

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



Faculté des Sciences Appliquées
Département de Génie civil

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

Spécialité: Génie Civil

Option: Structures

Présentée par:

NOUNA RANIA

ROUDEL NOUR EL HOUDA

SUJET DE MÉMOIRE :

Comportement statique des poutres poreuses en nano-composites reposant sur fondation élastique

Soutenu le 28/06/2022 devant le jury composé de :

Pr. T.H. DAOUADJI

Président

Pr. M. ZIDOUR

Encadreur

Dr.T. BENSATTALAH

Examineur

Dr. A. SAOULA

Examineur

PROMOTION : 2021/2022

Remerciements

Au terme de ce travail nous tenons à remercier en premier lieu Allah qui nous a donné la force et la patience d'achever ce mémoire.

Un grand remerciement à notre encadreur Mr. ZIDOUR MOHAMED pour son soutien scientifique. Ses conseils importants durant notre mémoire. Ce travail n'aurait jamais pu aboutir sans lui, qui a toujours su nous consacrer un peu de temps. Qu'il trouve ici l'expression de nos sincères gratitudees.

Ainsi ne saurons oublier de remercier les honorables membres du Jury qui nous ont fait l'immense honneur de Présider et d'examiner ce modeste travail.

A tous les professeurs et à tous nos collègues du département de Génie Civil de l'Université de Tiaret, nous dirons merci pour les encouragements et le soutien qu'ils n'ont cessé de nous donner.

Enfin, à tous ceux qui ont aidés de près ou de loin pour la réalisation de ce projet de fin d'étude.

Dédicace

Je dédie ce modeste travail à :

Vous les âmes les plus chères de ma vie, mes très chers parents, que dieu vous préserve de tout malheur , qu'ils trouvent ici toute ma gratitude pour leur soutien tout au long de mes études

Mon père **Abdelkader** et Ma mère **Fatiha**

Mes chères soeurs : **Sabrina , Sonia et Racha**

mes frères : **Ridha , Mohamed Amine et Mustapha**

Mes oncles et mes tantes : **Nouna et Besbes**

Mon binôme **Routel Nour El Houda et sa famille**

Mes camarades le long de mes études : **Fouzia , Souad, Abir, Siham ,
Houaria ,Razika , Chaima ,**

et à toute la promotion 2 année master Génie civil des structures et
vao 2022

Et surtout à toi qui lient la didicace

NOUNA RANIA

Dédicace

Je dédie ce modeste travail

A Ma mère bien aimée, Nafissa ma deuxième mère azza , et l'âme d'Abu Abd al

Qadir ,quedieu ait pitié de lui.

A mes sœurs: **Marwa, Salima, Fatiha, Saliha , Nabila, Rachida**

Mon binôme: **Nouna Rania et sa famille**

A Tous mes amis: **Siham, Abir, haouaria, Rachida, Razika, Manal, houda,**

Bouchra,

A toute personne ayant participé de loin ou de près pour l'achèvement de ce
travail.

Routel Noor El Houda

Résumé

Résumé :

Dans cette étude, la théorie de déformation de premier d'ordre élevée utilisée pour étudier le comportement statique d'une poutre poreuses en nano-composite reposant sur fondation élastique. Quatre types de distribution de matériaux de renforcement sont utilisés : distribution uniforme des nanotubes de carbone (UD-CNT) et fonctionnellement graduées de type (X-CNT; O-CNT; V-CNT). La nouveauté dans le présent travail ; c'est l'étude analytique de l'effet de la porosité et la fondation élastique sur le comportement statique des poutres. Les équations mathématiques du présent modèle sont dérivées et les solutions obtenues sont validées numériquement par comparaison avec certaines solutions disponibles dans la littérature. L'influence de divers paramètres sur les déplacements et les contraintes des poutres poreuses à base de polymère et NTCs ; tels que le rapport géométrique de la poutre; la rigidité de la fondation élastique ; la fraction volumique Les types de renforcement et le degré de la porosité sont étudiés.

Mots-clés : poutre nano composites ; nanotubes de carbone ; flexion ; fondation élastique ; porosité .

ملخص:

في هذه الدراسة، يتم استخدام نظرية روافد إجهاد القص الشعاعي من الدرجة العليا. لدراسة السلوك الثابت لتجميع الرافدة نانوية مسامية تستند إلى أساس مرن. يتم استخدام أربعة أنواع من توزيع مواد التعزيز: التوزيع الموحد للأنابيب النانوية الكربونية (UD-CNT) والنوع المتدرج وظيفيا (X-CNT; O-CNT; V-CNT) الجديد في هذا العمل؛ إنها الدراسة التحليلية لتأثير المسامية والأساس المرن على السلوك الثابت للروافد. يتم اشتقاق المعادلات الرياضية لهذا النموذج ويتم التحقق من صحة الحلول التي تم الحصول عليها رقمياً بالمقارنة مع بعض الحلول المتاحة في الأدبيات. تأثير العوامل المختلفة على إزاحة وضغوط الخاصة بالروافد المسامية القائمة على البوليمر و NTCs ؛ مثل النسبة الهندسية، صلابة الأساس المرن ؛ الكسر الحجمي و دراسة أنواع التعزيز ودرجة المسامية.

الكلمات المفتاحية: شعاع نانو مركب, أنابيب الكربون النانوية, الانحناء, أساس مرن, المسام

Abstract:

In this study, the theory of first order elvee used to study the static behavior of a porous nanocompiling beam resting on an elastic foundation. Four types of reinforcement material distribution are used: uniform distribution of carbon nanotubes (UD-CNT) and functionally graduated type (X-CNT; O-CNT; V-CNT). Novelty in this work; it is the analytical study of the effect of porosity and elastic foundation on the static behavior of beams. The mathematical equations of this model are derived and the solutions obtained are numerically validated by comparison with some solutions available in the literature. The influence of various parameters on the displacements and stresses of polymer-based porous beams and NTCs; such as geometric ration ; the rigidity of the elastic foundation; the volume fraction The types of reinforcement and the degree of porosity are studied.

Keywords: nano composite beam; carbon nanotubes; flexion; elastic foundation; porosity.

SOMMAIRE

Remerciements	
Dédicace	
Dédicace	
Résumé.....	i
المخلص	ii
Abstract	iii
Liste des figures	xi
Liste des tableaux	xv
Liste des abréviations.....	xvii
Liste des notations	xx
Introduction générale	01
Chapitre I : Généralités sur les nanotubes de carbone	
I-1. Introduction	04
I-2. Le carbone	04
I-3. Les différentes formes de carbone.....	05
I -3.1- Le graphite	05
I-3-2 Le diamante.....	06
I-3-3 Les carbone mal organisés.....	06
I-4 Les nouvelles formes du carbone	06
I-4-1 le graphène	06
I-4-2 Les Fullerènes	07
I-5 L’Historique des nanotubes de carbone	08
I-6 Nanotubes de carbone(Nanofibres de carbone)	10
I-7 Structure des Nanotube de carbone	10
I-1-7 Nanotubes multifeuillets (ou multiparois)	10
I-2-7 Nanotubes mono feuillets (ou mono paroïs)	10
I-8 Modes de synthèse des nanotubes de carbone.....	11
I-8-1 Arc électrique	12
I-8-2 Ablation par laser.....	12
I-8-3 Elaboration par CVD (Chemical Vapor Deposition).....	13

1-8-4 Décomposition catalytique (HiPCO)	13
I- 9 Purification des nanotubes de carbone.....	14
I-9-1 La voie humide.....	14
I-9-2 La voie sèche.....	16
I-10 Les propriétés des nanotubes	17
I-10-2 Les propriétés thermiques	18
I-10-3 Les propriétés optiques.....	19
I-10-4 Propriétés électroniques.....	19
I-10-5 Propriétés de capillarité.....	20
I-11 Défauts des nanotubes des carbones.....	20
I-12 Applications des nanotubes de carbone.....	21
I-13 Conclusion.....	24
Chapitre II : Les nanocomposites	
II-1 Introduction	26
II-2 Définition du polymère	26
II-3 Généralités sur la structure des polymères	26
II-4 Classification des polymères	27
II-4-1 Classification suivant l'origine	27
II-4 -1-1 des polymères naturels	27
II-4-1-2 Les polymères artificiels	26
II-4-1-3 des polymères synthétiques	26
II-4-2 classification en fonction de l'architecture	26
II-4-3 Classification selon la structure chimique	27
II-4-3.1 Les homopolymères	28
II-4-3-2 les copolymères	28
II-5 Structures moléculaire des polymères solides	29
II-5-1 Polymères amorphes et cristallisés	29
II-5-2 Structures semi-cristallines	29
II-5-3 Classification suivant les propriétés	29
II-5-3-1 Les polymères métalliques.....	29
II-5-3-2 Les polymères céramiques.....	30

II-5-3-3 Les polymères organiques	30
II-5-3-3-1 Les polymères thermoplastiques (TP)	30
II-5-3-3-2 Les polymères thermodurcissables (TD).....	30
II-5-3-3-3 Les élastomères	31
II-6 Définition d'un matériau composite.....	31
II-6-1 Les éléments constitutants d'un matériau composite	31
II-6-1-1 Les renforts.....	31
II-6-1-2 La matrice	32
II-6-1-3 Interfaces	32
II-7 caractéristiques des matériaux composites	32
II-8 Définition d'un nano-composite	33
II-9 Les nanocomposites et différences avec les composites «classiques»...	33
II-9-1-2 Les composites à matrice métallique	34
II-9-1-3 Les composites à matrice céramique	34
II-9-2 Propriétés des nano composites (polymère/NTC).....	35
II-9-2-1 Propriétés électriques	35
II-9-2-2 Conductivité thermiques	35
II-9-2-3 Propriétés mécaniques.....	35
II-9-2-4 Comportement au feu.....	36
II-9-3 Interface matrice-renfort dans les nanocomposites à matrice polymère	36
II-9-4 Techniques de mise en œuvre	37
II-9-4-1 Polymérisation in situ	37
II-9-4-2 Mélange en solution	37
II-9-4-3 Mélange à l'état fondu	37
II-9-5 Dispersion des renforts	38
II.9-5-1 Utilisation des ultrasons	38
II-9-5 Dispersion mécanique par tricylindre	39
II-10 Application des nano composites dans le domaine de Génie civil.....	40
II-11 Conclusion	41

Chapitre III: Les modèles de Fondation élastique

III-1 Introduction	34
III-2 Modélisation d'un système solide reposant sur un milieu élastique.....	34
III-2-1 Modèle élastique à un seul paramètre (Winkler)	34
III-2-2 Modèle élastique à deux et plusieurs paramètres	45
III-2-3 Modèle Filanenko Borodich (1940).....	45
III-2-4 Modèle de Pasternak (1954)	46
III-2-5 Modèle Reissner (1958)	47
III-2-6 Modèle de Kerr (1964), modèle à trois paramètres	48
III-3 Conclusion.....	48

Chapitre IV : Les théories des poutres poreuses

IV-1 Introduction	50
IV-2 Les différentes théories des poutres	50
IV- 2-1 Théorie d'Euler Bernoulli ou bien théorie classique des poutres ...	50
IV- 2-2 Théorie de Timoshenko	51
IV- 2-3 Théorie d'ordre élevé	53
IV-3 Milieux poreux	55
IV-4 Les matériaux poreux (interstices).....	56
IV-5 Porosité.....	57
IV-6 La caractérisation de la porosité.....	57
IV-7 Effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux.....	58
IV-7-1 Porosité et module d'élasticité longitudinale (le module de Young/porosité).....	58
IV-7-2 Porosité et le coefficient de Poisson ν (le coefficient de Poisson ν /porosité).....	60
IV-8 Conclusion	60

Chapitre V : L'analyse statique des poutres poreuses repose sur une fondation élastique

V.1 Introduction	62
V-2 Développement Mathématique du présent modèle.....	62
V-2-1 Les propriétés matérielles des poutres composites renforcées par des nanotubes de carbone	62

V-2-2 Cinématique et équations constitutives	64
V-2-3 Les équations du mouvement.....	65
V-2-4 Les solutions analytiques pour la poutre CNTRC	67
V-3 Résultats et discussion.....	68
V-4 Conclusion	77
Conclusion générale et perspectives.....	80
Bibliographie.....	82

LISTE DES FIGURES

Chapitre I : Généralités sur les nanotubes de carbone	
Figure I-1: Atome du carbone	05
Figure I-2: formes allotropiques du carbone	05
Figure I-3: Représentation de la structure atomique du graphite	05
Figure I-4: Structure du diamant.....	06
Figure I-5: Le graphène, modèle de base des autres matériaux du carbone : mis en boule en fullerène, enroulé en nanotubes ou empilé en graphite.	07
Figure I-6: Structures C60, C70 et C80.....	08
Figure I-7: Image obtenue par microscope électronique a transmission par les russes Radushkevich et Lukyanovich lors de test sur du carbone.....	08
Figure I-8: a) Feuille de graphène b) nanotubes monoparoi c) nanotubes multiparoi.....	09
Figure I-9: Représentation des structures moléculaires d'un nanotube mono feuillet d'un nanotube multi feuillet (MWNT)	09
Figure I-10: Représentation de la structure de nanotubes de carbone.....	10
Figure I-11: Photo et schémas de la méthode d'arc électrique.....	11
Figure I-12: Schéma représentant un réacteur de type ablation laser permettant la production de nanotubes de carbone.....	12
Figure I-13: Schéma d'un réacteur CVD pour la croissance des (NTC).....	13
Figure I-14: à gauche : Schéma du Production de nanotubes par méthode HiPCo A droite: Image TEM de nanotubes (HiPCO)	13
Figure I-15: Contrainte mécanique qui induit une flexion dans un nanotube de carbone ...	14
Figure I-16: a) Fe encapsulé dans un MWNT, b) C82 encapsulé dans un (SWNT)	20
Chapitre II : Les nanocomposites	
Figure II-1: Les liaisons entre les atomes dans les polymères.....	27
Figure II-2: Classification des architectures macromoléculaires selon Tamolia.....	28
Figure II-3: Enchaînement d'un homopolymère.....	28
Figure II-4: Enchaînement d'un copolymère	28
Figure II-5: Structure d'un polymère semi-cristallin.....	29
Figure II-6: Présentation d'un matériau composite.....	31
Figure II-7: 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	39

Figure II-8: a) Tricylindre Exakt 80E (Source : Exakt Vertriebs GmbH, Allemagne). b) Schéma du circuit d'un fluide dispersé par tricylindre	40
Chapitre III : Les modèles de Fondation élastique	
Figure III-1: Déformations des fondations élastiques sous pression: a -Fondation Winkler; b - fondations pratiques (réel) du sol. uniforme	44
Figure III-2: Modèle de Winkler (a) charge quelconque ; (b) charge concentrée, (c) fondation rigide, (d) fondation flexible.....	44
Figure III-3: Modèle de Winkler (déplacement sous chargement réparti $K\omega(x)$ est la réaction sous-jacente proportionnel au module de Young module du milieu élastique, $w(x)$: deflexion.....	45
Figure III-4: Modèle Filanenko Borodich	46
Figure III-5: poutre repose sur une fondation élastique à deux paramètres (WinklerPasternak) au repos et après déformation	47
Figure III-6: Modèle de Kerr	48
Chapitre IV : Les théories des poutres poreuses	
Figure IV-1: Cinématique d'Euler Bernoulli.....	51
Figure IV-2: Cinématique de Timoshenko	52
Figure IV-3: Variation de la fonction de gauchissement $f(z) = z$ et $f'(z)$ en fonction de l'épaisseur.....	53
Figure IV-4: Cinématique de la Théorie d'Ordre Elevé.....	54
Figure IV-5: Variation de la fonction de gauchissement $f(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur.....	54
Figure IV-6: Variation de la fonction de gauchissement $f'(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur.....	55
Figure IV-7: (a) la porosité d'interstice, (b) la porosité de fissure	56
Figure IV-8: Exemples de matériaux poreux.	56
Figure IV-9: Représentation schématique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de matériau poreux. Les deux courbes pointillées décrivent l'évolution des propriétés de deux microstructures différentes.....	58
Chapitre V : L'analyse statique des poutres poreuses repose sur fondation élastique	
Figure V-1: Model de la poutre.....	62
Figure V-2: Type de renforcement.....	62
Figure V-3-a: Effet du Paramètre du module de Winkler sur les déplacements	

Transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_s = 0$; $\beta_c = \infty$; $V_{cnt}^* = 0.12$, $p=0$).....	73
Figure V-3-b: Effet du Paramètre du module de Winkler sur les déplacements	
Transversaux adimensionnels des poutres poreuses CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_s = 0$; $\beta_c = \infty$; $V_{cnt}^* = 0.12$ $p=2\%$).....	73
Figure V-4-a: Effet du paramètre de Pasternak sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_w = 0.1$; $\beta_c = \infty$; $V_{cnt}^* = 0.12$, $p=0$).....	74
Figure V-4-b: Effet du paramètre Pasternak sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h = 10$; $\beta_w = 0.1$; $\beta_c = \infty$; $V_{cnt}^* = 0.12$; $p=2\%$).....	74
Figure V-5: Effet du paramètre Kerr sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties avec différents valeurs de ($\beta_w = 0.1$, 0.34 et 0.6).....	75
Figure V-6-a: Effet du paramètre Kerr sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_w=0.8$; $\beta_s=0.02$; $V_{cnt}^*=0.12$; $p= 0\%$).....	75
Figure V-6-b : Effet du paramètre Kerr sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_w=0.8$; $\beta_s=0$; $V_{cnt}^*=0.12$; $p= 2\%$).....	76
Figure V-7-a: Déplacements transversaux adimensionnels de la poutre X sur différents fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur L/h ($p=0$).....	76
Figure V-7-b: Déplacements transversaux adimensionnels de la poutre X sur différents fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur L/h , $P=0.02$	77

LISTE DES
TABLEAUX

Chapitre I: Généralité sur les nanotubes de carbone	
Tableau I-1: Comparaison des propriétés mécaniques des CNT et d'autres matériaux.....	18
Chapitre II: Les nanocomposites	
Tableau II-2 : Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticules aux polymères	34
Chapitre V: L'analyse statique des poutres poreuses repose sur une fondation élastique	
Tableau V-1 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre type UD-CNT sous une chargesinusoidale.....	69
Tableau V-2 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre type UD-CNT sous une charge uniformément	70
Tableau V-3 Déplacement à mi travée de déférentes poutres pour déférentes types fondations élastique sous des charges uniformément réparties (L/h=10)	71
TableauV-4 : L'effet de porosité et la fraction volumique sur les déplacements des poutres de type de renforcement X-CNT sous une charge uniformément répartie.....	72

LISTE DES
ABREVIATIONS

CC	: Rupture de liaison
CNT	: Nanotube de carbone
CNTRC	: Poutre de composite renforcée par des nanotubes de carbone
SWCNT	: Nanotube de carbone simple paroi
MWCNT	: Multi Wall Carbone Nanotubes.
FG	: Fonctionnellement gradué
NC	: Nanocomposite
PT	: Polyéthylène
PP	: Polypropylène
PS	: Polystyrène PA Polyamide
PC	: Polycarbonate
MMCs	: Composites à matrice métallique
CVD	: Chemical Vapor Deposition
FSDBT	: Le modèle de Timoshenko ou bien la théorie du premier ordre
TP	: Thermoplastique
TD	: Thermodurcissable
HiPCo	: Décomposition de CO à haute pression
CO	: Monoxyde de carbone.
CO ₂	: Dioxyde de carbone.
sp ¹ , sp ² , sp ³	: Hybridations.
C-C	: La liaison carbone-carbone.
CH ₄	: Méthane.
H ₂ SO ₄	: L'acide sulfurique.
HNO ₃	: Nitrique.
HCl	: Acide.
C=O	: Formation de liaison.
CC	: Rupture de liaison.
AFM	: Microscopie à force atomique.
PCV	: Le polychlorure de vinyle.
PTFE	: Le polytétrafluoroéthylène.
PS	: Le polystyrène.
POE	: Le poly oxyde d'éthylène.
PMMA	: Poly méthacrylate de méthyle.
PA	: Les polyamides avec l'exemple du nylon.
MAO	: Metallocènes activés au methylaluminosane.
CLBT	: La théorie des poutres classiques.

LISTE DES NOTATIONS

\tilde{a}_1, \tilde{a}_2	: Les vecteurs de base du graphène
\tilde{a}_n	: Vecteur chiral
(m, n)	: Un couple de nombres entiers qui définit la structure du nanotube
C60	: Fullerène C60
C70	: Fullerène C70
C80	: Fullerène C80
L	: Longueur de la poutre
H	: Epaisseur de la poutre
E_{11}	: Modules de Young longitudinal
$E_{11}^{CNT}, E_{22}^{CNT}$: Modules de Young des nanotubes de carbone
G_{12}^{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
$(i = 1, 2, 3)$: Les paramètres d'efficacité
ν_{CNT}	: Coefficient du poisson du nanotube de carbone
ν_P	: Coefficient du poisson de la matrice polymère
ρ_{cnt}	: Masse volumique du nanotube de carbone
ρ_p	: Masse volumique de la matrice polymère
u_0	: Déplacement axial
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
$f(z)$: Fonction de forme
$\varepsilon_x, \gamma_{xz}$: Composantes de déformation
τ_{xz}	: Contrainte tangentielle
δU	: La variation virtuelle de l'énergie de déformation
δV	: La variation virtuelle de l'énergie potentielle
N, M_b, M_s	: Les efforts resultants
q	: La charge transversale
f_e	: Réaction du milieu élastique
K_w	: Constante de rigidité de Winkler

Liste des notations

K_s	: Constante de rigidité de Pasternack
K_c	: Constante de rigidité de Kerr
β_w, β_s et β_c	: Facteurs constants de la fondation élastique
A_{110}	: la rigidité de l'extension ou la valeur de A_{110} de la poutre homogène
U_m, W_{bm} et W_{sm}	: Des paramètres arbitraires
σ_{xx}	: Contrainte normale dans la direction xx
σ_{xz}	: Contrainte normale dans la direction xz
S_i, m_i	: Eléments de la matrice
Q_m	: Amplitude de charge
$\delta u_0, \delta w_b, \delta w_s$: Champ virtuel de déplacement

INTRODUCTION
GENERALE

La nanotechnologie est aujourd'hui un phénomène social au niveau mondial car elle nous fournit des ordinateurs plus puissants, une communication plus rapide, et dans le domaine de la médecine également. Ce système crée également des défis dans le domaine économique et politique car il fait ses preuves en tant que science du futur. Car il permet d'apporter de nouvelles solutions aux problèmes que vous rencontrez.

