1986] A. J. Stones, D. J. Wales, Chem. Phys. Lett., (1986), 128, 501.

[Sun 1998] X. Sun, R. Q. Yu, G. Q. Xu, T. S. A. Hor, W. Ji, Broadband optical limiting with multiwalled carbon nanotubes, Appl. Phys. Lett., (1998), 73, 3632-3634.

[Suenaga1 2000] K. Suenaga1, M. Tencé, C. Mory, C. Colliex, H. Kato, T. Okazaki, H.

Shinohara, K. Hirahara, S. Bandow, S. Iijima, Element-Selective Single Atom Imaging, *Science*, 290 (2000) 2280.

[**Suenaga1 2001**] K. Suenaga¹, E. Sandré, C. Colliex, C. J. Pickard, H. Kataura, S. Iijima, *Physical Review B*, 63 (2001) 165408.

[**Swaminathan et al 2014**] K. Swaminatha., D.T. Naveenkumar, “Higher order refined computational models for the stability analysis of FGM plates: Analytical solutions”, *European Journal of Mechanics A/Solids*, 47, 349 – 361, (2014).

[**T**]

[**Talha et singh 2010**] M. Talha., B.N Singh, “Static response and free vibration analysis of FGM plates using higher order shear deformation theory”, *Appl. Math. Model.*, 34(12), 3991– 4011, (2010).

[**Tagrara 2015**] S.H. Tagrara, A. Benachour, M.B. Bouiadjra, A. Tounsi, On bending, buckling and vibration responses of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite beams, *Steel and Composite Structures*, 19(5), 1259-1277, (2015).

[**Tagrara 2017**] S.H. Tagrara, Thèse, Analyse de la flexion statique, le flambement et la vibration des structures composites renforcées par des nanotubes de carbone, Université de Sidi Bel Abbès-Djillali Liabes, (2017).

[**Teng 2002**] J.G. Teng, J.F. Chen, S.T. Smith, et L. Lam, FRP strengthened RC structures”, John Wiley & Sons, Ltd, Chichester, UK, 245p, (2002).

[**Thostenson 2001**] E.T. Thostenson, Z.F. Ren, T.W. Chou. (2001), “Advances in the science and technology of carbon nanotubes and their composites: A review”, *Compos. Sci.Technol.*, 61, 1899–1912, (2001).

[**Tho 2001**] E. T. Thostenson, Z. Ren, T-W. Chou, *Composites Science and Technology*, vol 61, Issue 13, pp. 1899-1912, (2001).

[**Thostenson et al 2003**] E.T. Thostenson, T.W. Chou, “On the elastic properties of carbon nanotubebased composites : Modelling and characterization”, *J. Phys. A–Appl. Phys.*, 36, 573–582,(2003).

[**Tho 2005**] E. T. Thostenson, C. Li, T-W. Chou, *Composites Science and Technology*, vol. 65, pp.491– 516,(2005).

[**Thostenson 2006**] E.T. Thostenson, T.W. Chou, *Processing-structure-multi-functional*

property relationship in carbon nanotube/epoxy composites, *Carbon*, (2006), 44 (14), 3022-3029.

[**Timoshenko 1959**] Timoshenko. S.P, S. Woinowsky-Krieger, *Theory of Plates and Shells*. McGraw-Hill, New York, (1959).

[**Timoshenko et al 1972**] S. P. Timoshenko et J. M. Gere. *Mechanics of Materials*, New York: D.VanNostrand Company, (1972).

[**T. Guo et al 1995**] T. Guo, P. Nikolaev, A. Thess, D.T. Colbert, R.E. Smalley, Catalytic growth of single-walled nanotubes by laser vaporization, *Chemical physics letters*, 243(1-2), 49-54, (1995).

[**Tomalia 2001**] D.A. Tomalia, J. M.J. Fréchet. « Dendrimers and other Dendritic Polymers » ; Ed. Wiley, New York, (2001).

[**TSA1994**] S.C. Tsang, Y.K. Chen, P.J.F. Harris, M.L.H. Green. A simple chemical method of opening and filling carbon nanotubes. *Nature* 372, 159-162, (1994).

[V]

[**Vaccarini 1999**] L. Vaccarini, C. Goze, R. Aznar, V. Micholet, C. Journet, P. Bernier, Purification procedures of carbon nanotubes, *Synth. Met.*, (1999), 103, 2492-2493.

[**Vivien L. et al 1999**] L. Vivien, E. Anglaret, D. Riehl, F. Bacou, C. Journet, C. Goze, M. Andrieux, M. Brunet, F. Lafonta, P. Bernier, F. Hache, Single-wall carbon nanotubes for optical limiting, *Chem. Phys. Lett.*, (1999), 307, 317-319 et *ibid* (1999), 312, 617.