Découverts en 1991 par Sumio Iijima, les nanotubes de carbone (CNTs) deviennent une nouvelle classe des fibres de renforcement dans les matériaux composites à matrice polymère en raison de leurs propriétés mécaniques, électriques et thermiques excellentes et ils ont pris un intérêt de recherche considérable dans le domaine de génie des matériaux. Au cœur de l'intense recherche qui a lieu sur les nano-structures, les matériaux carbonés occupent une place privilégiée. Avant 1985, on ne connaissait que deux phases cristallines du carbone : le diamant et le graphite. Une nouvelle phase fut mise en évidence à cette date, conséquence des recherches menées par Kroto et Smalley [Kroto 1985]: il s'agit de la famille des fullerènes. Cette nouvelle forme allotropique, qui se présente sous la forme d'une cage de carbone, suscita rapidement un grand intérêt de la part de la communauté scientifique, comme il peut les nanotubes de carbone peuvent être synthétisés par ablation laser, par dépôt chimique en phase vapeur, ou encore par une méthode appelée « HiPCO ».

Quant à en comparaison avec les composites polymères renforcés par des fibres de carbone classiques, les composites renforcés par des nanotubes de carbone (CNTRCs) ont le potentiel d'améliorer la résistance et la rigidité. Les composites polymères renforcés par des CNT alignés ont été étudiés dans un premier temps par Ajayan et al (1994), nanocomposites présentent un grand intérêt dans différents domaines : aéronautique, spatiales, électronique, photovoltaïque, comme que l'utilisation de nanotube dans les composites se heurte à un problème à savoir l'agglomération spontanée des nanotubes de carbone entre eux, Les propriétés des nanocomposites dépendent de la concentration et de l'état de dispersion des nanocharges dans la matrice. Par exemple la mesure de l'état de dispersion des nanotubes de carbone dans la matrice polymère est un autre enjeu majeur pour l'avenir des nanocomposites

Ce travail est composé de cinq chapitres:

Dans le premier chapitre, nous décrivons des généralités sur les nanotubes de carbone en détaillant leurs propriétés et les différentes techniques de synthèse tel que la méthode d'ablation laser, l'arc électrique, dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HiPCo), en nous attachant à exposer les avantages et les inconvénients de chacun d'entre eux. De nombreuses

applications seront ensuite présentées. Enfin, nous donnerons les Défauts des nanotubes de carbone

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

Puis dans le troisième chapitre, il comprend les différents modèles de milieu élastique (Winkler, Pasternak, Filonenko-Borodich, Kerr, Reissner...)

Dans le quatrième chapitre, nous présenterons les différentes théories (Euler-Bernoulli, Timoshenko et la théorie d'ordre élevé (HSDT)), et Pour mieux cerner la compréhension du phénomène de la porosité dans les matériaux, nous avons consacré le troisième chapitre aux matériaux poreux et porosité. on étudiera l'effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux, tel que (le coefficient de Poisson ν /porosité) et en particulier l'effet de la porosité sur le module d'élasticité longitudinal (le module de Young/porosité).

Le cinquième chapitre utilisons le développement Mathématique de la théorie de «ordre élevé» pour étudier l'analyse statique de notre modèle, puis présente les résultats numériques obtenus. Ils seront comparés avec d'autres résultats déjà obtenus par d'autres auteurs.

A la fin de ce manuscrit, la conclusion rappellera les résultats les plus marquants de ce travail et proposera des perspectives envisagées pour des futurs travaux.

CHPITRE I :

GENERALITES SUR LES NANOTUBES DE CARBONE

I-1) INTRODUCTION :

Les nanotubes de carbone notés (NTC) font l'objet de nombreux travaux de recherches au niveau international depuis leur récente découverte en 1991 par Iijima. cela en raison de leur propriétés électriques, mécaniques, optiques et thermiques unique; En ce qui concerne le développement des nanotubes de carbone (CNT): carbone nanotube a commencé en 1991 par un groupe des chercheurs, selon leur structure; il ya les nanotubes multi-parois (Multy Wall CNT) qui ont été observés pour la première fois en microscopie électronique à transmission (TEM) par Iijima en 1991 et les nanotubes mono-parois (single Wall CNT) qui ont été observés indépendamment par Iijima et Béthune en 1993. Ces nanotubes ont un diamètre de l'ordre du nanomètre et une longueur de quelques micromètres.

Dans ce chapitre, nous avons porter une synthèse bibliographique sur les nanotubes de carbone, nous

décrivons les différents types de nanotubes de carbone en détaillant leurs propriétés et les différentes techniques de synthèse tel que la méthode d'ablation laser, l'arc électrique, dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HiPCo), de nombreuses applications seront ensuite présentées .Enfin, nous donnerons les défauts des nanotubes de carbone et nous s'intéressons à leurs applications.

I-2) Le carbone :

Le carbone est un élément chimique non métallique de numéro atomique 6 et desymbole C, sa configuration électronique est donc $1s^2 2s^2 2p^2$ (Figure I.1), le carbone est l'un des éléments les plus abondants sur terre, essentiel à la vie on le retrouve à l'état naturel dans de nombreux composés chimiques (hydrocarbures, carbonates, molécules organiques...) [Baughman 2002].

Le carbone existe sous différentes formes (polymorphisme) appelées allotropies. Ses deux principales formes cristallines sont le graphite et le diamant.

Tout au long du XXème siècle, ses formes allotropiques du carbone ont été largement étudiées. Mais c'est en 1985 avec la découverte d'une troisième forme allotropique appelé Fullerènes que le carbone a connu un vrai intérêt. Depuis, de nombreuses autres formes de structure du carbone ont été observées telles que les nanotubes ou les feuilles de graphène (Figure I-2). Nous allons présenter dans cette partie le carbone et ses différentes formes.

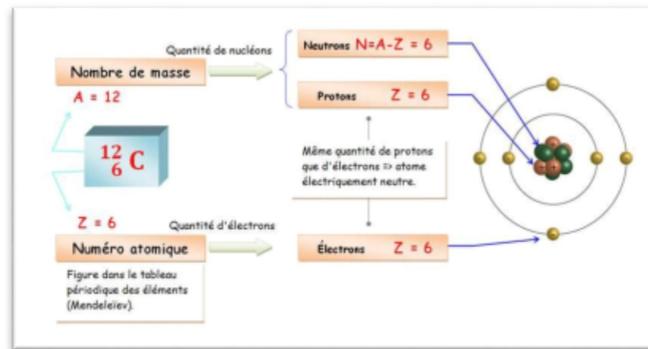


Figure I-1: Atome du carbone [Martel et al.1998] .

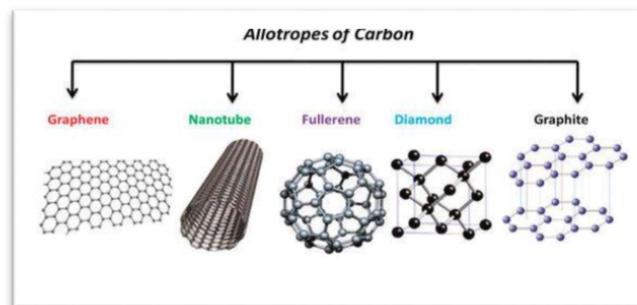


Figure I-2 : formes allotropiques du carbone [Grado 2008].

I-3) Les différentes formes du carbone:

I-3-1) Le graphite :

Le graphite est la forme allotropique plus connue de carbone, il se présente comme un solide noir et brillant, il est longtemps utilisé notamment pour l'écriture on il est présent dans l'encre de chine et utilisé pour les mines de crayon, les atomes de carbones son frottement liés par des liaisons covalentes de type sp^2 . Il correspond à un empilement de mono feuillets que l'on appelle le graphène, distants de 0.34, chaque feuillet de graphène correspond à un arrangement hexagonal, en forme de nid d'abeille, d'atome de carbone distants de 0.142 nm l'un et l'autre [BENSATTALAH 2017].



FigureI-3: Représentation de la structure atomique du graphite

I-3-2) 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 [Yin et Cohen 1983], comme le diamant hexagonal, mais la structure la plus courante est le loin le diamant cubique (figure I-3). La maille de cette structure est de type cubique faces centrées, avec un paramètre de maille de 0,356 nm, et une distance interatomique de 0,154 nm. [KHAROUBI 2016].

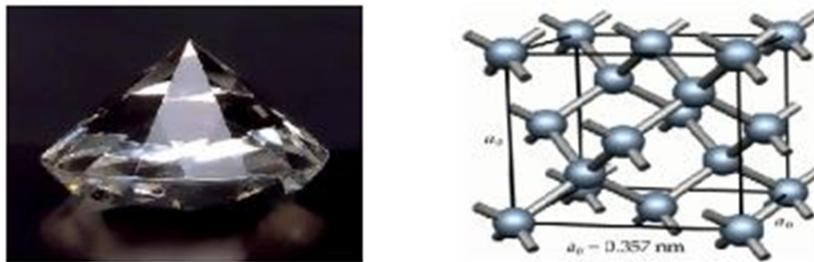


Figure I-4: Structure du diamant.

I-3-3) Les carbones "mal 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 (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. Le graphite peut également se rencontrer sous une forme partiellement organisée. Le désordre structural est créé par des défauts d'empilement des plans de graphène, ce qui éloigne la structure de ce graphite des formes ordonnées vues précédemment, on parle de graphite turbostratique [Zidour 2012].

I-4) Les nouvelles formes du carbone :

I-4-1) le graphène :

Le graphène est une autre forme de carbone constituée d'une seule couche d'atomes de carbone disposés en réseau hexagonal. C'est un semi-métal avec peu de chevauchement entre la bande de valence et la bande de conduction (matériau à bande interdite nulle).

Il est assemblé en 2 dimensions (2D) c'est l'élément structurel de base de nombreux autres allotrope du carbone, tels que le graphite (3 D), les nanotubes de carbone (1 D) et les fullerènes (0D) [Ducati 2006]. Voir (figure I-5) .

Le graphène a fait l'objet de différentes études vu son potentiel pour la nanoélectronique. C'est un matériau aux propriétés fascinantes qui constitue le graphite sous forme de feuillets d'atomes de carbone, ces derniers sont organisés en une seule couche d'épaisseur monoatomique. Le graphène a beaucoup de propriétés peu communes. C'est le matériau le plus résistant qui n'a jamais été testé, il transmet efficacement la chaleur et l'électricité Pendant des années, les scientifiques ont fait des recherches théoriques sur le raphène.

En 1962, graphène fut observé à l'origine grâce au microscope électronique, mais n'a pu être étudié que lorsqu'il fut supporté par des surfaces métalliques. Le matériau a ensuite été redécouvert, isolé et caractérisé en 2004 par Andre Geim et Konstantin Novoselov de l'université de Manchester. La recherche s'est appuyée sur les descriptions théoriques existantes de sa composition, de sa structure et de ses propriétés. Ces travaux ont été couronnés par un prix Nobel de physique en 2010 grâce aux expériences novatrices concernant le graphène considéré alors comme matériau à deux dimensions . [LARIBI 2019].

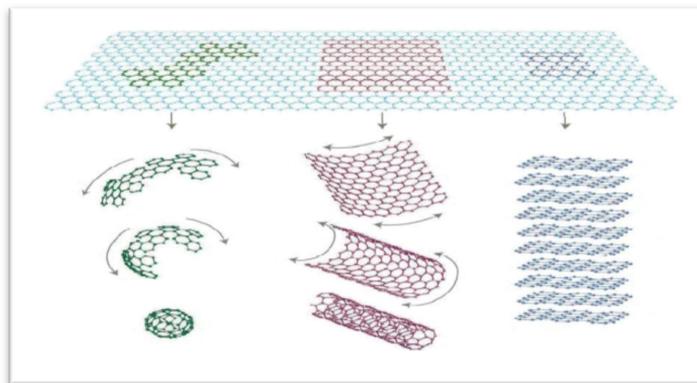


Figure I-5: Le graphène, modèle de base des autres matériaux du carbone : mis en boule en fullerène, enroulé en nanotubes ou empilé en graphite. [Geim 2007].

I-4-2) Les Fullerènes :

Les fullerènes sont des structures sphériques constituées de 60 atomes de carbone, vaporisés par ablation laser à partir du graphite dans un premier temps par Kroto et al pour expliquer les mécanismes de formation des chaînes de carbone dans l'espace interstellaire. Longtemps annoncés comme déterminant le diamètre minimum des nanotubes fermés, de nombreuses études retracent leur découverte, et leurs propriétés structurales, [Kroto 1992] Leur nom provient de Buckminster Fuller, architecte du début du 20ème siècle, inventeur des dômes géodésiques.

Cette géométrie à soixante nœuds était déjà connue depuis des siècles notamment dans les structures chinoises dans les temples, et dont la structure plus contemporaine est le ballon de football. D'un point de vue topologique, les fullerènes C60 possèdent 12 pentagones non adjacents pour assurer la stabilité de la structure, et sont formés de $(n-20)/2$ hexagones. La plus petite structure comporte 60 atomes de carbone. [Kroto 1985].

Les fullerènes ont des bonnes propriétés mécaniques, électriques, optiques et catalytiques, ils résistent à une pression de 3000Å sans déformation irréversible. C'est aussi le plus symétrique car il est sphérique. On peut ajouter des atomes de carbone à C60 pour construire le C70 (25 hexagones, 12 pentagones) et le C80 (30 hexagones, 12 pentagones) voir la figure (I-6) les atomes ajoutés sont présentés en rouge. [Hauptmann 2003]

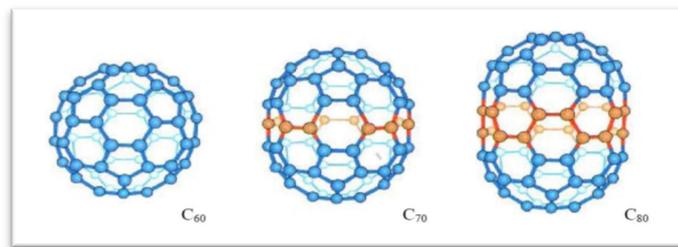


Figure I-6: Structures C60 ,C70 et C80[Marcoux 2002].

I-5) L'Histoire des nanotubes de carbone :

Les nanotubes de carbones ont été découverts pour la première fois par le chercheur Sumio Iijima en 1991 qui a inspiré le monde avec la découverte du nouveau matériau à base de nanotube de carbone, néanmoins ils existent des articles faisant apparaitre ces nanotubes en 1952. Les chercheurs russes Radushkevich et Lukyanovich ont publié des images obtenue par MET (microscopie électronique à transmission) de nanotubes de carbone de 50 nanomètres de diamètre dans le Journal of Physical Chemistry [Radushkevich and Lukyanovich 1952] (figureI-7).

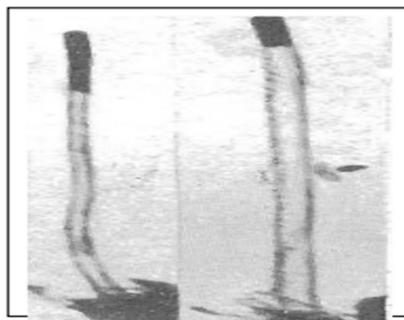


Figure I-7 : Image obtenue par microscope électronique a transmission par les russes Radushkevich et Lukyanovich lors de test sur du carbone. [Thibault 2008].

Les nanotubes de carbone sont des structures de type tube. Ce sont des feuilles de graphène enroulées sur elles-mêmes et fermés à leurs extrémités par des demi-sphères, Leurs diamètres (d) est autour de 1nm et la longueur (l) peuvent atteindre quelques micromètres[PACCHINI 2008] .

Les nanotubes ont une très large gamme de propriétés électroniques, thermiques et structurales qui changent en fonction des différents types de nanotubes (définis par leurs diamètres, leurs longueurs et leurs chiralités), selon leurs structures, ils peuvent être soit des semi-conducteurs ou des métaux. Ils ont également d'autres caractéristiques telles qu'être plus résistant que l'acier. On peut séparer les nanotubes de carbone en deux grandes catégories : les nanotubes multi parois (avec en général des diamètres d , de 10 nm) (en anglais Multi Wall Carbone Nanotubes, MWNT) constitués de plusieurs feuillets de graphène imbriqués les uns dans les autres de manière a formé des poupées russes et les nanotubes mono-parois ($d \approx 1-2$ nm) en anglais Single Wall Carbone Nanotubes, SWNT) constitués d'une seule feuille de graphène. Ces deux grandes sortes de nanotubes sont présentées sur la figure I-8

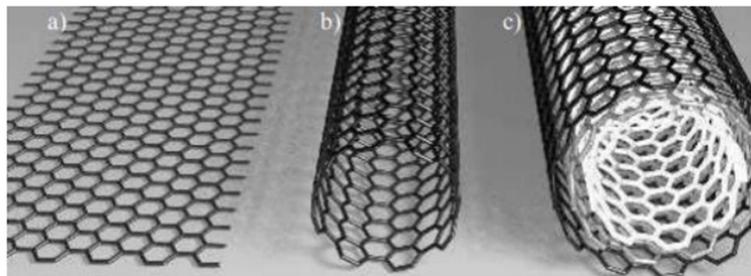


Figure I-8: a) Feuille de graphène b) nanotubes monoparoi c) nanotubes multiparoi [Seidel 2004].

Les premiers transistors conçus à base de nanotubes de carbone ont été fabriqués en 1998 à l'université de Technologie de Delft puis par l'équipe d'IBM.

I-6) Structure des nanotube de carbone :

I-6-1) Nanotubes multi-feuillets, MWNT (Multi Walled Nanotubes) :

La découverte des fullerènes en 1985 créa un véritable engouement pour la recherche et la caractérisation de nouvelles nanostructures carbonées. Les techniques de caractérisation, et notamment la microscopie électronique, permirent à SumioIijima de mettre en évidence en 1991[Iijima 1991], dans le produit d'évaporation du graphite par arc électrique, des nanostructures graphitiques unidimensionnelles, baptisées nanotubes multifeuillets (MultiWallNanoTubes, MWNT).

Le nanotube central détermine le diamètre interne des nanotubes multinanotubes successifs s'arrangent les uns sur les autres, le dernier nanotube représentant le diamètre externe. Un MWNT à deux parois sera souvent différencié des autres MWNT par son appellation DWNT (double walled). Le diamètre interne d'un nanotube multi nanomètres, tandis que le diamètre externe est de l'ordre d'une vingtaine de nanomètres. Cependant, les diamètres des nanotubes multi nanomètres de diamètre. La longueur moyenne des tubes est de l'ordre du micromètre et peut cependant atteindre la centaine de micromètres, ce qui leur procure alors un exceptionnellement grand (de 100 à 100000). Ces paramètres dépendent fortement des conditions de synthèse des nanotubes. [TAGRARA 2015]

I-6-2) Nanotubes mono-feuillets, SWNT (Single Walled Nanotube):

Les nanotubes mono-parois sont constitués d'un seul feuillet de graphènes. Ils ont un diamètre (d) de l'ordre de 1 nm. [Annee-Carine 2009]. (SWCNT) dont la structure peut être représentée par un feuillet de graphène enroulé sur lui-même fermé à ses deux extrémités par une demi hybridation sp^2 , La façon dont le feuillet de graphène est enroulé sur lui-même définit un paramètre appelé élicité qui fixe la structure du nanotube. [Haddad 2010].

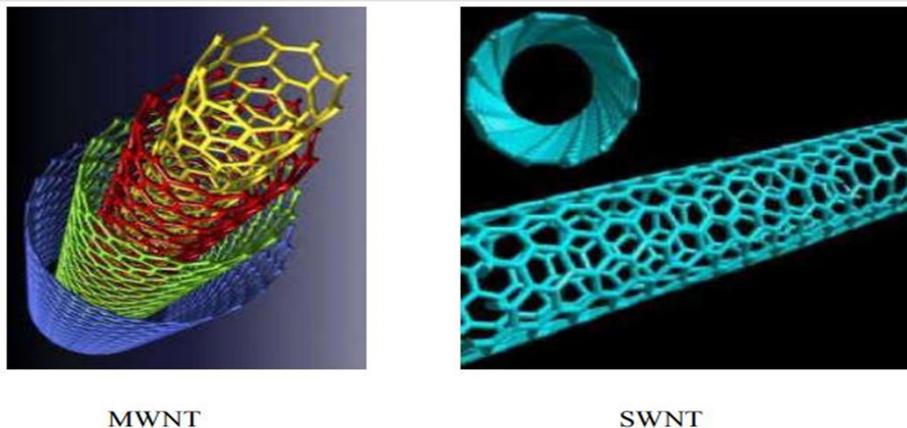


Figure I-9: Représentation des structures moléculaires d'un nanotube monofeuille (SWNT) et d'un nanotube multifeuille (MWNT). [Penu 2008].

Le nanotube monofeuille peut être modélisé par l'enroulement d'une feuille de graphène sur elle-même. Cette feuille de graphène présente une structure de type nid d'abeille, dont on peut donner deux vecteurs directeurs, a_1 et a_2 . On définit ensuite le vecteur de chiralité, Ch , axe selon lequel le graphène s'enroule pour former le nanotube. Ce vecteur peut donc être décomposé en deux composantes, selon les vecteurs a_1 et a_2 . Soient m et n les scalaires tels que $Ch = na_1 + ma_2$. Selon la valeur de ces deux scalaires, trois types d'enroulements, donc trois types de nanotubes peuvent être décrits :

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

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

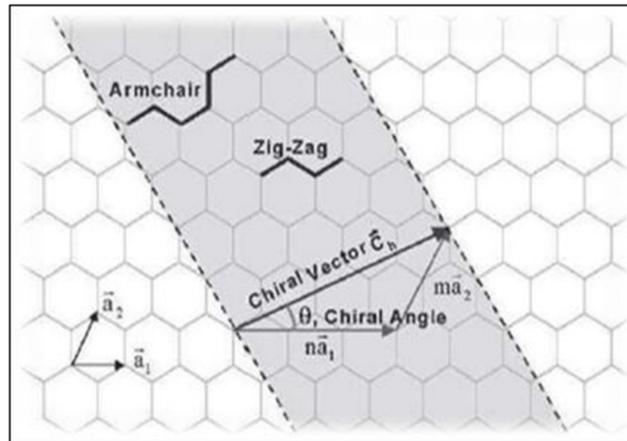


Figure I-10: Représentation de la structure de nanotubes de carbone

I-7) Modes de synthèse des nanotubes de carbone :

Les NTC peuvent être préparés par différentes méthodes. Si la synthèse par décharge d'un arc électrique entre deux électrodes de graphite [Journet et al. 1998] est historiquement la plus répandue, d'autres procédés tels que l'ablation laser [Guo et al. 1995] ou la décomposition catalytique de molécules contenant du carbone sont disponibles. Les NTC peuvent aussi être obtenus par voie électronique à l'aide d'électrodes de graphite en milieu sels fondus [Laurent et al. 1998], par vaporisation – condensation de graphite dopé (Co, Ni) à l'aide de l'énergie solaire par pyrolyse de polymère organique [Cho et al. 1992].