[**Vodenitcharova et zhang 2006**] T. Vodenitcharova, L.C. Zhang, “Bending and local buckling of a nanocomposite beam reinforced by a single-walled carbon nanotube”, *Int. J. Solids Struct.* 43, 3006–3024, (2006).

[W]

[**Wang 2006**] X. Wang, H. Cai, *Acta Mater.* 54 (2006) 2067.

[**Wattanasakulpong et Ungbhakorn 2013**] N. Wattanasakulpong, V. Ungbhakorn, Analytical solutions for bending, buckling and vibration responses of carbon nanotube reinforced composite beams resting on elastic foundations, *Compt. Mater. Sci.*, 71, 201-208, (2013).

[Wei 2000] Y. Y. Wei et al. App. Phys. Lett., 76 :3759, (2000).

[Wei 2006] C.Y. Wei,. Applied Physics Letters 2006, 88 (9).

[Wuite et Adali 2005] J. Wuite, S. Adali, “Deflection and stress behaviour of nanocomposite reinforced beams using a multiscale analysis”, Compos. Struct. 71, 388–396, (2005).

[X]

[Xiong 2006] J. Xiong, Z. Zheng, X. Qin, M. Li, H. Li, X. Wang, Carbon, (2006), 44 (13), 2701-2707

[Xiao 2007] K. Q. Xiao, L. C. Zhang, I. Zarudi, Composites Science and Technology, 67, 177–182 , (2007).

[Xu J.M. 2001] J. M. Xu, Highly ordered carbon nanotubes arrays and IR detection, Infrared Physics & Technology, (2001), 42, 485-491.

[Xu et al 2006] M. Xu, et al, “Synthesis and properties of novel polyurethane-urea/multiwalled carbon nanotube composites”, Macromolecules, 39, (10), 6,(2006).

[Y]

[Yam 1995] T. Yamabe, Synthetic Metals, vol.70, pp.1511-1518, (1995).

[Yas et Samadi 2012] M.H.Yas , N. Samadi“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,(2012).

[Yazid 2018] M.Yazid , Etude et analyse du comportement physique des nanomatériaux avancés. Thèse de doctorat, Université Djillali Liabès de Sidi Bel Abbès, (2018).

[Yesilce et al 2009] Y. Yesilce, S. Catal, “Free vibration of axially loaded Reddy–Bickford beam on elastic soil using the differential transform method”, Struct Eng Mech, 31(4), 453–476 ? (2009).

[Yesilce 2010] Y. Yesilce , “Effect of axial force on the free vibration of Reddy–Bickford multispan beam carrying multiple spring-mass systems”, J Vib Control, 16(1), 11–32,(2010)

[Y. Liu et al 1986] Y. Liu Sc.O'Brien, Q.Zhang, J.R.Heath, F.K.Tittel, R.F.Curl, H.W.Kroto, R.E.Smalley, Chemical Physics Letters, 126, 215, 1986.

[**Young 2011**] R. J. Young & P. A. Lovell, Introduction to polymers - Third edition, CRC Press Taylor & Francis Group, (2011).

[**Yudasaka 1995**] M. Yudasaka, R. Kikuchi, T. Matsui, Y. Ohki, S. Yoshimura, Specific conditions for Ni catalyzed carbon nanotube growth by chemical vapordeposition, Applied Physics Letters, 67 (1995) 2477.

[Z]

[**Zhou 1994**] O. Zhou, R.M. Fleming, D.W. Murphy, C.H. Chen, R.C. Haddon, A.P. Ramirez et S.H. Glarum, Science, 263 :1744 (1994).

[**Zhang 2004**] M. Zhang, K.R. Atkinson, R.H. Baughman, Multifunctional Carbon Nanotube Yarns by Downsizing an Ancient Technology, Science 306 (2004) 1358.

[**Zhu et al 2007**] R. Zhu, E. Pan, A.K. Roy, “Molecular dynamics study of the stress-strain behavior of carbon-nanotube reinforced Epon 862 composites”, Mater. Sci. Eng. A.,447, 51–57, (2007).

[**Zha 2013**] J. Zhao, Y. Su, Z. Yang, L. Wei, Y. Wang, Y. Zhang. Arc synthesis of double-walled carbon nanotubes in low pressure air and their superior field emission properties. Carbon 58, 92-98, 2013.

[**Zimmerman 2000**] J. L. Zimmerman, R. K. Bradley, C. B. Huffman, R. H. Hauge, J. L. Margrave, Gasphase purification of single-wall carbon nanotubes, Chem. Mater., (2000), 12, 1361-1366.

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