I-7-1) Arc électrique :

Cette technique a été initialement développée par Krätschmer et al. [Krätschmer 1990] pour la synthèse en grande quantité de fullerènes C₆₀, elle a été aussi utilisée par Iijima dans la découverte des premiers nanotubes de carbone en 1991 [Iijima 1991]. La méthode est schématisée sur la figure I-11. Dans cette technique, on utilise des électrodes de carbone d'environ 5 à 20 mm de diamètre, séparées d'environ 1 mm. Entre ces électrodes, on applique une tension de 20 à 30 V et un courant continu d'environ 50 à 120 A.

L'expérience s'effectue généralement sous une pression de gaz inerte (He, Ar) d'environ 500 mmHg. Lorsque l'arc électrique est en fonctionnement, un dépôt de carbone se forme autour de la cathode. C'est dans ce dépôt qu'on trouve les nanotubes de carbone.

D'une façon générale, la méthode de synthèse par arc électrique produit des nanotubes avec un diamètre $\leq 1,5$ nm [Iijima 1993].

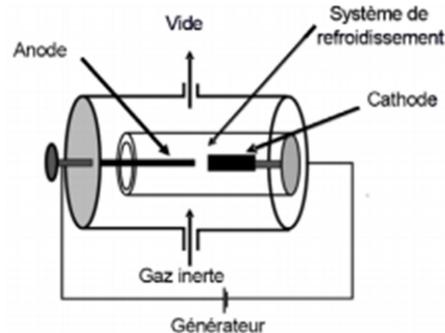


Figure-I-11: Photo et schémas de la méthode d'arc électrique.

I-7-2) Ablation par laser :

L'ablation par laser est un procédé de synthèse utilisant des lasers ayant une puissance variant entre 4.2 kW et 1 MW. On utilise les lasers du type IR, CO₂, UV ou encore ArF pouvant fonctionner de manière pulsée ou continue. Ils peuvent être couplés et ainsi élever la température effectuant la pyrolyse. En effet, le substrat et le mélange gazeux d'hydrocarbure sont chauffés simultanément par le laser et réagissent pour former la déposition sur le substrat. Les gaz utilisés sont le plus souvent le méthane (CH₄) et l'acétylène (C₂H₂). La température du substrat (par ex. Si, Inox ou Al) avoisine les 500 °C. Cette méthode permet de produire des couches de diamant mais aussi de CNT à une seule couche. Ce procédé permet de découvrir et d'observer pour la première fois les fullerènes en, or, depuis, cette technique s'est révélée très généreuse dans la synthèse de nanotubes fortement graphitisés et à une seule paroi [Emmenger 2002].

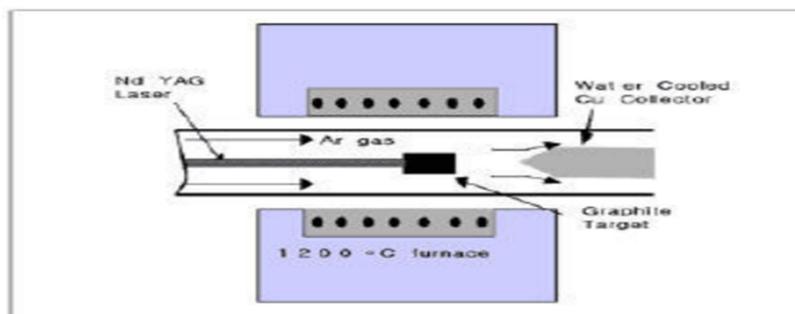


Figure I-12: Schéma représentant un réacteur de type ablation laser permettant la production de nanotubes de carbone.

I-7-3) Elaboration par CVD (Chemical Vapor Deposition) :

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. Cette technique a déjà été utilisée en 1970 pour la croissance de nanofibres de carbone. Ce procédé a plusieurs avantages par rapport aux procédés de synthèse à haute température. Premièrement il permet une croissance localisée des tubes en contrôlant le positionnement des particules catalytiques. Ensuite il n'est plus utile de passer par des techniques de purification des nanotubes, ils sont directement utilisables. La Figure I-13 présente un schéma d'un réacteur CVD basique

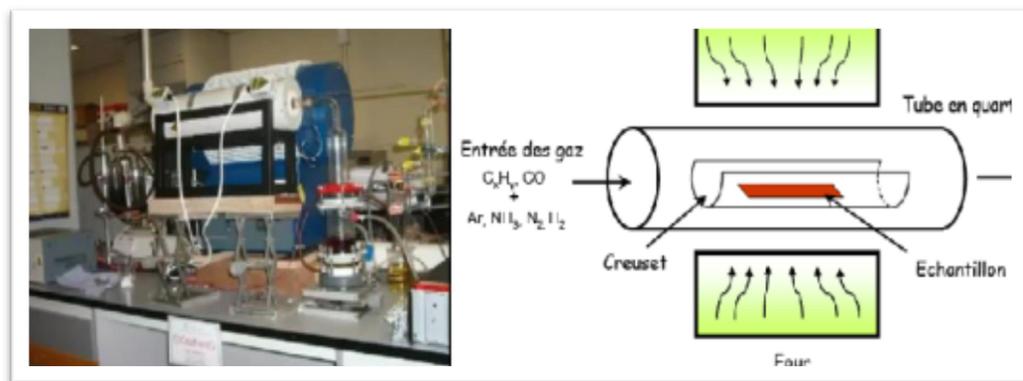


Figure-I-13:Schéma d'un réacteur CVD pour la croissance des (NTC)

1-7-4) Décomposition catalytique (HiPCO) :

Carbon Nanotechinc [web 1 Le procédé (HiPCO) (High Pressure dismutation of CO) a été développé par le groupe de R. Smalley]. Ce procédé fait partie de la famille des procédés de décomposition catalytique à moyenne température. Un flux continu de pentacarbonyle de fer ($Fe(CO)_5$) et de monoxyde de carbone (CO) est introduit sous une pression de (10 atm) dans une enceinte chauffée à ($1200^\circ C$). L'originalité du procédé tient au fait que le catalyseur, nécessaire à la croissance des tubes monofeuillets, 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 ($1200^\circ C$), ce qui permet d'obtenir des nanotubes de carbone monofeuillet. [Izard 2004] .

L'avantage de cette méthode est de permettre la production d'échantillons de nanotubes, a priori sans carbone amorphe. Les seules "impuretés" dans le produit de synthèse sont les particules de catalyseurs métalliques (figure I-14). D'autre part, cette méthode permet de produire des nanotubes dans des quantités comparables à celles obtenues par la méthode d'ablation laser.

D'après les auteurs elle permettra certainement de pouvoir produire des nanotubes par kilogramme [Nikolaev 1999] De plus, cette méthode permet d'obtenir des nanotubes avec un diamètre moyen plus petit de l'ordre de (0,7 nm).

D'ailleurs, une société commerciale propose des nanotubes synthétisés par cette technique. [Izard 2004]

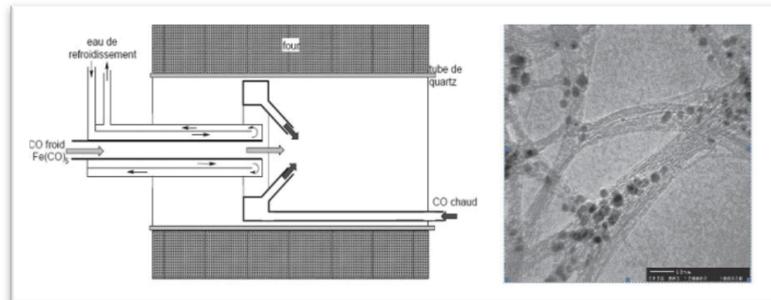


Figure I-14: à gauche : Schéma de la Production de nanotubes par méthode HiPCo [Marcoux 2002]. A droite: Image TEM de nanotubes (HiPCO). [Nikolaev 1999]

I-8) Purification des nanotubes de carbone :

Les nanotubes de carbone obtenus par les différentes méthodes de fabrication ne possèdent pas une structure parfaite et présentent une distribution plus ou moins large des diamètres et des longueurs. Ils sont également accompagnés d'impuretés de différente nature. La présence de ces hétérogénéités limite l'exploitation optimale des propriétés des nanotubes. Elles rendent également difficiles la description et la compréhension des comportements des CNTs. Les méthodes de purification des NTC peuvent être classées en deux catégories

I-8-1) La voie humide :

Les techniques dites par voie humide sont des oxydations chimiques des NTC en milieu aqueux avec des oxydants tels que HNO₃, KMnO₄ ou encore H₂O₂ auxquelles sont souvent ajoutés des ultrasons. Elles peuvent être utilisées seules ou combinées à un traitement par voie sèche. En fait, la plupart des méthodes de purification par voie sèche sont suivies par un traitement à l'acide pour dissoudre les particules de catalyseurs métalliques ou les oxydes formés lors de l'oxydation en phase gaz [Zimmerman 2000] L'acide nitrique est l'oxydant le plus couramment utilisé, l'acide étant peu cher et efficace pour solubiliser en grande quantité les catalyseurs métalliques et les particules de carbone amorphe [Liu et al. 1998].

Typiquement les NTC sont mis à reflux dans l'acide concentré pendant 45 heures. Dillon et al. [Dillon, Gennett 1999] ont décrit une méthode non destructive de purification en trois étapes leur permettant d'obtenir des nanotubes purs à 98 %. Ils utilisent une solution diluée d'acide

nitrique portée à reflux pendant 16 heures, détruisant toute particule de carbone n'étant pas un nanotube. Se forme alors sur les nanotubes un revêtement de carbone qui est ensuite éliminé par oxydation à l'air.

Une autre expérience [**Chiang, Brinson 2001**] similaire à celle de Dillon consiste à oxyder à l'air des NTC prétraités par HNO_3 et terminer la purification par un lavage des nanotubes à l'acide chlorhydrique. La purification des nanotubes de carbone par le permanganate de potassium en milieu acide permet d'éliminer les particules de carbone amorphe [**Colomer et al. 1998**].

Les effets du permanganate de potassium comme oxydant ont été étudiés par Hiura et al. [**Hiura et al. 1995**] qui ont utilisé une solution acide de permanganate de potassium ($\text{KMnO}_4/\text{H}_2\text{SO}_4$) pour purifier des NTC synthétisés par arc électrique. Grâce à cette technique, ils ont pu récupérer 40 % (en masse par rapport à la masse initiale) de nanotubes purifiés.

Moins agressif que les acides, le peroxyde d'hydrogène est moins utilisé mais n'en demeure pas moins un bon oxydant. Quelques techniques plus élaborées ont fait l'objet de brevets. Ainsi l'équipe de R. E. Smalley a mis au point une méthode de purification des nanotubes de carbone utilisant le réactif de Fenton (mélange de peroxyde d'hydrogène et de sels ferreux) comme oxydant [**Smalley et al. 2006**].

Le fer provient soit des restes du catalyseur métallique utilisé lors de la formation des nanotubes, soit d'un ajout d'une solution ferreuse. Les ions Fe^{+2} catalysent la formation de radicaux hydroxyles. Les radicaux formés sont de puissants oxydants bien meilleurs que le peroxyde d'hydrogène seul.

De plus, afin d'éviter la formation d'hydroxyde ferrique (FeOH_3) qui attaque les nanotubes, la suspension est maintenue en milieu à pH 3 en ajoutant de l'acide chlorhydrique. Goto et al. ont quant à eux mis au point un processus de purification des SWCNT [**Goto et al. 2003**].

obtenus par arc électrique en présence de catalyseurs métalliques. Les nanotubes croissent à partir des particules de catalyseur mais des couches sphériques de carbone se forment aussi autour de ces particules. Les nanotubes de carbone sont donc ensuite soumis à une méthode de purification en quatre étapes, permettant d'éliminer progressivement carbone et catalyseurs, durant lesquelles ils subissent successivement :

- ❖ Une oxydation par voie sèche avec un chauffage allant de 350 à 600 °C ou un traitement peroxyde d'hydrogène.
- ❖ un reflux dans une solution d'acide nitrique.
- ❖ un traitement d'oxydation par du peroxyde d'hydrogène.

❖ un reflux dans une solution d'acide nitrique.

D'autres techniques de purification, plus atypiques, ont été mises en œuvre telles que la centrifugation, la filtration [Bandow S et al 1997 Shelimov 1998] ou encore la séparation sur colonne chromatographique [Duesberg et al. 1998].

I-8-2) La voie sèche :

La voie sèche se réfère à une oxydation en phase gaz permettant d'enlever de manière sélective les particules de carbone amorphe, celles-ci étant plus réactives que les NTC. La technique la plus simple à mettre en œuvre est celle de l'oxydation à l'air à une température donnée. Cette méthode s'appuie sur le principe de l'oxydation du carbone par l'oxygène de l'air pour former du monoxyde ou du dioxyde de carbone [Colomer et al. 1998]. Initialement développée pour les MWNT, cette méthode a dû être réajustée pour les SWNT, ceux-ci étant moins résistants aux traitements oxydants que les MWNT [Xu,Peng 2005], [Zimmerman 2000].

De plus, l'oxydation à l'air des NTC entraîne aussi l'oxydation des nanoparticules métalliques mais pas leur élimination. Ce procédé est donc souvent couplé à une étape de traitement par ultrasons en milieu acide afin d'éliminer les restes de catalyseur.

Ainsi, pour les SWNT obtenus par ablation laser, Zimmerman et al, ont développé une méthode de purification en phase gaz incluant des mélanges de gaz Cl_2 , H_2O et HCl [Zimmerman 2000].

Pour les SWNT obtenus par arc-électrique, Moon et al, ont réalisé la purification par oxydation à l'air à 470 °C [Moon 2001] Ils ont ainsi obtenus des NTC purs à 96 % et contenant moins de 1 % massique de restes métalliques. Enfin les nanotubes HiPCO peuvent être purifiés par des cycles d'oxydation sous atmosphère humide (Ar-O_2 à 180-300 °C) et d'ultrasons (HCl) suivis par un recuit sous argon à 800 °C [Chiang 2001] Une fois purifiés, les NTC ne représentent plus que 30 % de la masse initiale. Cependant, le pourcentage atomique de métal initialement à 5 % tombe à 0,03 % prouvant que la purification a bien été efficace .

I-9) Les propriétés des nanotubes :

I-9-1) Les propriétés mécaniques :

La présence de fortes liaisons chimique C-C dans le graphite rend les propriétés des nanotubes de carbone exceptionnelles.

En effet une importante énergie, équivalente à 348 KJ.mol^{-1} , est nécessaire pour dissocier une telle liaison. Grâce à ces liaisons fortes entre les atomes, les nanotubes de carbone présente un module de Young équivalent à celui du diamant.

De nombreux travaux théoriques entrepris montrent un module d'Young des nanotubes de carbone très élevé : Les calculs de Yakobson et son équipe, Yakobson (1996) montrent un module de Young de l'ordre de 1 Tpa pour une feuille de graphène.

De plus, les tests de flexibilité réalisés sur les nanotubes montrent que ces derniers peuvent être soumis à d'importantes contraintes (longitudinales ou transverses) sans montrer de signe de déformation plastique, de fracture fragile ou de réarrangement atomique.

Sous l'effet de la contrainte, les défauts produits sont distribués sur l'ensemble de la structure et les atomes de carbone peuvent changer d'hybridation sp^2 et passer à une géométrie tétraédrique caractéristique d'une hybridation sp^3 et inversement. Le nanotube possède ainsi une grande facilité à se courber ou se tordre selon son axe.

La Figure I-10 est une image HRTEM d'un nanotube fléchi à cause d'une contrainte mécanique

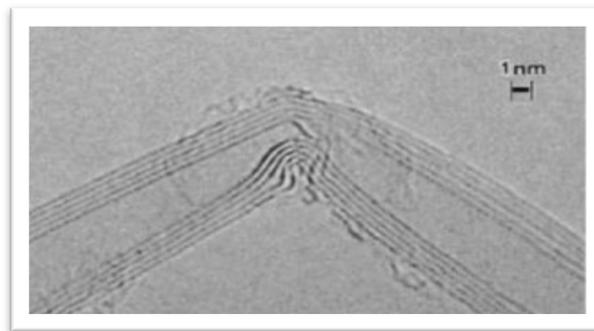


Figure I-15: Contrainte mécanique qui induit une flexion dans un nanotube de carbone [Iijima 1996].

Selon les calculs du module d'Young réalisés par l'équipe de Overney, Overney (1993) sur un SWCNT, le résultat est similaire à celui de Yakobson. En utilisant un modèle empirique [Lu 1997], Lu quant à lui, prévoit un module d'Young de 0.97 TPa pour les nanotubes multi parois et de 1.1 Tpa pour les nanotubes mono parois. Il indique aussi que le module d'Young, ainsi que d'autres modules élastiques (cisaillement, ...) sont indépendants des caractéristiques géométriques des tubes (chiralité, diamètre...). Avec une extrémité libre, les nanotubes vibrent sous l'effet du mouvement brownien. En étudiant leur vibration par TEM (Transmission Electron Microscopy), il est possible de remonter à leur module d'Young. Krishnan et al, (1998) obtiennent par cette méthode une valeur de 1.25 TPa avec une marge d'erreur de 0.5 TPa pour des nanotubes mono parois. Par ailleurs, la nano manipulation des nanotubes par AFM a permis de montrer que ces derniers peuvent supporter de larges déformations réversibles et une résistance à la rupture importante.

Un nanotube coudé à 180 peut être remis dans une configuration linéaire par nano manipulation à l'aide de la pointe d'AFM. L'équipe de Yu (2000), ont pu mesurer expérimentalement par AFM, des valeurs de résistance à la rupture comprise entre 13 et 52 Gpa, valeurs bien plus importante de celle de l'acier (200MPa).

Récemment, Huang et al ont montré expérimentalement que des SWCNT pouvaient présenter des caractéristiques de superplasticité. Un nanotube peut ainsi s'étendre à 280% de sa longueur. [Huang 2006].

Tableau I-1: Comparaison des propriétés mécaniques des CNT et d'autres matériaux

Matériau	Module de Young (GPa)	Résistance à la traction (GPa)	Densité
SWNT	1050	150	
MWNT	1260	150	2.6
Fibres de Carbone	230	3.5	1.75
Acier	208	0.4	7.8
Résines époxydes	3.5	0.005	1.25
Bois	16	0.008	0.6

I-9-2) Les propriétés thermiques :

Le diamant (à base de carbone) présente la conductivité thermique la plus élevée de tous les matériaux connus à ce jour (environ 103 W.m-1.k-1 à 300 K). Un plan de graphène possède une conductivité comparable. La structure particulière des nanotubes permet de penser que leur conductivité doit également être importante le long de l'axe du nanotube. La mesure des propriétés thermiques d'un nano-objet comme le nanotube est délicate. Cependant, quelques études expérimentales ont permis de mesurer la conductivité thermique de nanotubes multi feuillets. Leur conductivité est grande (de 600 à 2000 W.m-1.k-1), mais significativement plus faible que celle du graphite. Ces résultats sont a priori décevants, mais ils peuvent s'expliquer en considérant le fait que, bien que tous les feuillets puissent participer à la conduction thermique, seul le feuillet externe a été utilisé pour les mesures ; ces considérations permettent donc d'estimer la conduction d'un tube mono feuillet au même ordre de grandeur que celle du graphite. [KHAROUBI 2016].

I-9-3) Les propriétés optiques :

L'électroluminescence est une émission de lumière qui résulte de l'action d'un champ électrique. Des chercheurs d'IBM ont indiqué avoir réussi à faire émettre de la lumière infra rouge par des nanotubes de carbone. Les nanotubes non dopés et soumis à un champ électrique généré par une grille peuvent conduire le courant par l'intermédiaire d'électrons (tension de grille négative) ou de trou (tension de grille positive).[KHAROUBI 2016].

I-9-4) Propriétés électroniques :

La structure électronique d'un nanotube de carbone est une conséquence directe de la structure hexagonale d'un mono-feuillet de graphite dont la surface de Fermi se trouve être réduite à 6 points, sommets de la zone de Brillouin. En effet, dans un métal on appelle énergie de Fermi l'énergie maximum des états électroniques occupés. Ces états participent à la conduction si, de surcroît, ils sont délocalisés à travers l'échantillon. Un plan de graphite ne contient que six états de conduction à l'énergie de Fermi. Le repliement du plan de graphite pour former un nanotube impose une périodicité qui quantifie le vecteur d'onde dans la direction perpendiculaire à l'axe du tube.

Des nanotubes avec d'autres angles de repliement seront semi conducteurs, avec une bande interdite inversement proportionnelle au diamètre du tube et égale à quelques milli électronvolts. Compte tenu de tous les angles possibles de repliement, un tiers des nanotubes est conducteur et deux tiers sont semi-conducteurs. Suivant la valeur des deux paramètres caractérisant un nanotube de carbone, à savoir l'hélicité et le diamètre du tube, le nanotube mono feuillet est soit semi conducteur avec une bande d'énergie interdite de quelques milli électronvolts, soit métallique avec seulement deux états électroniques au niveau de Fermi. Ces deux « modes de conduction », orbitales électroniques délocalisées pouvant participer à la conduction électrique le long du tube, en font un système modèle pour l'étude du transport électronique à une dimension.[AISSANI 2016].

I-9-5) Propriétés de capillarité :

Le nanotube peut être considéré comme un « nanofil » creux qu'il est possible de combler par capillarité. On peut ainsi encapsuler à l'intérieur du nanotube des métaux [Ajayan 1993], [Grobert 1999] (figure I-16-a) ou bien des macromolécules comme des fullerènes [Suenaga 2000]. Ces structures à base de fullerène appelées « peapods » ont été observées la première fois par Smith et al. [Smith 1998] Des métalofullerènes (un fullerène qui possède un ou quelques

atomes métalliques emprisonnés dans sa structure cage carbonnée) peuvent être aussi encapsulés dans les (SWNT)(figure I-16-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]

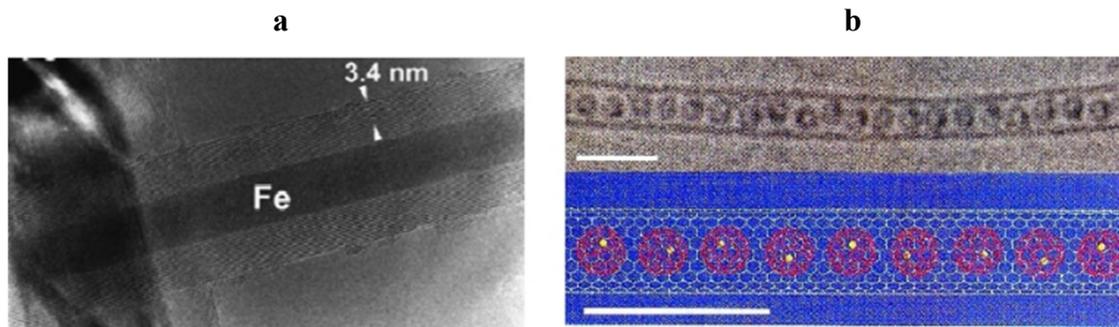


Figure I-16: a) Fe encapsulé dans un MWNT [Grobert 1999], b) C82 encapsulé dans un (SWNT). [Suenaga1 2000].

I-10) Défauts des nanotubes des carbones :

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 multiparois 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. La morphologie et la qualité structurale des nanotubes multiparois vont dépendre étroitement de la méthode de synthèse utilisée.

Les nanotubes produits par arc électrique contiennent peu de défauts structuraux du fait de la température élevée des atomes de carbone lors du processus de synthèse, et sont en majorité rectilignes. Les courbures observées sur certains nanotubes sont dues à des contraintes mécaniques plutôt qu'à des défauts de structure [AISSANI 2016].

I-11) Applications des nanotubes de carbone:

- dans les vêtements : possibilité de faire des vêtements (normaux) plus résistants et imperméables ou dans la confection de gilets pare-balles. Il serait également possible de créer des vêtements autonettoyants ;
- dans le polyéthylène : des chercheurs ont découvert qu'en mettant des nanotubes dans du polyéthylène, celui-ci devenait jusqu'à 30 % plus élastique ;
- dans certains équipements sportifs pour remplacer la fibre de carbone (raquettes de tennis, vélos, kayaks, etc.) ;
- dans le stockage de l'hydrogène (par absorption), notamment dans le cadre des piles à combustible ; mais cette propriété est controversée [**David Langohr 2004**]
- dans le domaine militaire, particulièrement pour la construction de canon électrique ;
- ou encore dans un domaine qui relève actuellement de la science-fiction, la construction d'un ascenseur spatial.
- réservoirs à hydrogène (contenant ce dernier à l'état gazeux ou sous forme d'hydrure métallique), de façon à stocker celui-ci de façon plus efficace qu'actuellement (en bouteille) ;
- dans les disques durs : ils serviraient de réservoirs de lubrifiant, celui-ci fondant par l'utilisation d'une nouvelle technique de chauffage par laser (modifiant les propriétés magnétiques) avant écriture [**Cristhophe 2006**].
- le 19 mai 2006, des chercheurs de l'université de Berkeley et de Livermore, en Californie, ont trouvé une nouvelle application pour les nanotubes : ils pourraient servir à séparer différents gaz ou liquides. En effet, ces chercheurs ont démontré que les molécules passaient bien plus facilement à travers ces tubes que dans d'autres pores de taille équivalente.

I-12) NTC Risques, toxicité et prévention :

L'utilisation de nanomatériaux est appelée à s'étendre de façon importante dans les prochaines années du fait des nouvelles propriétés physiques, chimiques ou biologiques qui s'expriment à l'échelle nanométrique. Les applications technologiques sont nombreuses, notamment dans les secteurs industriels innovants, tels que l'industrie cosmétique (écrans solaires, rouges à lèvres, pâtes dentifrices...) [**Somasundaran 2004**], l'industrie automobile (peintures, pneumatiques, lubrifiants, pare-brise...) [**Chen 2004**], le secteur de la santé (pharmacocinétique et biodisponibilité des médicaments, matériels prothétiques, imagerie moléculaire...) [**Nair 2008**].

Ces nanomatériaux constituant une nouvelle source d'exposition, il est légitime de se poser la question du risque qu'ils représentent pour l'homme et pour les écosystèmes. Ces questions sont motivées par la connaissance des effets toxiques sur la santé des particules micrométriques de la pollution atmosphérique [**Sorensen 2003**], et par la crainte de voir ces effets s'amplifier du fait de la nano-dimension de ces matériaux. En effet, la taille nanométrique de ces structures entraîne une augmentation de la proportion des atomes présents à leur surface, pouvant conduire à une plus grande réactivité de surface, une résistance élevée et des propriétés électriques modifiées.

Pour pouvoir évaluer un risque (industriel, sanitaire ou environnemental), il est nécessaire de connaître précisément le danger, c'est-à-dire la situation dans laquelle une personne, un bien ou l'environnement se retrouvent soumis à un danger. Le risque étant la probabilité qu'un dommage se réalise à la suite d'une exposition à un danger et la probabilité que l'événement arrive. L'évaluation des risques doit non seulement tenir compte des effets potentiels des nanomatériaux natifs, mais elle doit également prendre en compte leurs comportements et l'ensemble de leur cycle de vie (mode de fabrication, utilisation, vieillissement, biodégradabilité...).

Ce pendant à ce jour, de nombreux éléments sont encore méconnus: notamment le repérage des situations d'exposition (secteurs de fabrication, d'utilisation et d'application) et les niveaux d'exposition aux nano-objets manufacturés. La voie respiratoire constitue la voie d'entrée privilégiée des nanoparticules en raison de leur taille. [**Maynard 2004**], Les quelques données disponibles jusqu'ici montrent qu'elles se répartissent dans les voies respiratoires en fonction de leur diamètre. Toutefois, l'appareil respiratoire semble présenter une barrière efficace et le passage des nanoparticules entre les poumons et le sang serait limité. A ce jour, la toxicité des nanotubes de carbone est estimée à partir de données expérimentales chez l'animal. Le stress oxydant est un des principaux mécanismes de cytotoxicité des nanomatériaux.

Les SWNTC riches en fer ont plus de propriétés oxydatives que la forme purifiée de SWNTC pauvres en fer [**Sarkar 2007**].

Seulement il est admis, de façon consensuelle, que seule la forme non purifiée des NTC contient du fer, inducteur de stress oxydant. Quelques études semblent montrer l'apparition de dommages au niveau de l'ADN après incubation de cellules avec des NTC [**Muller 2007**].

D'autres études effectuées chez des souris exposées à des MWNT tentent d'évaluer les effets des NTC par inhalation et par injection [**Shevedova-2008**], Les différents auteurs rapportent des réactions inflammatoires avec formation de granulomes. Une formation similaire de granulomes a été observée chez des rats instillés par voie intra trachéale avec des SWNTC, où l'inflammation disparaît après 3 mois [**Mercer 2008**].

Cette réaction inflammatoire s'observe d'autant plus lorsque les NTC sont mal dispersés et forment des agrégats de taille micrométrique. Une étude récente réalisée in vivo sur des souris a montré que des MWNTC pouvaient induire une réponse similaire à l'amiante [Hirose 2008] avec la formation de lésions cancéreuses et l'apparition d'un mésothéliome.

Ces résultats doivent être pris avec précaution car les doses injectées dans la cavité péritonéale (3 mg/souris) sont très élevées et ne peuvent pas être atteintes même lors d'une exposition continue chez l'homme [Günter 2008].

Bien que l'ensemble de ces résultats suggère qu'une vigilance particulière soit apportée à toutes les recherches menées sur les nanomatériaux, l'état des connaissances actuelles ne nous permet en aucun cas d'envisager un moratoire aux nanotechnologies.

Plusieurs autres préoccupations marquent ce début de XXI^e siècle, au premier rang desquels la raréfaction des ressources naturelles, le renchérissement de leurs coûts d'exploitation, le vieillissement de la population. Dans ce contexte, marqué en outre par la concurrence internationale, les nanotechnologies offrent de nombreuses perspectives susceptibles d'entraîner des économies de matière première et de coûts, performantes dans certaines applications médicales, permettant d'améliorer les qualités et l'accès par tous à de nombreux produits, elles peuvent apporter des réponses à des problèmes collectifs et satisfaire de nombreux besoins individuels. Si elles restent le sujet de nombreuses controverses, elles n'en sont pas moins devenues un enjeu majeur dans la recherche et le développement et bénéficient de financements prioritaires au sein de tous les pays ambitieux en matière de hautes technologies.

Les nanotubes de carbone constituent une véritable avancée dans le domaine de la nanotechnologie et leurs applications à la médecine commencent à prendre forme.

Un effort important de recherche et d'études doit être poursuivi pour renseigner et protéger les professionnels et le public qui seront appelés à utiliser ces technologies. A cette fin les recherches engagées dans le domaine de la sécurité des nanomatériaux doivent être poursuivies et accentuées afin de mieux les identifier et d'en maîtriser le danger et les éventuels risques.

Au quotidien, il revient à nos instances dirigeantes et à nous-mêmes de s'interroger sur ses besoins réels, sur les usages permis et envisageables à travers les applications possibles des nanotechnologies dans les différents domaines, sur les risques pour la santé et l'environnement, sur ses aspirations quant à l'amélioration de la qualité de vie ou de son bonheur individuel, sur l'évolution des coûts, les problèmes sociaux et éthiques et le legs aux générations futures. [Zidour 2012].

I-13) Conclusion :

Ce chapitre, nous a permis de constituer une recherche bibliographique sur les nanotubes de carbone et de montrer leur importance .

Les nanotubes de carbone représentent l'exemple typique des nanoparticules divisant l'opinion publique entre promesses technologiques et craintes toxicologiques.

Nous avons détaillé quelques exemples de méthodes de synthèse des nanotubes de carbone en nous attachant à faire ressortir les avantages et les inconvénients de chacune d'entre elles.

On notera également que la voie de synthèse par la méthode de dépôt chimique en phase vapeur CVD est plus prometteuse connaît un grand succès. Il permet de réaliser la croissance des (NTC) de manière localisée et orientée perpendiculaire au substrat.

Dans une seconde partie, nous avons vu les différentes propriétés d'un nanotube de carbone. On notera également que la structure géométrique du nanotube a une grande influence sur ses propriétés électroniques. En effet, la propriété remarquable d'être métallique ou semiconducteur suivant son hélicité.

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 (CNT) sont les candidats idéaux pour des nano-composites polymères hautsperformance.

CHAPITRE II :

LES NANOCOMPOSITES

II-1) Introduction :

Les chercheurs sont le plus souvent amenés à optimiser les solutions déjà utilisées, mais dans certains cas, ils doivent complètement repenser le problème et envisager de «nouveaux matériaux». Le nouveau matériau est soumis aux besoins des utilisateurs (constructeurs). Ceux-ci veulent toujours des matériaux plus performants, plus économiques et qui durent plus longtemps. En effet, on ne découvre plus de nouveaux matériaux, mais on crée plutôt de nouvelles associations de matériaux. L'un des résultats de cette association est l'aboutissement à un matériau composite, qui fait le sujet de notre étude.

Dans ce chapitre, nous présentons dans la première partie des principes généraux sur les polymères, la seconde partie les matériaux composites et leurs caractéristiques, puis on définit les nano-composites, la troisième partie porte sur les procédés de production des nanocomposites.

II-2) Définition du polymère :

Le mot polymère d'origine grecque *polus* -meros, est composé de deux mots, « polus » qui veut dire plusieurs et « méros » qui veut dire partie est par définition une macromolécule organique ou inorganique constituée de l'enchaînement répété d'un même motif. Les monomères sont liés les uns aux autres par des liaisons covalentes. Les polymères peuvent être constitués d'un seul motif ou d'un seul monomère dans ce cas on parle d'un homopolymère. Dans le cas où il y a deux monomères différents on parle d'un copolymère [Belaidi 2007] .

II-3) Généralités sur la structure des polymères :

Le terme polymère vient du grec "polus" plusieurs et "meros" parties, ce qui signifie que les polymères sont des matériaux constitués de longues chaînes macromoléculaires. Chaque macromolécule est formée de plusieurs dizaines à plusieurs milliers d'unités de répétition identiques appelées "mers" et liées entre elles par des liaisons primaires. Les physiciens définissent l'unité structurale ou le segment élémentaire comme étant un élément du monomère contenant une seule liaison capable de rotation. Cet élément est caractérisé par sa longueur et l'angle qu'il fait avec les deux segments élémentaires voisins. [Zidour 2012] .

La structure de la macromolécule est définie par la composition chimique du monomère, la disposition des atomes et des liaisons, l'ordre d'enchaînement et les aspects topologiques (l'architecture). En général, les polymères sont formés à partir des 9 éléments chimiques suivants: le carbone, l'hydrogène, l'azote, l'oxygène, le fluor, le silicium, le phosphore, le soufre et le chlore. [Kau 2001] .

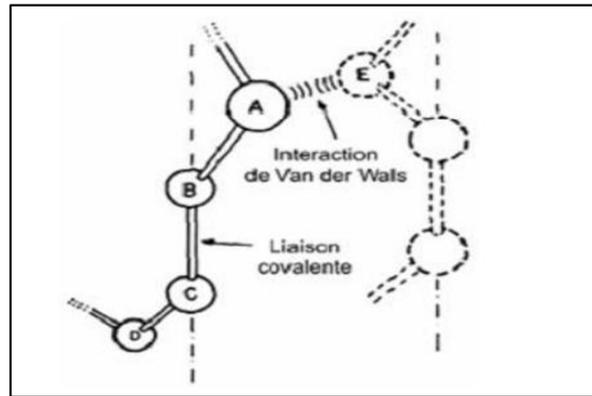


Figure II-1: Les liaisons entre les atomes dans les polymères. [Gse 1988].

II-4) Classification des polymères :

Plusieurs classifications des composés macromoléculaires peuvent être proposées selon qu'on choisit l'origine, le type d'architecture, la structure chimique des motifs ou le type de polymérisation, comme base de la classification.

II-4-1) Classification suivant l'origine :

Les polymères classés selon l'origine peuvent être :

II-4-1-1) des polymères naturels :

Ils sont très nombreux et existent dans la nature. on les divise généralement suivant leur provenance végétale, animale ou minérale [weiss 2010].

II-4-1-2) Les polymères artificiels :

Dérivés des polymères naturels : nitrate et acétate de cellulose, ébonite (caoutchouc fortement réticulé par le soufre) [Gourgues 2006].

II-4-1-3) des polymères synthétiques:

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

II-4-2) classification en fonction de l'architecture

Selon Tomalia [Tomalia2001], les architectures macromoléculaires peuvent être divisées en quatre grandes familles: les polymères linéaires, ramifiés, réticulés et plus récemment, les polymères dendritiques. [Moingeon 2006].

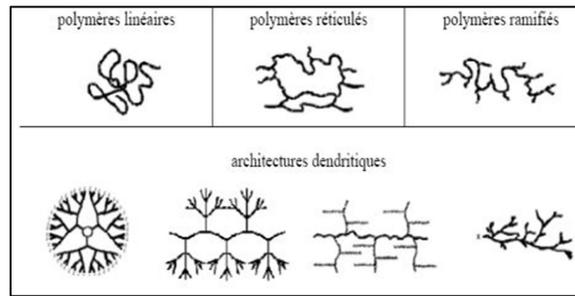


Figure II-2: Classification des architectures macromoléculaires selon Tamolia.

II-4-3) Classification selon la structure chimique:

La structure chimique des motifs permet une classification des composés macromoléculaires en homopolymères et copolymères. 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.**[Jouenne 2005].**

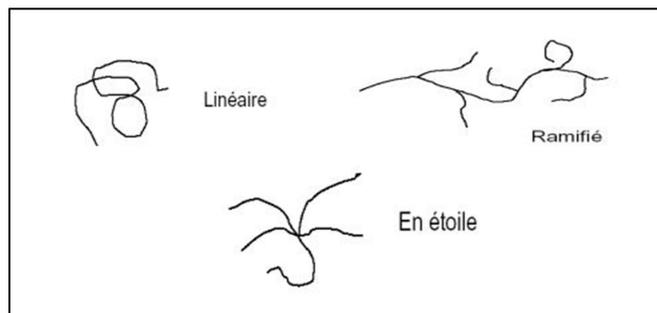


Figure II-3: Enchaînement d'un homopolymère

II-4-3-2) les copolymère :

les chaînes sont constituées de deux ou plusieurs monomères de nature différente comme les copolymères statistiques, bloc séquences linéaire, alterné ou séquences greffés **[BENSATTALAH 2016]**

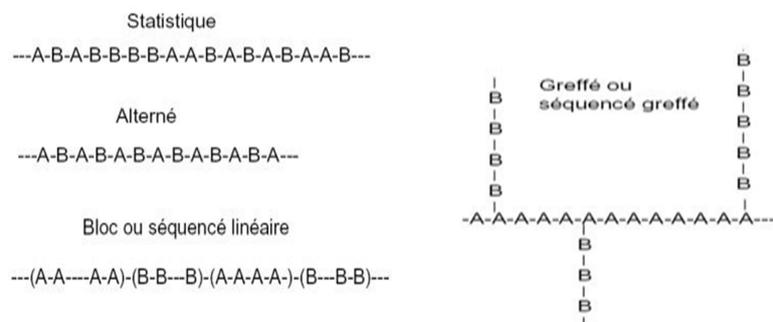


Figure II- 4: Enchaînement d'un copolymère

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. [Tagrara 2016]

II-5-1) Polymères amorphes et cristallisés :

Les chaînes macromoléculaires peuvent être organisées de façon aléatoire dans l'espace et constituer ainsi une phase amorphe. La phase amorphe est, en théorie équivalente à un liquide sans ordre moléculaire à grande distance. Il existe néanmoins des orientations macromoléculaires préférentielles.

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-5).

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]

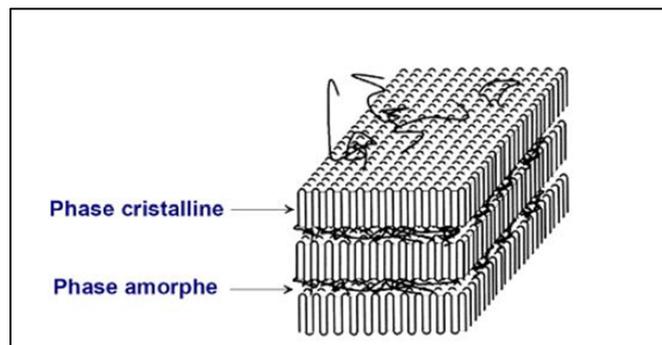


Figure II-5: Structure d'un polymère semi-cristallin [Addiego 2006]

II-5-3) Classification suivant les propriétés :

Il existe trois grandes familles de polymères suivant les propriétés des matériaux:

II-5-3-1) Les polymères métalliques :

Les matrices métalliques ou les matrice métallique ont été développés à partir des années 1960-1965 en deux vagues successives. Des efforts importants de recherche ont été menés aux États-Unis et en France dans les années 60 autour d'un composite à matrice métallique.

Ce composite métal-métal était pénalisé par le coût très élevé de la fibre. À cette date, les applications envisagées étaient exclusivement orientées vers l'aéronautique et l'espace. L'utilisation de matériaux

II-5-3-2) Les polymères céramiques :

Dans les années 80, la disponibilité de nombreux nouveaux matériaux céramiques devait relancer les recherches dans ce domaine avec des perspectives de développement industriel plus encourageantes. Des exemples d'applications industrielles ont été développés dans l'automobile, à l'initiative de l'industrie japonaise. Lorsque les températures d'utilisation sont supérieures à (1000°C), on a recours aux Polymères céramiques. Ces matériaux sont développés essentiellement dans le domaine Aérospatial en tant que structure thermique en raison de leur haute résistance thermomécanique spécifique. [Hassen 2010]

II-5-3-3) Les polymères organiques :

Généralement, les polymères organiques sont utilisés comme matrices dans les matériaux composites, elles assurent le transfert des charges entre les renforts du composite, de les protéger des chocs, des frottements et de l'environnement extérieur. En outre, elle présente l'avantage d'être chimiquement réactive, ce qui permet de liaisons fortes avec le renfort. Elle apporte aussi la tenue chimique de la structure et enfin d'assurer la forme de la structure. Les polymères organiques sont choisis selon le domaine d'utilisation du matériau composite. Cela a donné différentes matrices utilisées selon la fonction pour laquelle le composite est destiné.

Ce qui a donné naissance à un matériau nouveau, modulable et adaptable aux caractéristiques mécaniques exigées. Il existe trois grandes familles de polymères: Polymères thermoplastiques, Polymères thermodurcissables et Élastomères. [LFMC 2001]

II-5-3-1) Les polymères thermoplastiques (TP) :

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 .

II-5-3-3-2) Les polymères thermodurcissables (TD):

les matières thermodurcissables sont les produits dont la transformation conduit, par une réaction chimique, à des composés macromoléculaires tridimensionnels 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.

II-5-3-3) 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.

II-6) Définition d'un matériau composite :

Un matériau composite peut être défini comme une association de plusieurs matériaux de natures différentes à l'échelle microstructurale. Cet assemblage conduit à un matériau dont les performances sont supérieures à celles d'un matériau à un seul constituant. [BERTHELOT 2012]. Un matériau composite est constitué généralement d'une matrice et d'un renfort. La matrice est caractérisée par une résistance mécanique plus faible, et elle sert à maintenir les renforts et assure les transferts de charge, tandis que les renforts apportent principalement leurs caractéristiques mécaniques élevées (modules et limite d'élasticité, résistance mécanique, etc.) [GAY 1991].

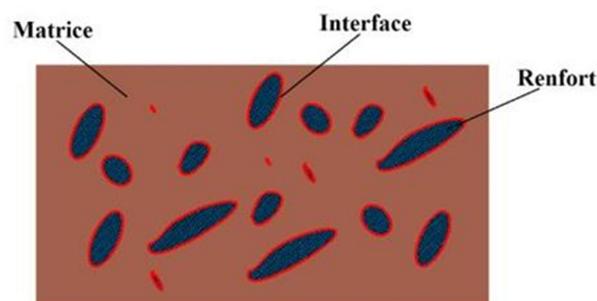


Figure II- 6: Présentation d'un matériau composite

II-6-1) Les éléments constitutifs d'un matériau composite

II-6-1-1) Les renforts

Les composites sont souvent désignés selon le type de renfort. Ainsi, il existe des composites à particules, des composites sandwichs, des composites à phases dispersées ou encore des composites fibreux. Les renforts forment les armatures du matériau composite, ils aident à améliorer la résistance mécanique et la rigidité et se présentent sous forme filamentaire, allant de la particule de forme allongée à la fibre continue. Ainsi les fibres sont constituées par plusieurs milliers de filaments de diamètres variant de 5 à 25 μm . Les renforts sont présents sous plusieurs formes : simple linéique, tissu surfacique simple, tissu complexe.

Les renforts sont caractérisés par :

- La nature de la fibre, minérale ou organique,
- L'architecture du renfort.

II-6-1-2) La matrice :

Les matrices utilisées dans les matériaux composites désignent la matière solide qui entoure les renforts pour former une masse compacte, et ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres et de les protéger de l'environnement extérieur. Le solide formant la matrice peut être d'origine métallique, céramique ou polymère. A partir de la nature de la matrice les matériaux composites sont classés en trois catégories : Les composites à matrice polymère ou organique (CMO), Les composites à matrice métallique et Les composites à matrice céramique.

II-6-1-3) Interfaces :

Afin d'assurer une compatibilité entre le renfort et la matrice l'utilisation d'une couche d'interface est indispensable. Un apprêt spécifique comportant un agent collant est administré aux fibres destinées à la fabrication des composites reçoivent il permet de coller les filaments pour en faire des fils et assure une fonction de lubrification afin de les protéger contre l'abrasion due au frottement entre fibres. .

II-7) caractéristiques des matériaux composites :

Les propriétés des matériaux composites dépendent de beaucoup de facteurs et sont différentes selon les divers types de matériaux composites.

Ces propriétés résultent :

- Des propriétés, de la nature et de la quantité des matériaux constitutifs.
- Des constituants, de la géométrie et de la distribution du renfort
- De leurs interactions, de la nature de l'interface matrice-renfort, etc.
- Les principales caractéristiques des pièces fabriquées en matériaux composites sont:
 - Le gain de masse,
 - La bonne tenue en fatigue (durée de vie augmentée),
 - L'absence de corrosion,
 - L'absence de plasticité (leur limite élastique correspond à la limite de rupture)
 - Le vieillissement sous l'action de l'humidité et de la chaleur,
 - L'insensibilités à certains produits chimiques courants (solvants, peinture, huiles, pétroles,...)
 - Tenue aux impacts et aux chocs très moyenne,
 - Très forte anisotropie. [Hassani 2017] .

II-8) Définition d'un nano-composite :

Les matériaux composites sont formés d'une matrice contenant des inhomogénéités (de l'ordre du micron) qui sont beaucoup plus grandes que les atomes mais suffisamment petites pour que ces matériaux soient homogènes à l'échelle macroscopique [Ciarlet et al 2004]. Parmi les matériaux composites on peut citer des composites naturels mais aussi synthétiques. Les nanocomposites sont également composé 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) [Penu 2008].

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 des meilleures propriétés comparativement aux composites classiques, comme par exemple une meilleure répartition des contraintes à l'intérieur de la matrice .

II-9) Les nanocomposites et différences avec les composites « classiques »:

Les nanocomposites (NTC/Polymère) font l'objet d'une littérature très abondante . [Yam 1995]. 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-1: Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticules aux polymères. [Koo 2006]

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

II-9) Les nanocomposites et différences avec les composites « classiques »:

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

II-9-1-2) Les composites à matrice métallique:

Dont 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) (metal-matrix composites) se sont développés grâce à la facilité et à la maîtrise des procédés de fabrication ainsi qu'à leur faible coût [Zidour 2012].

II-9-1-3) Les composites à matrice céramique:

Ils sont utilisés pour des applications à plus haute température 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 [Hassani 2017].

II-9-2) Propriétés des nano composites (polymère/NTC):

II-9-2-1) Propriétés électriques:

Le noir de carbone était, la charge conductrice la plus communément employée pour améliorer les propriétés électriques des polymères. Cependant, pour atteindre une conductivité électrique

notable, un taux de noir de carbone proche de (15%) en masse doit être introduit. Cette quantité importante de charges affecte fortement les propriétés mécaniques du polymère par la création des défauts.

L'utilisation de plus en plus abondante des (NTC) s'explique par la faible quantité de charge à introduire pour l'amélioration significative des propriétés électriques. Un taux de charges inférieur à (5%) en masse suffit à l'obtention d'un polymère conducteur. Zhang et al [Zhang 2006], ont de cette manière amélioré la conductivité électrique de films de polyéthylène en incorporant (5%) en masse de (NTC).

La conductivité électrique passe alors de (10-14 S/cm) pour le polymère vierge à (10-3S/cm) pour le polymère chargé, soit (1011) fois plus conducteur. Pötschke et al [Pötschke 2002]. Observent également une conductivité électrique de (10-3S/cm) pour le polycarbonate chargé à seulement (2%) en masse de (NTC). Une faible quantité de nanotubes, parfois proche de (0,5%), suffit à apporter des propriétés antistatiques voire conductrices aux polymères [BENSATTALAH 2016] .

II-9-2-2) Conductivité 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] .

II-9-2-3) Propriétés mécaniques:

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].

La résistance à la rupture de ces composites est améliorée lorsque la matrice et les charges possèdent une énergie interfaciale suffisante pour permettre le transfert des efforts de la matrice au renfort. La dispersion des nanotubes dans une matrice polyéthylène téréphtalate permet d'augmenter le module d'Young du polymère de (1,5 GPa à 1,9 GPa) ainsi que la contrainte à la rupture de (60 MPa à 68 MPa) avec (2%) de (NTC) [Kim 2007].

Avec le même taux de charge une augmentation de (214%) du module d'élasticité est observée dans une matrice polyamide [Liu 2004]. Dans une matrice polyéthylène une amélioration de

(89% et 56%) respectivement du module d'Young et de la contrainte à la rupture peut être observée à (10%) de charges [Xiao 2007].

II-9-2-4) Comportement au feu:

L'utilisation de 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 (NTC) 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 (NTC) dans une matrice polyamide-6 montre également l'efficacité de ces charges dans le retard au feu [Schartel 2005] même si le mécanisme n'est pas encore totalement élucidé

II-9-3) 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 créée 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].

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-9-4) Techniques de mise en œuvre :

Les nanocomposites polymères/nanotubes de carbone (NTC) peuvent être mis en œuvre suivant plusieurs procédés: la polymérisation in-situ, le mélange en solution par voie solvant ou le mélange par voie fondue.

II-9-4-1) Polymérisation in situ :

La fabrication de (NC) par un procédé de polymérisation in situ est divisé en plusieurs étapes. Dans un premier temps, les charges sont ajoutées au monomère liquide. Etant donné la faible viscosité de ce dernier, la dispersion des charges peut s'effectuer grâce à l'utilisation d'ultrasons ou encore via agitation mécanique en régimes turbulents.

Une fois les charges bien dispersées dans la matrice, on débute la polymérisation. Lorsque la polymérisation est achevée, il ne reste plus qu'à extraire le monomère résiduel (ex : par dégazage sous vide). Le premier avantage de cette méthode est qu'elle ne nécessite pas l'utilisation de solvants qui sont coûteux et difficiles à éliminer. Le deuxième avantage est qu'elle permet d'obtenir un bon état de dispersion notamment grâce au fait que les charges sont introduites dans le monomère fondu.

II-9-4-2) Mélange en solution :

Cette méthode est notamment utilisée pour l'élaboration d'élastomère [Sui 2008]. Mais aussi pour certain type de (TP) [Liu 2008]. Elle permet en effet d'abaisser la viscosité permettant ainsi de disperser de manière homogène les nanotubes de carbone. La matrice polymère est tout d'abord mise en solution dans son solvant.

Les nanotubes sont de leur côté dispersés dans le même solvant sous agitation par ultrasons. Cette solution de (NTC) est ensuite ajoutée à la matrice solubilisée sous agitation. Les nanotubes peuvent de cette manière s'introduire entre les chaînes macromoléculaires du polymère. En fin le solvant est extrait par évaporation. L'un des principaux inconvénients de cette méthode est l'utilisation et l'élimination du solvant, sachant que ce solvant peut influencer les propriétés mécaniques du nanocomposite comme le montrent U. Khan et Al [Khan 2007].

Un autre inconvénient provient de l'utilisation des ultrasons, qui bien que très efficaces pour disperser les (NTC), peuvent également détruire les chaînes macromoléculaires [Aubry 2009].

II-9-4-3) Mélange à l'état fondu :

Cette méthode est la plus simple. Dans ce cas, le polymère et les nanotubes sont incorporés, dans une extrudeuse chauffée. Le cisaillement apporté par la rotation des vis est l'élément déterminant dans la qualité de la dispersion des charges. Les (NTC) peuvent ainsi circuler au sein du polymère fondu. Des nanocomposites à base de polyéthylène, polypropylène, polyamide, polycarbonate, polyéthylène téréphtalate, polylactide, polyméthacrylate de méthyle et autres polymères thermoplastiques ont été obtenus par cette méthode [Aubry 2009].

L'inconvénient de cette méthode est que la viscosité augmente considérablement avec le taux de (NTC) [Lee 2008].

La mise en forme de matériaux composites à matrice polymère, nécessite la mise en place de procédés très précis afin d'obtenir un matériau de qualité. En effet, la synthèse d'un polymère thermodurcissable s'avère plus complexe que celle d'un thermoplastique. Le second paramètre à prendre en compte dans la fabrication de composites est la dispersion des renforts au sein de la matrice. La dispersion des renforts est certainement l'étape fondamentale du procédé de fabrication de composites.

II-9-5) Dispersion des renforts :

II-9-5-1) Utilisation des ultrasons:

L'usage des ultrasons, est une technique très connue et utilisée en abondance dans le domaine [Xiong 2006].

Ce procédé consiste à utiliser les vibrations de la solution dans un bain US pour casser les enchevêtrements de (CNTs) 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 l'évaporation du solvant.
- 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 (fig II-7)

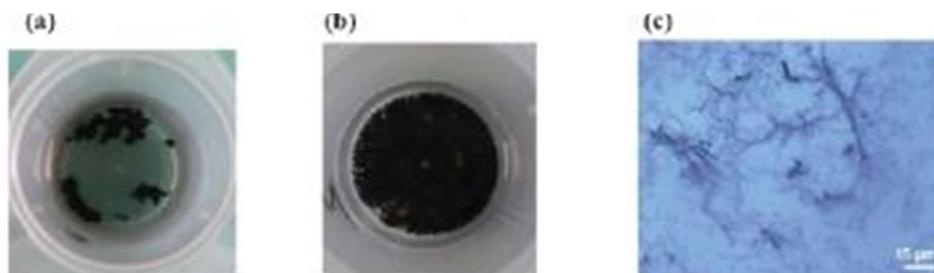


Figure II-7: L'influence de la dispersion des (CNTs) par ultrasons. (a) (CNTs) dans l'éthanol avant passage aux ultrasons. (b) Après 1 heure aux ultrasons. (c) Image microscope optique d'une gouttelette de base + (CNTs) après 2 heures de dispersion. Des agrégats sont encore présents [Bozlar 2009].

Les inconvénients de l'utilisation des ultrasons sont:

- Volume de matière limité.

- Nécessite des liquides de basse viscosité pour qu'elle soit efficace.
- L'US n'engendre pas suffisamment de force de cisaillement pour «désagglomérer» les (NTC).
- Des recherches [Lu 1996], 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-9-5) Dispersion mécanique par tricylindre:

A l'origine, cet appareil a été conçu pour broyer des produits dans l'industrie pharmaceutique ou alimentaire (fig II-8). Son utilisation pour disperser les (CNTs) est récente. Thostenson et al [Thostenson 2006], ont montré que le tricylindre est un outil assez performant pour disperser de manière homogène les (CNTs) dans une résine epoxy.

Ils ont pu ainsi obtenir des niveaux de conductivités électriques et thermiques supérieurs d'autres travaux (utilisant notamment les ultrasons).

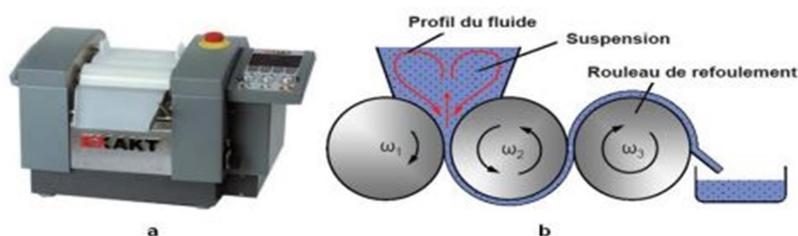


Figure II-8: a) Tricylindre Exakt 80E (Source : Exakt Vertriebs GmbH, Allemagne). b) Schéma du circuit d'un fluide dispersé par tricylindre (Source : IPAT, TUBraunschweig, Allemagne). [Bozlar 2009].

Le principe général de ce système mécanique consiste à appliquer une combinaison de forces de cisaillements et de pressions sur un fluide en régime laminaire. La solution 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].

$$\begin{cases} \omega_2 = \frac{1}{3} \omega_3 \\ \omega_1 = \frac{1}{3} \omega_3 \end{cases}$$

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 μ m). La combinaison de ces deux paramètres permettant aussi bien de régler la vitesse de rotation des rouleaux (forces de) et la distance (pression exercée sur le fluide). L'avantage que nous voyons à ce procédé est qu'il permet une grande cadence de fabrication .Ce procédé a été récemment utilisé par les membres de l'équipe de K. Schulte à Hambourg [Goj 2004] et celle de Thostenson à Virginia Tech. (USA) [Tho 2005] pour disperser des (NTC) dans des polymères époxyde [Barka 2017].

II-10) Application des nano composites dans le domaine de Génie civil:

Les enjeux de l'industrie portent essentiellement sur le développement de nano composites 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 (antiadhésif, antistatique, etc.), des peintures, vitres, etc.

L'industrie des produits céramiques cherche à renforcer les céramiques en=introduisant des nano-poudres 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 [Tagrara 2017].

II-11) Conclusion:

Les polymères présentent de nombreuses propriétés diverses qui les rendent idéaux pour la fabrication de nanocomposites, en particulier ceux renforcés des NTC. Les nanocomposites, à l'image des nanotechnologies plus généralement, suscitent de nombreux espoirs du fait de leur potentiel et d'un certain engouement médiatique.

Actuellement, les nanocomposites se cantonnent à des marchés de niches où l'amélioration des propriétés justifie leur utilisation en dépit de leur surcoût. 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 fin, nous pouvons conclure que NTC est idéal pour la fabrication de polymères composites, mais certains problèmes doivent être abordés avant de réaliser pleinement les propriétés extraordinaires des nanocomposites (NTC en polymère).

CHAPITRE II :

MODELES DES FONDATIONS ELASTIQUES

III-1) Introduction :

Dans ce chapitre, Nous avons parlé de fondations élastiques et modélisation d'un système solide reposant sur milieu élastique ou plusieurs approches existent en mécanique. Modèle winkler développé à l'origine pour l'analyse des voies de chemin de fer a prouvé son efficacité. en commençant par Boussines 1885 qui a étudié le problème d'un milieu semi-infini homogène isotrope linéaire élastique soumis à une charge verticale concentrée [Iancu 2008], cela a ensuite été amélioré par Pasternak en 1954 a utilisé un modèle semblable à celle de Filonenko Borodich dans sa forme et son équation, mais l'interaction de traction a été remplacé par une interaction de cisaillement Comme mentionné modèle de Reissner qui a suggéré en 1958 a proposé un modèle introduisant des contraintes et les déplacements simplifiant les équations de base pour un milieu continu élastique linéaire isotrope, et modèle de Kerr (1964).

III-2) Modélisation d'un système solide reposant sur un milieu élastique :

Plusieurs approches existent en mécanique pour modéliser un solide reposant sur un milieu élastique (sols, matrice polymère, etc.) : Winkler en 1867, Filonenko et Borodich en 1940, Hetényi en 1950 ; Winkler-Pasternak en 1954, Vlasov en 1960 et Kerr en 1964 [Emile 1994].

III-2-1) Modèle élastique à un seul paramètre (Winkler) :

Historiquement on peut dire que ce modèle développé à l'origine pour l'analyse des voies de chemin de fer a prouvé son efficacité, en commençant par Boussinesq 1885 qui a étudié le problème d'un milieu semi-infini homogène isotrope linéaire élastique soumis à une charge verticale concentrée (P) [Iancu 2008].

Vesic 1961, a comparé les résultats d'une poutre infinie sur une fondation élastique. En utilisant l'approche de Winkler, il a constaté que l'hypothèse de Winkler est pratiquement satisfaite pour des poutres relativement longues [Chandra 1987] mais pas pour le cas des poutres de longueur finie, de section variable (moment d'inertie variable) ou un changement de module de la réaction du sol support [Iancu 2014].

Gibson en 1967 a validé la discontinuité de déplacement qui apparaît entre la partie chargée et la partie non chargée de la surface de fondation (sol-Gibson) où il a constaté que les déplacements sont presque constants en dessous de la zone chargée et sont négligeables en dehors de cette zone [Iancu 2009a].

Par la suite, Gibson a ainsi largement validé l'application du modèle de Winkler pour les sols, en particulier pour les sables dont le module augmente avec la profondeur [Chandra 1987].

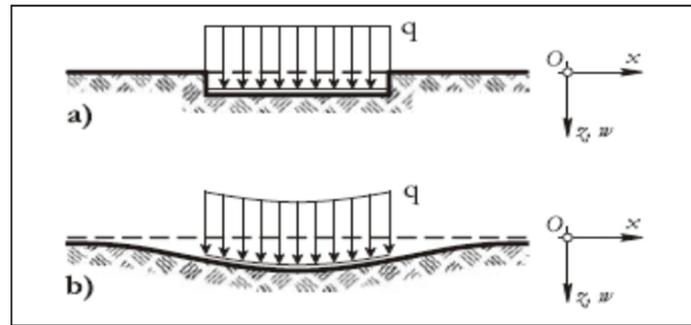


Figure III-1: Déformations des fondations élastiques sous pression: a - Fondation Winkler; b - fondations pratiques (réel) du sol. uniforme [Zimmos 1987]

Winkler suppose dans sa modélisation une poutre posée sur un support (fondation) élastique, modélisé par une série de ressorts verticaux indépendants, identiques, infiniment rapprochés, sans effet d'accouplement, linéairement élastiques et d'une raideur constante (figure III-1) [Karasin 2014]. Ce modèle ne prend pas en compte les déformations de cisaillement transversal pour simplifier l'obtention des solutions analytiques [HetVenyi 1961]. La discontinuité du Gibson est validé pour ce modèle (figure III-3a et b) et d'autre part, les tassements de la zone chargée dans le cas d'une fondation rigide restent les mêmes dans le cas d'une fondation flexible (figure III-3 c,d) [Iancu 2008]. Cette approche présente une relation linéaire entre le déplacement algébrique normal de la structure et de la pression de contact entre la poutre et la fondation élastique [Edwaerd 2013]. Selon cette idéalisation, la déformation de la fondation due à la charge appliquée est limitée seulement aux régions chargées et en dehors de cette zone les déformations sont nulles, alors les ressorts ne seront pas affectés au-delà de la zone chargée.

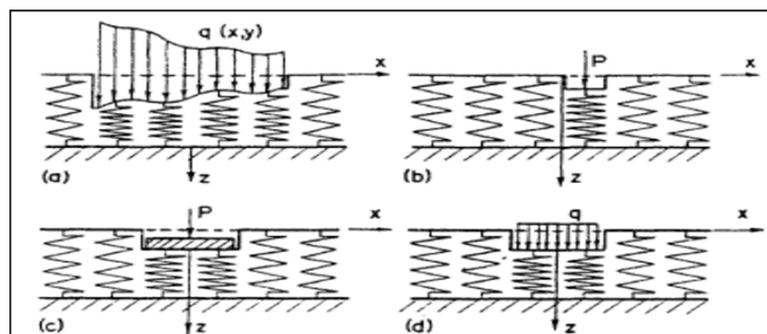


Figure III-2: Modèle de Winkler (a) charge quelconque ; (b) charge concentrée, (c) fondation rigide, (d) fondation flexible. [Selvadurai, 1979]

La raideur indiquée ci-dessus est nommée par la constante de proportionnalité [Iancu 2009b] et connue sous le nom de module de réaction de sol support [Chandra 1987],

Dans le cas d'un solide linéaire [Karasin, 2014] à rigidité constante [Iancu 2014], on peut écrire la relation pression-flexion en tout point (figure III-3):

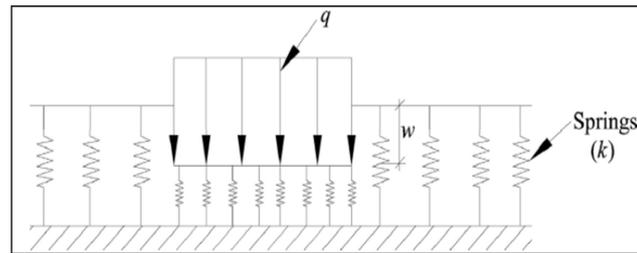


Figure III-3: Modèle de Winkler (déplacement sous chargement répartie).

$K_{\omega}(x)$ est la réaction sous-jacente proportionnel au module de Young module du milieu élastique, $w(x)$: deflexion.

III-2-2) Modèle élastique à deux et plusieurs paramètres :

Des théories pour améliorer le modèle de winkler ont été établis, en visualisant divers types d'interconnexions telles que des couches de cisaillement et des poutres le long des ressort introduites par Winkler, on cite : Filonenko-Borodich, 1940; Hetényi, 1950; Pasternak, 1954; Vlasov, en 1960 et Kerr, 1964 [Madhav 2015].

Ces théories ont pour objectifs de donner une représentation la plus proche à la réalité du support de fondation. En plus du modèle de Winkler représenté par des ressorts de raideur , les modèles à plusieurs paramètres contient d'autres paramètres liés au support ou à des couches d'interfaces fictives. Dans le cas particulier où ces derniers s'annulent, la modélisation mécanique de la fondation converge vers la modélisation de Winkler [Iancu 2008].

III-2-3) Modèle Filanenko Borodich (1940) :

C'est un modèle à deux paramètres, il nécessite d'introduire une continuité entre les éléments de ressort individuels du modèle de Winkler. Pour cela les ressorts sont connectés à une membrane élastique mince sous l'effet d'une tension constante (traction) N (figure III-4).

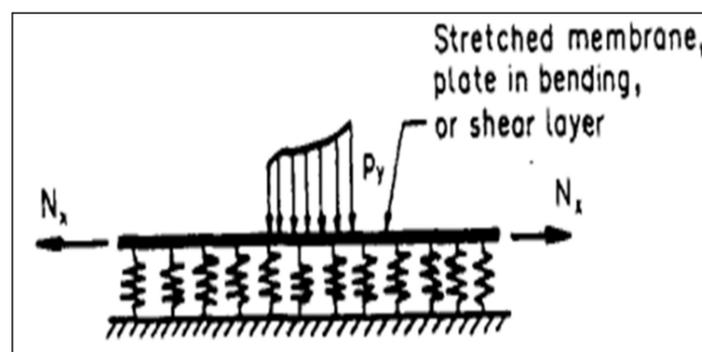


Figure III-4: Modèle Filanenko Borodich [Zimmos 1987].

Ainsi en ajoutant au modèle de Winkler la rigidité de la plaque, la relation de déflexion de pression s'écrit Eq.

$$p = kw + D\nabla^4 w \quad (3.1)$$

Avec le laplacien est calculé par Eq.(3.2):

$$\nabla^4 = \left(\frac{\partial^4}{\partial x^4} + \frac{\partial^4}{\partial y^4} + 2 \frac{\partial^4}{\partial x^2 \partial y^2} \right) \quad (3.2)$$

Où D représente la rigidité en flexion de la plaque ou de la poutre élastique, donné par Eq. (3.3) :

$$D = (E_p h^3_p) / (12(1 - \mu_p)^2) \quad (3.3)$$

P est la pression dans l'interface entre la plaque et les ressorts, E_p et μ_p sont le module de Young et le coefficient de poisson de la plaques ou de la poutre, h_p est l'épaisseur de la plaque ou de la poutre.

III-2-4) Modèle de Pasternak (1954) :

Pasternak en 1954 a utilisé un modèle semblable à celle de Filanenko Borodich dans sa forme et équation, mais l'interaction de traction a été remplacé par une interaction de cisaillement entre les ressorts en reliant les extrémités des ressorts à une couche constituée d'éléments verticaux incompressibles qui ne se déforment que par cisaillement transversal [Emile, 1994]. C'est le modèle Winkler-Pasternak

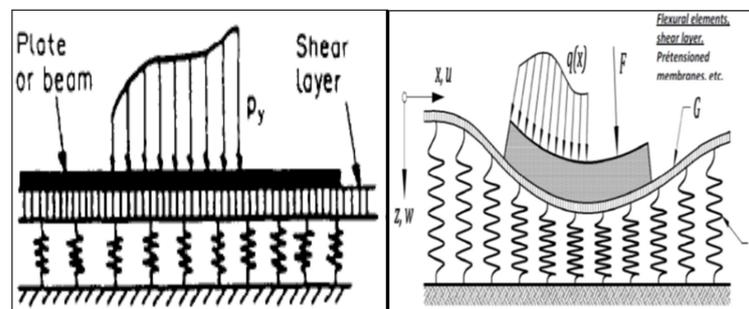


Figure III-5: poutre repose sur une fondation élastique à deux paramètres (Winkler-Pasternak) au repos et après déformation [Dobromir 2012].

La relation pression-déflexion selon le modèle de Pasternak est donnée par l'Eq. (3.4)

$$p = kw - G\nabla^2 w \quad (3.4)$$

Où G est le module de cisaillement de la couche incompressible ou de la couche de cisaillement.

III-2-5) Modèle Reissner (1958) :

Reissner en 1958 a proposé un modèle introduisant des contraintes et les déplacements simplifiant les équations de base pour un milieu continu élastique linéaire isotrope. Les contraintes dans le plan (x,y) , sur toute la profondeur de la sous-couche, et les composantes de

déplacement, u, v , et w dans les directions x, y respectivement, satisfont les conditions de l'Eq [Madhav 2015]:

$$\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z = \tau_{xy} = 0 \quad (3.5)$$

$$\begin{cases} u = v = w = 0 & \text{à } z = H \\ u = v = 0 & \text{à } z = 0 \end{cases}$$

La fonction du modèle de Reissner est donnée par l'Eq (3.6) :

$$c_1 w - c_2 \frac{d^2 w}{dx^2} = q - \frac{c_2}{4c_1} \frac{d^2 q}{dx^2} \quad (3.6)$$

Où : w est le déplacement vertical de la surface de la couche élastique et q est la charge externe.

Les constantes c_1 et c_2 caractérisent la réaction du sol, ils sont liés à E_s et G par :

$$\begin{cases} C_1 = \frac{E_s}{H} \\ C_2 = \frac{HG}{3} \end{cases} \quad (3.7)$$

Où: E_s et G sont respectivement le module d'élasticité et le module de cisaillement du milieu élastique.

III-2-6) Modèle de Kerr (1964), modèle à trois paramètres :

En tant que généralisation du concept de Pasternak, Kerr a proposé en 1964 un modèle de fondation à trois paramètres composé de deux couches de ressorts élastiques de raideurs différentes et reliées entre elles par une couche de cisaillement d'un module de cisaillement (Figure III-6). L'équation différentielle régissant la réponse de ce modèle est donnée par [Celep2007]

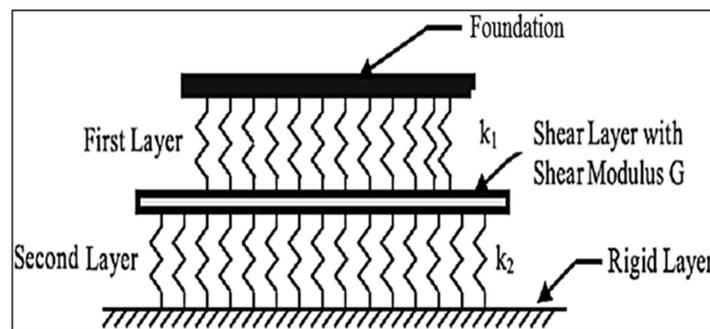


Figure III-6: Modèle de Kerr [Madhav 2015].

L'équation différentielle gouvernante de ce modèle peut être exprimée selon l'éq (3.8):

$$\left(1 + \frac{k_2}{k_1}\right)q = \frac{GH}{k_1} \frac{d^2 q}{dx^2} = k_2 w - GH \frac{d^2 w}{dx^2} \quad (3.8)$$

Où k_1 et k_2 sont les raideurs de la première et la deuxième couches ou séries de ressorts.

w est la déflexion de la première couche.

III-3) Conclusion :

Le contenu de ce chapitre nous a permis de présenter plusieurs approches existantes pour modéliser en mécanique, un solide reposant sur un milieu élastique et qui sont divisés en général à des modèles élastiques à un seul paramètre et des modèles élastiques à plusieurs paramètres : pour le premier modèle donné par Winkler, la déformation est considérée seulement sur la partie chargée et sans cisaillement et que la déformation est proportionnelle à la raideur du sol. Pour le second modèle, cette déformation est considérée continue même pour la partie non chargée. Pour cela, différentes représentations et modélisations de la couche élastique ont été considérées pour résoudre le problème.

Pour la représentation des plaques composites, le modèle Kerr est plus réaliste que les modèles Winkler et Pasternak, en raison de son rôle majeur dans le contrôle du degré de continuité fondation-surface entre les régions chargées et non chargées du système structure-fondation en fournissant plus de flexibilité

CHAPITRE IV :

LES THEORIES DES POUTRES

POREUSES

IV-1) Introduction :

Ce chapitre résume brièvement en premier lieu les théories utilisées pour la modélisation des structures comme les poutres. La réduction d'un problème en trois dimensions de la théorie de l'élasticité à un problème unidimensionnel se fait en appliquant les théories des poutres qui permettent l'obtention d'une solution approchée qui donne une bonne idée sur les efforts et les déplacements .

Afin de résoudre les problèmes des structures ayant comme éléments structuraux des poutres et des plaques dans le domaine élastique, il est nécessaire de choisir la bonne théorie décrivant correctement le comportement statique ou dynamique de la structure ainsi que la méthode de résolution à appliquer. Dans ce chapitre, nous avons présenté trois modèles: 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 et la théorie d'ordre élevé qui prend en compte l'effet du cisaillement.

Pour mieux cerner la compréhension du phénomène de la porosité dans les matériaux, dans la deuxième partie on s'intéresse aux matériaux poreux et porosité. Il existe deux points de vue divergents sur la porosité en particulier dans les matériaux composites. Ce que certains voient comme un défaut, lors de la synthèse de ces matériaux l'apparition de la porosité est inévitable, la présence de pores à l'intérieur d'un composite dégrade les propriétés mécaniques en statique et en fatigue où les pores peuvent agir comme un point d'initiation de fissures. Une autre vision de la porosité, c'est de la considérer comme une qualité recherchée dans les matériaux.

IV-2) Les différentes théories des poutres :**IV-2-1) Théorie d'Euler Bernoulli ou bien théorie classique des poutres :**

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

- Après déformation, les déformations dues au cisaillement transversal sont négligées (pas de cisaillement sur la hauteur de la poutre),

La section reste perpendiculaire à la ligne moyenne de la poutre et la section plane reste plane. La fonction qui décrit la répartition de déplacement suivant l'épaisseur de la poutre égale à zéro

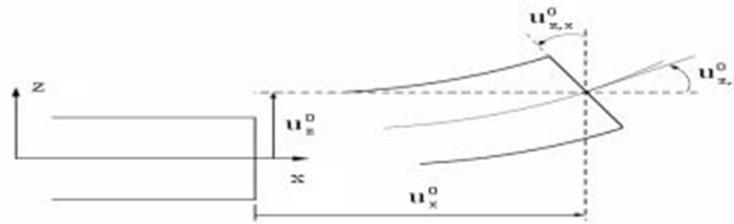


Figure IV-1- Cinématique d'Euler Bernoulli [Dufort 2000]

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

$$\varphi(z) = \frac{\partial w}{\partial x} = 0 \quad (4.1)$$

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:

$$u(x, z) = u_0(x) - z \frac{\partial w_0(x)}{\partial x}$$

$$w(x, z) = w_0(x) \quad (4.2)$$

$u(x, z)$ C'est le déplacement suivant x et $w(x, z)$ est le déplacement dans la direction de z ou bien la flèche.

Sous ces considérations, les sections droites de la poutre ne subissent aucun glissement, en effet, Qui en résulte une contrainte nulle de cisaillement :

$$G_{xz} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x} = -\frac{\partial w_0}{\partial x} + \frac{\partial w_0}{\partial x}$$

$$\tau_{xz} = G_{xz} = 0 \quad (4.3)$$

$u_0(x)$ 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. 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

IV-2-2) Théorie de Timoshenko :

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.

Elle s'applique sur 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 IV-2). 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 et al. 1972].

Dans le cas où nous avons un élancement faible, l'effet du cisaillement devient plus important sur la déformée. Dans ce cas, la fonction $\varphi(z)$ 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 :

$$\begin{aligned} u(x, z) &= u_0(x) - z \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + z \varphi_x \\ w(x, z) &= w_0(x) \end{aligned} \quad (4.4)$$

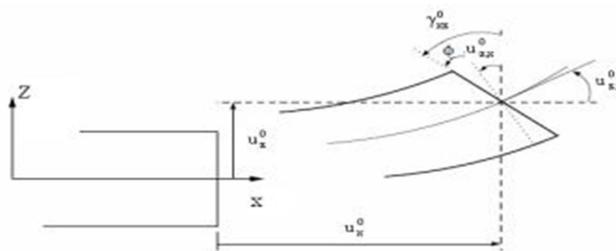


Figure IV-2: Cinématique de Timoshenko [Timoshenko et al. 1972]

Le déplacement dû au cisaillement $z\varphi_x$, où φ_x est la rotation due au cisaillement.

Sachant que la contrainte de cisaillement est égale :

$$\tau_{xz} = Gg_{xz} \neq 0 \quad (4.5)$$

G est le module de cisaillement transversal qui est supposé constant.

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'ya 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 " β " dépendent de la forme géométrique de la poutre considérée (par exemple, pour une poutre de section rectangulaire

$$\beta = (5/6)$$

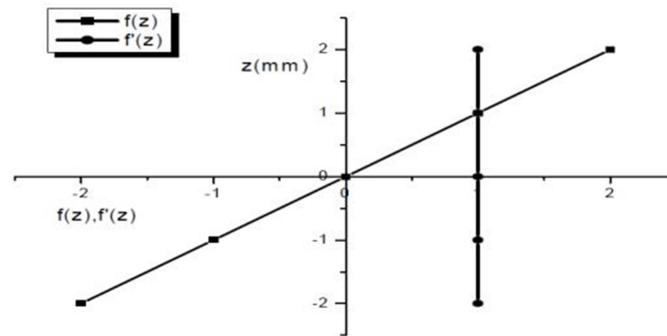


Figure IV-3: Variation de la fonction de gauchissement $f(z) = z$ et $f'(z)$ en fonction de l'épaisseur.

La 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".

IV-2-3) Théorie d'ordre élevé :

Dans cette théorie la distribution des champs de déplacement est non linéaire selon l'épaisseur de la poutre. Elle est plus précise que la théorie du premier ordre puisqu'elle introduit une fonction qui tient compte du phénomène de "gauchissement". Ce phénomène apparaît lorsque la section transversale de la poutre perd sa planéité (figure IV.4).

La fonction $F(z)$ représente le gauchissement et sa dérivée $F'(z)$ le cisaillement.

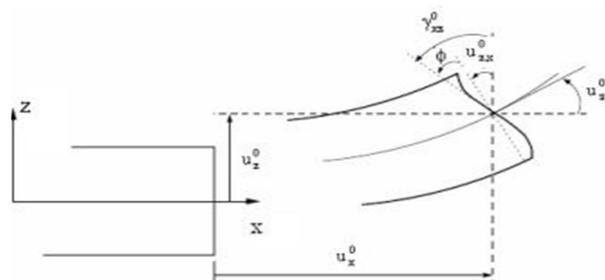


Figure IV-4: Cinématique de la Théorie d'Ordre Elevé

Dans ce cas, le champ de déplacement devient :

$$\begin{cases} u(x, z) = u_0(x) - z \frac{\partial w_0(x)}{\partial x} + F(z)\varphi_x \\ w(x, z) = w_0(x) \end{cases} \quad (4.6)$$

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

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

$$F(z) = 0 \quad (4.7)$$

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

$$F(z) = z \quad (4.8)$$

- 3) Le modèle d'ordre élevé, avec l'approche de [Levinson 1980] :

$$F(z) = z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2} \right) \quad (4.9)$$

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

$$F(z) = ze^{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2} \quad (4.10)$$

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

$$F(z) = z\alpha^{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2} \quad (4.11)$$

Avec, h: étant l'épaisseur de la poutre. Le choix de la fonction exponentielle permet un développement en puissance pair et impair de la variable z alors que la fonction "sinus" de Touratier ne permet qu'un développement en puissance impair.

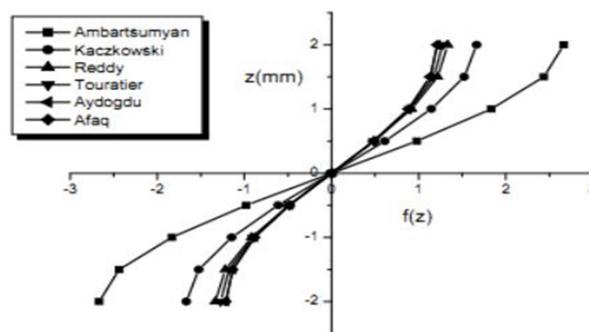


Figure IV-5: Variation de la fonction de gauchissement $f(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur

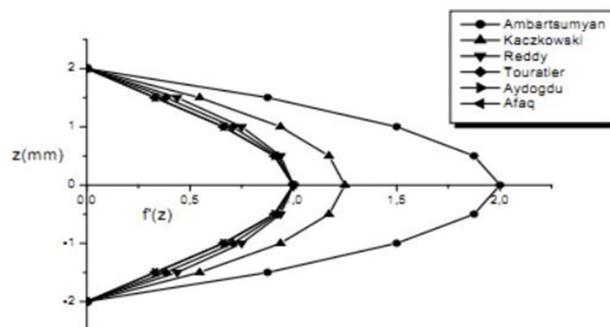


Figure IV-6: Variation de la fonction de gauchissement $f'(z)$ des différents modèles en fonction de l'épaisseur.

La figure IV-6 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 IV-6, on remarque aussi la divergence des deux approches d'Ambartsumyan et de Kaczkowski par rapport aux autres approches.

IV-3) Milieux poreux :

Un milieu poreux est constitué par une matrice solide qui peut être, consolidée quand l'espace poreux est creusé dans la matrice solide. Dans ce cas, la matrice solide compacte ne peut pas se diviser en grains ou fibres (roches calcaires, béton, grès, argiles, bois, céramiques, poudres frittées, tissus végétaux et animaux...), non consolidée (granulaire) la phase solide est formée d'un empilement de grains ou de fibres non soudés entre eux (graviers, sables, limons, billes de verre et d'acier, matériaux divers...). Et de petits espaces de vide ou de cavités appelés pores, remplie de fluides et peuvent être connectés ou non. D'une manière générale on distingue deux types de porosité [Franck 2007], la porosité d'interstices et la porosité de fissure. La porosité d'interstices (figure a) représente les vides autour des particules solides plus ou moins liées les uns aux autres. Tandis que la porosité de fissure correspond à des fractures, fissures dans le matériau (figure b). Dans ce chapitre on s'intéresse exclusivement à la porosité d'interstices.

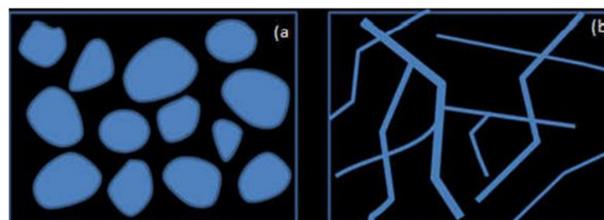
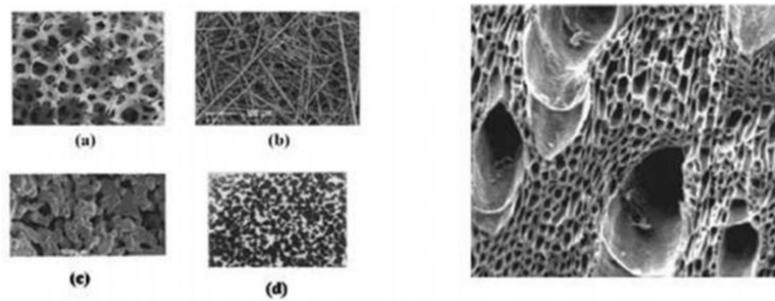


Figure IV-7: (a) la porosité d'interstice, (b) la porosité de fissure [Franck 2007]

IV-4) Les matériaux poreux (interstices) :

Les matériaux poreux, comme son nom l'indique autres de façon à former des interstices, ils se rencontrent quasiment partout autour de nous [Oukhlef 2011], que ce soit dans la matière vivante (peau humaine, cartilage, os, ...), inerte (sols, couches sédimentaires, roches, ...) ou industrielle (bétons, Divers types de milieux poreux Micrographie d'un morceau de bois

- (A) mousse métallique,
- (b) matériaux fibreux,
- (c) matériaux céramique,
- (d) sable.



Divers types de milieux poreux

Micrographie d'un morceau de bois

- (A) mousse métallique,
- (b) matériaux fibreux,
- (c) matériaux céramique,
- (d) sable

Figure IV-8: Exemples de matériaux poreux. [Oukhlef 2011]

Les propriétés des matériaux poreux sont gouvernées par : le nombre, la distribution de la taille et la forme des pores ainsi que par leurs connectivités. (International Union of Pure and Applied des poreuses en fonction de leur taille : [Everett 1972] Les microporeux (diamètres des pores inférieurs à 2 nm), Les méso poreux (diamètre de pores compris entre 2 et 50 nm), les macroporeux (diamètres des pores supérieurs à 50 nm), Les nano poreux sont les micros et méso poreux. D'une manière générale, les matériaux poreux sont définis principalement par des invariants Chapitre IV (a) la porosité d'interstice, (b) la porosité de fissure [Franck 2007] Les matériaux poreux (interstices) Les matériaux poreux, comme son nom l'indique son composé d'atomes liés les uns aux autres de façon à former des interstices, ils se rencontrent quasiment partout autour de nous], que ce soit dans la matière vivante (peau humaine, cartilage, os, ...), inerte (sols, couches sédimentaires, roches, ...) ou industrielle (bétons, ciments, poudres, textiles, ..).

IV-5) Porosité :

La porosité est définie comme le rapport du volume des vides (pores) V_P sur le volume total V_t de l'échantillon. Autrement dit, c'est la fraction volumique du matériau occupé par les pores (percolant ou pas). Elle s'écrit :

$$\phi = \frac{V_P}{V_t} = \frac{V_t - V_s}{V_t} \quad (4.12)$$

Où V_s est le volume du solide. ϕ varie entre 0 (solide plein) et 1 (volume quasiment vide comme les aérogels) (ou en pourcentage %).

Exemples :

- pour le sable et le gravier $25 \leq \phi \leq 40\%$;

- pour les argiles $40 \leq \emptyset \leq 50\%$;
- pour la craie $10 \leq \emptyset \leq 40\%$.

La porosité est aussi liée au rapport (C) entre le volume de matière et le volume total par la relation:

$$P = 1 - C \quad (4.13)$$

(C) est appelé la compacité. On définit également une autre grandeur sans dimension qui est le rapport entre le volume des pores sur le volume du solide, ce rapport est appelé indices des vides.

IV-6) La caractérisation de la porosité:

La variété des méthodes d'évaluation de la porosité est liée à la diversité des matériaux poreux et aux objectifs de chaque approche. Ainsi, dans l'étude d'un adsorbant ou d'un matériau utilisé dans la catalyse, une mesure de la surface spécifique, par exemple, peut être privilégiée. Par contre, si l'objectif concerne le contrôle de la taille des pores, les méthodes de détermination de la distribution de taille seront une préférence [Félix Balima]. Les méthodes de caractérisation de la porosité sont très souvent liées à une classification des matériaux poreux suivant des critères donnés. Les matériaux poreux peuvent être classés suivant le type de porosité dominante (fermée ou ouverte), l'origine de la porosité (inter ou intra particule), la résistance mécanique (rigide ou fragile) ou la taille des pores

IV-7) Effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux:

L'étude des propriétés mécaniques des matériaux poreux se résume généralement à déterminer une corrélation entre la porosité et les propriétés mécaniques : une augmentation de la fraction volumique de pores implique une diminution des propriétés mécaniques (Figure IV-10) [CLÉMENT 2013].

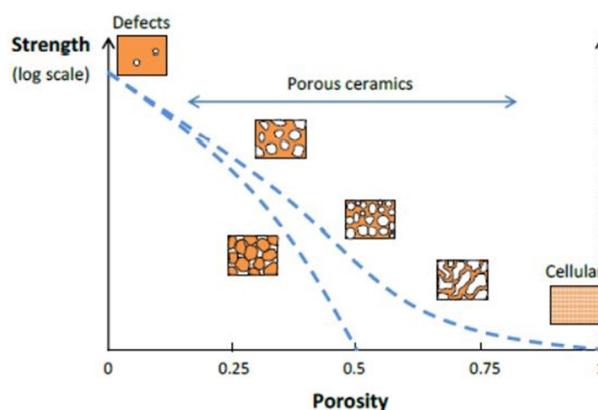


Figure IV-9: Représentation schématique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de matériau poreux. Les deux courbes pointillées décrivent l'évolution des propriétés de deux microstructures différentes [Meille 2011]

La majorité des études disponibles dans la littérature portent sur l'effet du taux de porosité, qui reste le principal facteur d'influence, La forme des pores, la distribution de leur taille ou encore la nature des interconnexions entre les particules solides ont également une influence sur la corrélation entre les propriétés mécaniques et la porosité.

IV-7-1) Porosité et module d'élasticité longitudinale (le module de Young/porosité):

De vastes travaux expérimentaux et théoriques ont été entrepris pour relier l'interaction complexe de la microstructure et des propriétés mécaniques. Dans le cas de notre étude on c'est focaliser sur l'effet de la porosité sur le module d'élasticité longitudinal (le module de Young/porosité). Les expressions (relations empiriques) suivantes sont celles utilisées le plus souvent pour décrire ce comportement:

$$E = E_0(1 - bP) \text{ [DEAN 1983]} \quad (4.14)$$

- E : est le module de Young à la porosité P ,
- E_0 : le module de Young à porosité nulle
- b : Paramètre dépend de la nature et de la géométrie du matériau Ce modèle linéaire (3.11) repris dans la théorie de l'élasticité d'Einstein [EINSTEIN 1906], qui l'utilisait pour décrire le comportement élastique d'un fluide avec une suspension de sphères dures.

$$E = E_0(e^{-bP}) \quad (4.15)$$

Cette relation exponentielle (4.15) a été utilisée pour la première fois par [SPRIGGS 1961] pour analyser l'effet de la porosité sur le module élastique de la matière réfractaire poly cristalline, oxyde d'aluminium.

$$E = E_0(1 - P)/(1 + bP) \quad (4.16)$$

Ce modèle non linéaire (4.15) à été proposé par [Hasselmann 1962] est directement basé sur les expressions obtenues par [Hashin] pour les modules de matériaux avec suspensions diluées de pores sphériques.

$$E = E_0 \left(1 - bP^{2/3}\right) \quad (4.17)$$

Cette relation (4.17) à puissance (2/3) a été dérivée par [Martin et Haynes 1971] pour le module de Young des matériaux poreux et a été utilisée tardivement pour analyser les données de plusieurs matériaux. Le principal inconvénient de ces modèles est qu'ils ne peuvent pas être utilisés pour toute la plage de porosité. Il semble que certaines conditions doivent être remplies par un bon modèle pour toute la plage de porosité: il doit être aussi simple que possible, doit posséder le plus petit nombre possible de paramètres d'ajustement et il est nécessaire d'intégrer la porosité critique (seuil de percolation) [KOVÁČIK 2008] au modèle.

Pour cette raison, le modèle exponentiel de Knudsen et Spriggs équation (4.17) ne convient pas

car aucun seuil de percolation n'est pris en compte. De plus, il est également inapplicable pour les mousses, car il ne satisfait pas la condition limite $E=0$ pour $P=1$ (E est le module de Young et P est la porosité).

Au cours des dernières années, les progrès dans la prédiction des propriétés élastiques des matériaux poreux sur toute une plage de porosité ont été étroitement liés à la relation empirique loi-puissance de Phani et de Niyogi [PHANI 1987].

$$E = E_0 \left(1 - \frac{P}{P_c}\right)^{f_E} \quad (4.18)$$

Où P_c est la porosité critique (seuil de percolation) à laquelle le module de Young effectif devient égal à zéro et f_E est le paramètre dépendant de la morphologie du grain et de la géométrie des pores du matériau poreux [KOVÁČIK 2008] Comme l'ont noté [Wang et al. 2012]. les ajustements des données expérimentales à cette équation donnent souvent $P_c=1$ [PHANI 1987] et n'expliquent pas les données avec précision. Dans des travaux expérimentaux récents, soit $P_c \equiv 1$ est utilisé de préférence [BOCCACCINI – MAITRA 1996], soit un modèle linéaire ($f_E \equiv 1$) est utilisé, où P_c est considéré comme une porosité initiale de la poudre, car les matériaux poreux sont de préférence préparés à partir de poudres dont la taille et la forme des particules peuvent varier de manière significative. Pendant la consolidation de la poudre, différentes porosités peuvent être obtenues en faisant varier les paramètres technologiques tels que la température, la pression externe ou le temps.

IV-7-2) Porosité et le coefficient de Poisson ν (le coefficient de Poisson ν /porosité):

Dans le cas de matériaux isotropes homogènes, le coefficient de Poisson ν peut être déterminé à l'aide du module d'élasticité E et du module de cisaillement G comme suit

$$\nu = \frac{E}{2G} - 1 \quad (4.19)$$

Après le remplacement des équations (4.14) et (4.15) dans l'équation (4.24) nous obtenons

$$\nu = \frac{E_0}{2G} \left(\frac{P_c - P}{P_c}\right)^{f_E - f_G} - 1 \text{ Pour } P \leq P_c \quad (4.20)$$

Puisque $E_0/2G_0$ détermine le coefficient de Poisson du matériau solide, nous pouvons simplifier l'équation comme suit :

$$\nu = (\nu_0 + 1) \left(\frac{P_0 - P}{P_c}\right)^{f_\nu} - 1 \quad \text{Pour } P \leq P_c \quad (4.21)$$

Dans ce cas, le seuil de percolation est à nouveau considéré comme identique du point de vue de la stabilité mécanique. Cependant, comme les exposants caractéristiques du module de Young et du module de cisaillement ne sont pas toujours les mêmes, il est nécessaire de considérer un nouvel exposant caractéristique pour le coefficient de Poisson Où $f_\nu = f_E - f_G$ [KOVÁČIK 2008]

IV-8) Conclusion :

Dans ce chapitre, nous avons donné un aperçu sur les différentes théories des poutres à savoir la théorie classique des poutres (Euler-Bernoulli), la théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (Timoshenko) et la théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé.

après une synthèse bibliographique sur la porosité on a essayé de développer différents modèles de l'effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux, tel que, (le coefficient de Poisson ν /porosité) et en particulier l'effet de la porosité sur le module d'élasticité longitudinal (le module de Young/porosité).

Il convient de noter que toutes les idées présentées considèrent la porosité comme un défaut, et que la présence de pores à l'intérieur d'un composite dégrade les propriétés mécaniques.

CHAPITRE V :

L'ANALYSE STATIQUE DES POUTRES
POREUSES REPOSE SUR FONDATION
ELASTIQUE

V-1) Introduction :

Le but de ce chapitre est de présenter les résultats numériques issus de l'analyse statique des poutres poreuses simplement supportées repose sur une fondation élastique de type Kerr. Cette analyse repose sur la théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé

Dans un premier temps, une solution analytique générale a été dérivée par l'application des équations d'équilibres en utilisant le principe de Hamilton et le modèle de poutre d'ordre élevé. Nous avons passé à un calcul adimensionnel afin de comparer les résultats avec quelques études existe dans la littérature. Ensuite, nous présentons une étude de l'effet de la porosité et la fondation élastique sur le comportement statique des poutres poreuses renforcées par des nanotubes de carbone. En fin, les résultats numériques du comportement statique des poutres nanocomposites avec porosité seront présentés et discutés.

V-2) Développement mathématique du présent modèle :

V-2-1) 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 (V-1) montre une poutre CNTRC ayant une longueur (L) et une épaisseur (h), reposant sur une fondation élastique de type (Kerr). Quatre modèles différents de la distribution des renforts à travers l'épaisseur sont pris en considération dans cette étude comme indiqué dans la Figure (V-2).

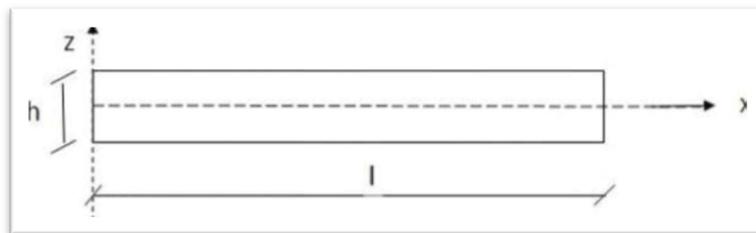


Figure V-1: Model de la poutre

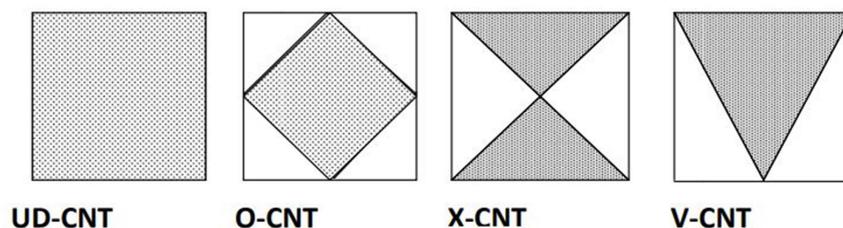


Figure V-2: Type de renforcement

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]

$$E_{11} = \eta_1 V_{cnt} E_{11}^{cnt} + V_p E_p \quad (5.1a)$$

$$\frac{\eta_2}{E_{22}} = \frac{V_{cnt}}{E_{22}^{cnt}} + \frac{V_p}{E_p} \quad (5.1b)$$

$$\frac{\eta_3}{G_{12}} = \frac{V_{cnt}}{G_{12}^{cnt}} + \frac{V_p}{G_p} \quad (5.1c)$$

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 :

$$V_{cnt} + V_p = 1 \quad (5.2)$$

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 CNTRC 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 2000].

Le module de Young de la matrice polymère, qui peut être fonction du changement de porosité, est défini par :

$$E^p = E_0^p (1 - p/p_c) \quad (5.3)$$

Où E_p est le module de Young effectif de la matrice poreuse avec la porosité P , E_0^p est le module de Young de matrice sans porosité, Où P_c est la porosité critique (seuil de percolation) à laquelle le module de Young effectif devient égal à zéro. Autres propriétés en termes de masse volumique (ρ) et coefficient de Poisson (ν), ceux-ci peuvent être définis comme :

$$\nu = V_{cnt} \nu^{cnt} + V_p \nu^p \quad (5.4a)$$

$$\rho = V_{cnt} \rho^{cnt} + V_p \rho^p \quad (5.4b)$$

Où V_{cnt} et V_p sont les fractions volumiques du CNT et de la matrice poreuse, respectivement. La masse volumique est peut également être fonction du changement de porosité

$$\rho^p = \rho_0^p (1 - p/p_c) \quad (5.5)$$

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 V-1, les fonctions mathématiques employées pour montrer les distributions de constituants matériels sont exprimés ci-dessous

- Poutre UD : $V_{cnt} = V^*_{cnt}$ (5.6a)

- Poutre O : $V_{cnt} = 2 \left(1 - 2 \frac{|z|}{h} \right) V^*_{cnt}$ (5.6b)

- Poutre X : $V_{cnt} = 4 \frac{|z|}{h} V^*_{cnt}$ (5.6c)

- Poutre V : $V_{cnt} = \left(1 + \frac{2z}{h} \right) V^*_{cnt}$ (5.6d)

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

$$V^*_{cnt} = \frac{W_{cnt}}{W_{cnt} + (\rho^{cnt}/\rho^m(1-W_{cnt}))} \quad (5.7)$$

Avec :

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

A partir les équations (5.6), on peut constater que les poutres du type O-CNT, X-CNT et V- CNT sont des poutres fonctionnellement graduées ou leurs propriétés matérielles varient d'une façon continue à travers leurs épaisseurs, alors que la poutre UD-CNT possède une distribution uniforme des renforts CNT.

Dans ce travail, les paramètres d'efficacité (η_i) du CNT associés aux fractions Volumiques (V^*_{cnt}) sont données comme suit:

$$\eta_1=1.2833 \text{ et } \eta_2=\eta_3=1.0566 \text{ pour } V^*_{cnt}=0.12 ;$$

$$\eta_1=1.3414 \text{ et } \eta_2=\eta_3=1.7101 \text{ pour } V^*_{cnt}=0.17 ;$$

$$\eta_1=1.3238 \text{ et } \eta_2=\eta_3=1.7380 \text{ pour } V^*_{cnt}=0.28 ;$$

V-2-2) Cinématique et équations constitutives:

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

$$u(x, z) = u_0(x) - z \frac{\partial w_b}{\partial x}(x) - f(z) \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (5.8a)$$

$$w(x, z, t) = w_b(x, t) + w_s(x, t) \quad (5.8b)$$

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 [Bouderba et al. 2013]:

$$f(z) = z - \frac{h}{\pi} \sin\left(\frac{h}{\pi} z\right) \quad (5.9)$$

Le champ de déformation associé au champ de déplacement est :

$$\varepsilon_x = \varepsilon_x^0 + zK_x^b + f(z)K_x^s \quad (5.10a)$$

$$\gamma_{xz} = g(z)\gamma_{xz}^s \quad (5.10b)$$

Où :

$$\varepsilon_x^0 = \frac{\partial u_0}{\partial x}, \quad K_x^b = -\frac{\partial^2 w_b}{\partial x^2}, \quad K_x^s = -\frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2}, \quad \gamma_{xz}^s = \frac{\partial w_s}{\partial x} \quad (5.10c)$$

$$g(z) = 1 - f'(z) \quad \text{et} \quad f'(z) = \frac{df(z)}{dz} \quad (5.10d)$$

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

$$\sigma_x = Q_{11}(z)\varepsilon_x \quad \text{et} \quad \tau_{xz} = Q_{55}(z)\gamma_{xz} \quad (5.11a)$$

$$\text{Avec : } Q_{11}(z) = \frac{E_{11}(z)}{1-\nu^2} \quad \text{et} \quad Q_{55} = G_{12}(z) \quad (5.11b)$$

V-2-3) Les équations du mouvement :

Les équations du mouvement sont établies à partir du principe d' Hamilton [Talha et Singh 2010].

$$(\delta U + \delta V) = 0 \quad (5.12)$$

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 :

$$\delta U = \int_0^L \int_{-h/2}^{h/2} (\sigma_x \delta \varepsilon_x + \tau_{xz} \delta \gamma_{xz}) dz dx \quad (5.13)$$

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

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

$$(N, M_b, M_s) = \int_{-h/2}^{h/2} (1, z, f) \sigma_x dz \quad \text{et} \quad Q = \int_{-h/2}^{h/2} (z) \tau_{xz} dz \quad (5.14)$$

La variation virtuelle de l'énergie potentielle de la charge externe :

$$\delta V = -\int_0^L [q + f_e](\delta w_b + \delta w_s) dx \quad (5.15)$$

Avec :

$$f_e = \frac{1}{1 + \frac{K_w}{K_c}} [K_w w - K_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} - \frac{K_s D_0}{K_c} \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2}] \quad (5.16)$$

Où: K_w, K_c et K_s sont les constantes de la rigidité de Winkler, kerr et cisaillement du pasternak qui sont données par :

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

En substituant les expressions de δU , δV des équations (5.13), (5.15) en les remplaçant dans l'équation (5.12) 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 :

$$\delta u_0: \frac{dN}{dx} = 0 \quad (5.17 a)$$

$$\delta w_b: \frac{d^2 M_b}{dx^2} + q - f_e = 0 \quad (5.17 b)$$

$$\delta w_s: \frac{d^2 M_s}{dx^2} + q - f_e = 0 \quad (5.17 c)$$

En substituant l'équation (5.10) dans l'équation (5.11) et en remplaçant les résultats suivants dans l'équation (5.14), les équations du mouvement en fonction des déplacements s'écrivent :

$$N = A_{11} \frac{du_0}{dx} - B_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - B^s_{11} \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (5.18 a)$$

$$M_b = B_{11} \frac{du_0}{dx} - D_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - D^s_{11} \frac{d^2 w_s}{dx^2} - D^s_{11} \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (5.18 b)$$

$$M_s = B^s_{11} \frac{du_0}{dx} - D^s_{11} \frac{d^2 w_b}{dx^2} - H^s_{11} \frac{d^2 w_s}{dx^2} \quad (5.18 c)$$

$$Q = A^s_{55} \frac{dw_s}{dx} \quad (5.18 d)$$

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

$$(A_{11}, B_{11}, D_{11}, B^s_{11}, D^s_{11}, H^s_{11}) = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{11} (1, z, z^2, f(z), f^2(z)) dz \quad (5.19 a)$$

et

$$A^{s}_{55} = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{55} [g(z)]^2 dz, \quad (5.19 b)$$

Les équations (5.10) peuvent être exprimées en termes de déplacement (u_0, w_b, w_s) en utilisant les deux équations (5.10) et (5.11), comme suit :

$$A_{11} \frac{\partial^2 u_0}{\partial x^2} - B_{11} \frac{\partial^3 w_b}{\partial x^3} - B_{11}^s \frac{\partial^3 w_s}{\partial x^3} = 0 \quad (5.20a)$$

$$B_{11} \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11} \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + q - f_e = 0 \quad (5.20 b)$$

$$B_{11}^s \frac{\partial^3 u_0}{\partial x^3} - D_{11}^s \frac{\partial^4 w_b}{\partial x^4} - H_{11}^s \frac{\partial^4 w_s}{\partial x^4} + A_{55}^s \frac{\partial^2 w_s}{\partial x^2} + q - f_e = 0 \quad (5.20 c)$$

V-2-4 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 :

$$\begin{pmatrix} u_0 \\ w_b \\ w_s \end{pmatrix} = \sum_{m=1}^{\infty} \begin{pmatrix} U_m \cos(\lambda x) e^{i\omega t} \\ W_{bm} \sin(\lambda x) e^{i\omega t} \\ W_{sm} \sin(\lambda x) e^{i\omega t} \end{pmatrix} \quad (5.21)$$

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 :

$$Q(x) = \sum_{m=1}^{\infty} Q_m \sin(\lambda x) \quad (5.22)$$

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

$$Q_m = \frac{2}{L} \int_0^L q(x) \sin(\lambda x) dx \quad (5.23)$$

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

$$m = 1 \text{ et } Q_1 = q_0 \quad (5.24 a)$$

Pour le cas de la charge uniformément répartie:

$$Q_m = \frac{4q_0}{m\pi}, (m=1,3,5\dots) \quad (5.24 b)$$

En substituant les expressions de u_0, w_b, w_s et q des équations (5.17) et (5.18) dans les équations du mouvement (5.16), les solutions analytiques peuvent être obtenus à partir des équations suivantes :

$$\begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} U_m \\ W_{bm} \\ W_{sm} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ Q_m \\ Q_m \end{pmatrix} \quad (5.25)$$

Avec:

$$S_{11}=A_{11}\lambda^2, S_{12}=-B_{11}\lambda^3, S_{13}=-B_{11}^s\lambda^3, S_{22}=D_{11}\lambda^4(K_W + K_S \lambda^2 + (K_S D_0 \lambda^6)/K_C)/(1 + K_W/K_C), S_{23}=D_{11}^s\lambda^4(K_W + K_S \lambda^2 + (K_S D_0 \lambda^6)/K_C)/(1 + K_W/K_C), S_{33}=H_{11}^s\lambda^4 + A_{55}^s\lambda^2(K_W + K_S \lambda^2 + (K_S D_0 \lambda^6)/K_C)/(1 + K_W/K_C) \quad (5.26 a)$$

V-3) Résultats et discussions :

Les résultats numériques de l'effet de divers paramètres de la fondation Kerr et la porosité sur le déplacement transversale et les contraintes adimensionnelles des poutres sont présentés et discutés. Les propriétés des poutres utilisées tout au long de ce travail sont données comme suit :

Poly méthacrylate de méthyle (PMMA) est utilisé comme matrice dont le coefficient de poisson $\nu^p = 0.3$, la masse volumique $\rho^p = 1190 \text{ kg/m}^3$ et le module de Young est $E^p = 2.5 \text{ GPa}$ [Zhu 2012].

Pour le matériau utilisé pour renforcer le matrice polymère, les nanotubes de carbone type armchair (10,10) est choisi avec les propriétés suivantes [Samadi 2012], $\nu^{\text{cnt}}=0.19$, $\rho^{\text{cnt}}=1400\text{kg/m}^3$, $E_{11}^{\text{cnt}}= 11600 \text{ GPa}$, $E_{22}^{\text{cnt}}=2210 \text{ GPa}$, $G_{12}^{\text{cnt}}= 1217.2 \text{ GPa}$.

La formule adimensionnelle suivante est utilisée pour l'analyse de la flexion.

$$\text{Pour l'analyse de flexion: } \bar{w} = 100 \frac{E_p h^3}{q_0 L^4} w, \bar{\sigma}_x = \frac{h}{q_0 L} \sigma_x \left(\frac{L}{2}, \frac{h}{2} \right), \bar{\tau}_{xz} = \frac{h}{q_0 L} \tau_{xz}(0,0)$$

Les résultats obtenus par la présente théorie pour l'analyse de la flexion de la poutre type UD-CNT avec et sans fondation élastique sont présentés dans les deux tableaux V-1 et V-2. On constate que les résultats trouvés sont proches de ceux obtenus par [TAGRARA 2015].

Tableau V-1: Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre type UD- CNT sous une charge uniformément répartie

V _{cnt} *	L/h	théorie	$\beta_w=0, \beta_s=0, \beta_c=\infty$			$\beta_w=0.1, \beta_s=0.02, \beta_c=\infty$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Tagrara	0.704	8.399	0.701	0.594	7.053	0.602
		present	0.703	8.459	0.718	0.593	7.103	0.617
	20	Tagrara	0.461	15.448	0.725	0.311	10.316	0.520
		present	0.461	15.479	0.746	0.311	10.336	0.536
0.17	10	Tagrara	0.449	8.268	0.704	0.403	7.374	0.638
		present	0.448	8.319	0.722	0.401	7.419	0.654
	20	Tagrara	0.307	15.384	0.726	0.232	11.568	0.575
		present	0.307	15.409	0.748	0.232	11.587	0.592
0.28	10	Tagrara	0.325	8.562	0.697	0.299	7.869	0.647
		present	0.324	8.633	0.713	0.299	7.933	0.662
	20	Tagrara	0.203	15.530	0.723	0.167	12.751	0.613
		present	0.202	15.566	0.743	0.167	12.781	0.631

Tableau V-2 : Déplacements et contraintes adimensionnels de la poutre type UD-CNT sous une charge sinusoïdale.

Vcnt*	L/h	Théorié	$\beta_w=0, \beta_s=0, \beta=\infty$			$\beta_w=0.1, \beta_s=0.02, \beta=\infty$		
			\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$	\bar{w}	$\bar{\sigma}_x$	$\bar{\tau}_{xz}$
0.12	10	Tagrara	0.562	6.970	0.472	0.475	5.890	0.399
		Present	0.561	7.025	0.486	0.474	5.937	0.411
	20	Tagrara	0.365	12.608	0.476	0.247	8.535	0.322
		Present	0.365	12.636	0.491	0.247	8.555	0.332
0.17	10	Tagrara	0.358	6.842	0.473	0.321	6.126	0.424
		Present	0.357	6.889	0.487	0.320	6.168	0.436
	20	Tagrara	0.243	12.543	0.476	0.184	9.520	0.362
		Present	0.243	12.567	0.491	0.184	9.539	0.373
0.28	10	Tagrara	0.260	7.130	0.472	0.259	7.194	0.485
		Present	0.259	7.194	0.485	0.239	6.632	0.447
	20	Tagrara	0.161	12.689	0.476	0.133	10.485	0.393
		Present	0.168	12.722	0.491	0.133	10.513	0.405

On peut remarquer que les poutres reposant sur les fondations élastiques ont les déplacements et les contraintes inférieures par rapport à ceux des poutres sans fondations élastiques.

On observe aussi que l'augmentation de la fraction volumique Vcnt rend les poutres CNTRC plus rigides. On constate à travers les résultats que la charge uniforme conduit à des flèches importantes contrairement à la charge sinusoïdale.

Tableau V-3: Déplacement à mi travée de différentes poutres pour différentes types fondations élastique sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$).

				$V_{cnt}^* = 0.12$				$V_{cnt}^* = 0.28$			
Bw	Bs	β_c	P%	UD-CNT	O-CNT	X-CNT	V-CNT	UD-CNT	O-CNT	X-CNT	V-CNT
0	0	∞	0	0.7026	1.1304	0.5547	0.8784	0.3244	0.5199	0.2567	0.4018
			2	1.0217	1.5306	0.8500	1.2050	0.4804	0.7126	0.4014	0.5585
0.1	0	∞	0	0.6612	1.0275	0.5285	0.8149	0.3153	0.4970	0.2509	0.3880
			2	0.9770	1.4327	0.8188	1.1438	0.4703	0.6906	0.3943	0.5450
0.1	0.02	∞	0	0.5928	0.8714	0.4838	0.7136	0.2988	0.4573	0.2404	0.3634
			2	0.8041	1.0896	0.6937	0.9140	0.4262	0.5996	0.3628	0.4867
0.1	0.02	0.1	0	0.4233	0.5456	0.3659	0.4799	0.2501	0.3498	0.2089	0.2926
			2	0.5386	0.6504	0.4879	0.5841	0.3328	0.4274	0.2936	0.3673

On remarque à travers le tableau (V-3) que la valeur la plus élevée est détectée dans le cas de X-CNT. Ceci peut être expliqué par la concentration du renfort près de la surface supérieure et inférieure qui favorise l'élargissement de la plage de la rigidité des poutres en X-CNT par rapport à la distribution UD-CNT et O-CNT. On remarque également que les fondation élastique (Winkler , Pasternak et Kerr) affecte positivement le déplacement des poutres (UD-CNT, O-CNT , X-CNT et V-CNT) et que le déplacement transversale diminue en présence du fondation élastique et vice versa. Les plus grandes valeurs de la flèche sont apparues dans le cas où la fondation élastique est négligée ($\beta_w = 0, \beta_s = 0, \beta_c = \infty$).

Si on compare l'effet des deux fractions volumique proposé, on remarque que leurs augmentation conduit à l'augmentation de la rigidité de la poutre et à la diminution de la flèche. L'augmentation du pourcentage de porosité entraîne une diminution du déplacement des poutres. Cette diminution est attribuée à l'augmentation de la rigidité de la poutre Physiquement, l'augmentation de la porosité conduit à la diminution de la rigidité et qui augmente le déplacement transversal. La diminution de la flèche représenté dans le tablau V-3 est due à la forme adimensionnelle utilisée.

TableauV-4 : L'effet de la porosité et la fraction volumique sur les déplacements des poutres de type X-CNT sous une charge uniformément répartie.

V_{cnt}^*	L/h	P=0%	P=0.5%	P=1%	P=2%
0.12	10	0.3744	0.3928	0.4156	0.4836
	20	0.2330	0.2386	0.2459	0.2696
	60	0.1083	0.1086	0.1089	0.1101
0.17	10	0.2735	0.2883	0.3068	0.3645
	20	0.1724	0.1766	0.1820	0.2001
	60	0.0908	0.0910	0.0914	0.0923
0.28	10	0.2240	0.2387	0.2574	0.3155
	20	0.1275	0.1318	0.1374	0.1561
	60	0.0703	0.0706	0.0709	0.0722

Le tableau V-4 représente l'effet de la porosité et la fraction volumique des nanotubes de carbone sur le déplacement transversale des poutres de type X-CNT en utilisant la théorie d'ordre élevé.

On remarque que la valeur de la flèche adimensionnelle la plus grande équivalant à la fraction volumique $V_{cnt}^*=0.12$ en suite diminue avec l'augmentation de la fraction volumique du nanotube.

On constate que l'augmentation de la fraction volumique rend la poutre plus rigide et supporte plus de charge. D'après le tableau V-4, le déplacement transversale diminue en fonction du rapport L/h. Cette diminution est due à la forme adimensionnelle utilisée. Pour résumé, plus la poutre est élancée (en augmentant L/h) plus le déplacement transversale augmente car la poutre devient beaucoup plus flexible.

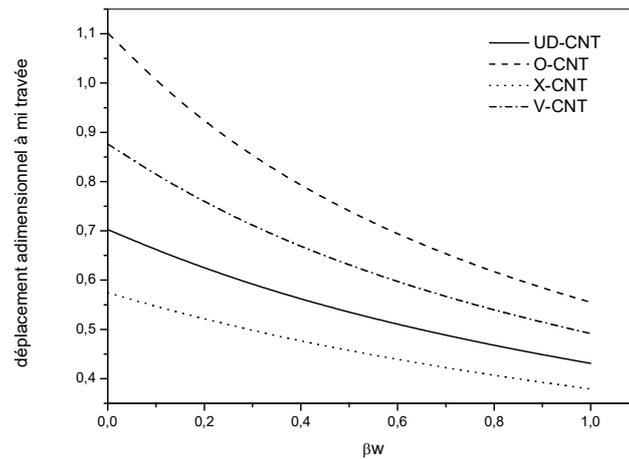


Figure V-3-a : Effet du Paramètre du module Winkler sur les déplacements Transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_s=0$; $\beta_c=\infty$; $V_{cnt}^*=0.12$ $p=0$).

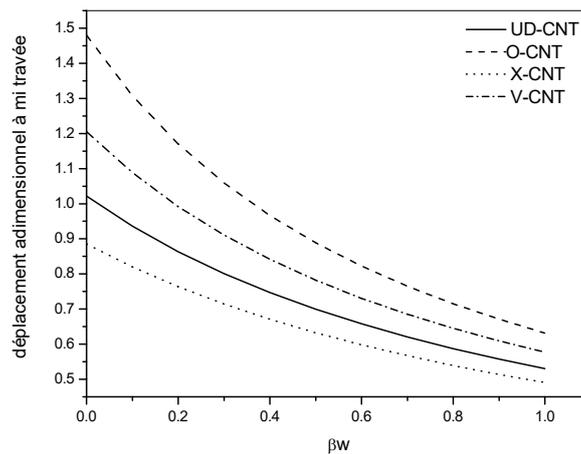


Figure V-3-b : Effet du Paramètre du module de Winkler sur les déplacements Transversaux adimensionnels des poutres poreuses CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_s=0$; $\beta_c = \infty$; $V_{cnt}^*=0.12$ $p=2\%$).

Les figures V-3-a et V-3-b présentent respectivement l'effet du paramètre du module Winkler sur la flèche des poutres avec et sans porosité pour différentes dispositions des nanotubes de carbone et qui sont soumises à une charge uniformément répartie. On observe que l'augmentation de ces deux paramètres diminue le déplacement transversal. Cette tendance de baisse de flèche est attribuée à la raideur de la fondation élastique. En effet, il se trouve que dans l'équation. (5.25) les paramètres de la fondation apparaissent dans la matrice de rigidité [S] d'où l'augmentation de la rigidité totale de la poutre CNTRC. On constate aussi que la poutre la plus

rigide est la poutre X-CNT avec une petite flèche suivie respectivement par les poutres UD-CNT, V-CNT et O-CNT.

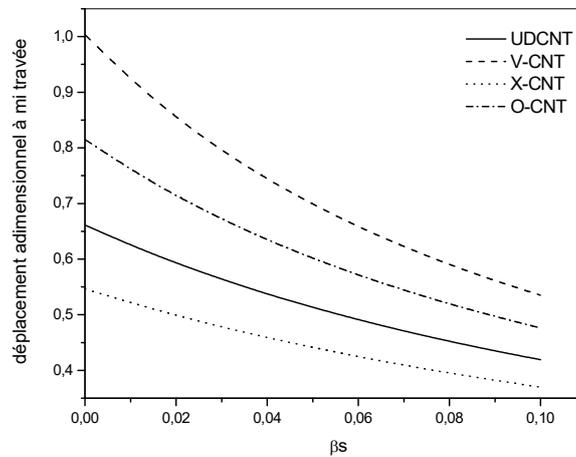


Figure V-4 -a : Effet du paramètre de Pasternak sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_w=0.1$; $\beta_c=\infty$; $V_{cnt}^*=0.12$, $p=0$)

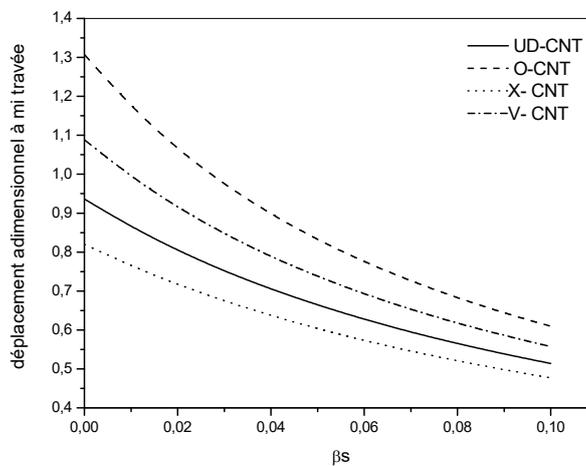


Figure V-4-b: Effet du paramètre Pasternak sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_w=0.1$; $\beta_c=\infty$; $V_{cnt}^*=0.12$; $p=2\%$).

Les résultats obtenus représentés sur les figures V-4-a et V-4-b, montrent l'effet du paramètre Pasternak sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties. Il est clair que les déplacements transversaux adimensionnels diminuent avec l'augmentation du paramètre Pasternak. Cette diminution de la flèche est attribuée à la raideur de la fondation élastique. De plus, la poutre renforcée sans porosité présente une

résistance à la flexion élevée par rapport à la poutre poreuse car celle-ci est affectée par l'augmentation de la porosité c-à-dire diminution de la rigidité.

Pour mieux comprendre l'impact du paramètre Winkler sur l'effet de la fondation élastique Kerr, une comparaison a été effectuée entre trois valeurs de $\beta_w = 0.1, 0.34, 0.6$. La figure V-5 illustre l'effet du paramètre Winkler sur la variation des déplacements adimensionnels à mi travée des poutres en fonction du paramètre kerr.

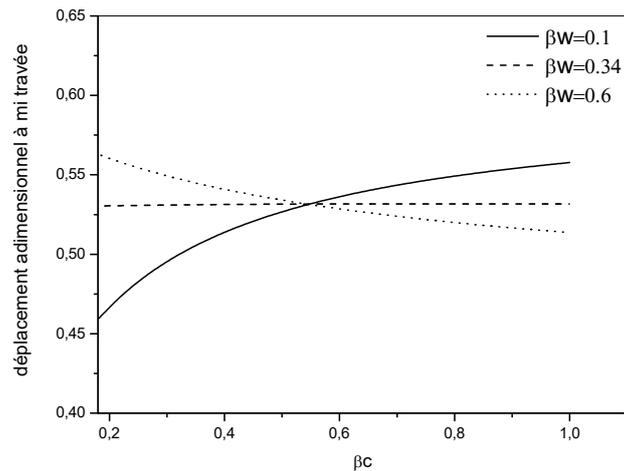


Figure V-5: l'effet du paramètre Winkler sur la variation des déplacements adimensionnel à mi travée des poutres en fonction du paramètre kerr sous des charges uniformément réparties.

Lorsque la valeur $\beta_w = 0.1$ on remarque que le déplacement augmente avec l'augmentation de la valeur du paramètre kerr β_c . Pour une valeur proche de 0.34 on remarque que la variation du paramètre kerr n'a pas une influence sur les déplacements. Pour les valeurs élevés de β_w , le déplacement diminue à mesure que la valeur du paramètre kerr augmente.

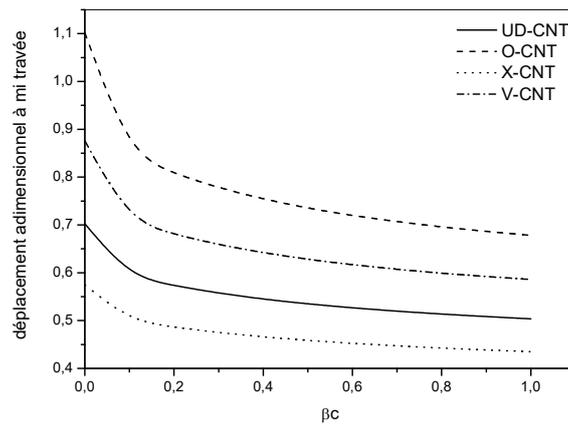


Figure V-6-a: Effet du paramètre Kerr sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_w=0.8$; $\beta_s=0.02$; $V_{cnt}^*=0.12$; $p=0\%$)

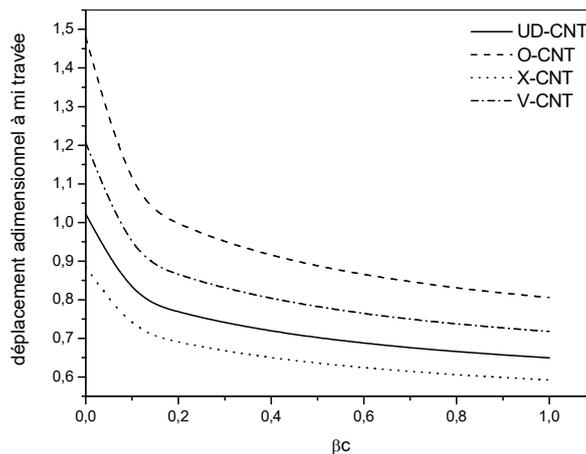


Figure V-6-b : Effet du paramètre Kerr sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties ($L/h=10$; $\beta_w=0.8$; $\beta_s=0$; $V_{cnt}^*=0.12$; $p=2\%$)

Les figures V-6-a et V-6-b montrent l'effet du paramètre Kerr sur les déplacements transversaux adimensionnels des poutres CNTRC sous des charges uniformément réparties. On observe que les déplacements transversaux diminuent lorsque le facteur de la constante du ressort β_c augmente, cette diminution est observée pour tous les types de distribution proposés. Il est à noter que, l'effet de divers type de distributions de CNT à travers l'épaisseur sur la charge critique du flambement adimensionnelle est observé dans les résultats, on peut constater que les plus grandes valeurs de la charge sont obtenu pour les poutres (X-CNT) et les plus faible celle

de (O-CNT). On peut conclure que la concentration du nanotube de carbone à la face supérieure et inférieure rend la poutre plus rigide.

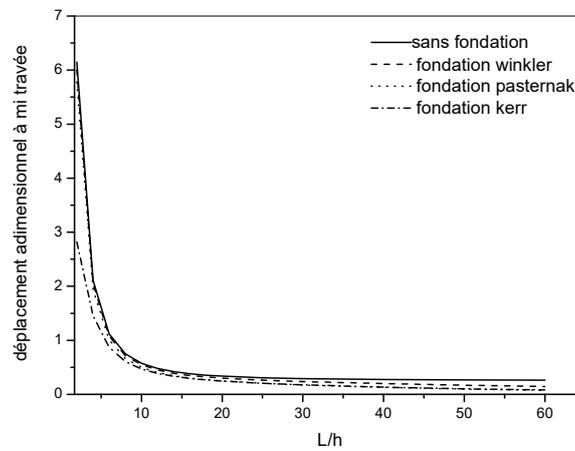


Figure V-7-a : Déplacements transversaux adimensionnels de la poutre X-CNT sur différents fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur L/h ($p=0$)

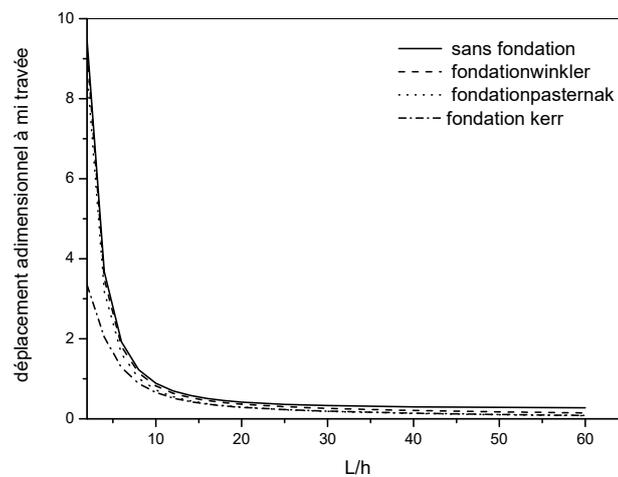


Figure V-7-b : Déplacements transversaux adimensionnels de la poutre X-CNT sur différents fondation élastique avec différents rapports d'épaisseur L/h ($P=2\%$)

Les figures (V-7-a et V-7-b) montres l'effet de rapport d'épaisseur (L/h) des nanotubes de carbone sur le déplacement de la poutre de sorte qu'une augmentation de ce rapport d'épaisseur entraîne une diminution du déplacement de la poutre. Il montre aussi une comparaison entre divers modèles de milieu élastique avec des conditions aux limites simplement supportées et une distribution (X-CNT) en utilisant la théorie des poutres raffinée trigonométrique. On constate que le type de milieu élastique Kerr donne les valeurs les plus basses de la flèche, tandis que les poutres sans fondation donnent les valeurs les plus grandes.

On peut conclure que la fondation impose sans existence, notamment la fondation de modèle Kerr qui représente une approximation proche de la réalité, par rapport au modèle de Pasternak qui met en contact directe la couche de cisaillement avec la surface de la structure de la poutre, or le modèle de Kerr les séparent avec une couche élastique. En terme de rigidité le modèle de Winkler a un impact faible par rapport aux autres modèles de fondation proposées.

En comparant les deux figures (V-7-a) et (V-7-b) on peut constater que les déplacements transversaux dimensionnels augmentent avec l'augmentation de la porosité. Physiquement, la porosité influe directement sur la rigidité de la poutre et augmente les déplacements transversaux .

V-3) Conclusion :

Le comportement statique des poutres poreuses composites renforcées par des nanotubes de carbone reposant sur fondation élastique constitué de deux couches de ressort interconnectées par une couche de cisaillement suggérée par (Kerr 1964) a été étudié.

Les poutres sont renforcées par des nanotubes de carbone à simple paroi avec quatre types de distribution de matériau de renforcement uniaxialement aligné. Il est à noter que les résultats ont montré la dépendance du comportement statique avec différents paramètres tels que le rapport géométrique, la fraction volumique, la fondation élastique, les types de renforcement et la porosité.

En outre, l'analyse de flexion montre que les poutres X-CNT sont des capacités de résistance très importantes que les autres poutres. Cela est attendu car les renforts CNT distribués près de la face sont plus efficaces pour augmenter la rigidité des poutres à ceux qui sont distribués près du plan médian. De plus, on observe également que les facteurs de constante de ressort ont un impact significatif sur la flexion des poutres.

À partir des résultats obtenus, il est conclu que le modèle Kerr offre un approche meilleure en terme de rigidité par rapport aux modèles Winkler et composites renforcées par des nanotubes de carbone influe sur leur rigidité Pasternak.

Les résultats obtenus indiquent que l'effet de la porosité dans une poutre poreuse en nano composites renforcées par des nanotubes de carbone influe sur leur rigidité.

CONCLUSION

GENERALE

Conclusion générale :

Nous avons, dans le cadre de ce travail, l'analyse statique d'une poutre en nanocomposite (FG-CNT) Reposant sur une Fondation élastique type Kerr et les différents paramètres pouvant influencer sur le comportement des poutres renforcées. Cette étude est basée sur la théorie du Théorie d'ordre élevé. Les poutres sont renforcées par des nanotubes de carbone selon quatre formes différentes. (UD-CNT, O-CNT, X-CNT et V-CNT). Au regard des résultats trouvés par la formulation proposée, on peut dire que la disposition des nanotubes de carbone dans la matrice polymère influe sur la flèche, on a trouvé que la distribution des renforts en forme X-CNT rend les poutres plus rigides tandis que la distribution en forme O-CNT les rend plus souples.

À partir des résultats numériques, il est conclu que la concentration des nanotubes en haut et en bas de la poutre poreuse renforcée conduit à une résistance élevée contre les déformations par rapport à d'autres types de renfort en termes d'analyses de déformation Les résultats révèlent que :

- Avec l'augmentation du pourcentage de porosité, la flèche augmente pour chaque type de poutre poreuse.
- La comparaison établie entre les flèches des poutres sous la charge uniforme et la charge sinusoïdale montre que les valeurs les plus significatives sont celle des poutres soumises à une charge uniforme.
- L'analyse de l'effet du rapport longueur sur l'épaisseur L/h a montré que la flèche augmente si le rapport longueur sur l'épaisseur augmente.
- L'augmentation des paramètres de la fondation élastique nous a donné une diminution de la flèche. Cependant, il a été montré que l'influence du paramètre de kerr est plus significative par rapport à paramètre de Pasternak et Winkler.

Après les résultats obtenus et pour mieux cerner le comportement mécanique d'une poutre en polymère renforcée par des nanotubes de carbone nous envisageons les perspectives suivantes:

- L'utilisation des différentes théories pour l'analyse de ; la flexion d'une poutre en polymère renforcée par des nanotubes de carbone sous diverses conditions d'appuis.
- L'analyse du comportement mécanique de la poutre en polymère renforcée par des nanotubes de carbone en utilisant la méthode des éléments finis.
- Introduire de l'effet de la température sur la flexion d'une poutre en polymère renforcée par des nanotubes de carbone.

Bibliographie

[A]

- [**AISSANI.KH 2016**] : Aissani Khadija , thèse Etude du comportement mécanique des macros et nano structures sur des fondations élastiques UNIVERSITE DJILLALI LIABES SIDI BEL ABBES.(2016)
- [**Ajayan 1993**] P.M. Ajayan, T.W. Ebbesen, T. Ichihashi, S. Iijima, K. Tanigaki, H. Hiura, *Nature*, 362 522 (1993).
- [**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.
- [**Ajayan et al. 2000**]: P. M. Ajayan, L. S. Schadler, C. Giannaris, A. Rubio, Singlewalled carbon nanotube-polymer 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
- [**Aubry 2009**]: C. Aubry, Développement et mise en oeuvre de structures textiles multifonctionnelles contenant des nanotubes de carbone – Application aux capteurs chimiques pour la détection de solvants, L'Université des sciences et technologiques de Lille, 2009
- [**Andrews 2002**]: R. Andrews, D. Jacques, D. Qian, T. Rantell, *Accounts of Chemical Research*, 2002, 35,1008-1017.
- [**Afaq. K.S. 2003**] : “Développement d'un Nouveau Modèle pour les Structures Composites Multicouches et Sandwichs avec Prise en compte du Cisaillement Transverse et des Effets de Bord”.
- [**Aydogdu.M 2005**]: “Vibration analysis of cross-ply laminated beams with general boundary conditions by Ritz method”, *International Journal of Mechanical Sciences* 47, pages: 1740-1755

[B]

- [**BEN SATTALAH 2016**] : COMPORTEMENT VIBRATOIRE D'UN NANOTUBE DE CARBONE SOUS L'EFFET THERMIQUE EN MILIEU ÉLASTIQUE Université Djillali Liabes de Sidi (2016).
- [**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).
- [**Belaidi 2007**]: O. Belaidi, mémoire de magister, Université de Tlemcen, 2007.
- [**Bethune 1993**] ; D. S. Bethune, C. H. Kiang, M. S. de Vries, G.
- [**Bandow 1997**]: Williams, K. A.; Thess, A.; Smalley, R. E.; Eklund, P. C. *The Journal of Physical Chemistry B* 1997, 101, 8839–8842.
- [**BOCCACCINI 1996**]: BOCCACCINI A. R., ONDRACEK, G., et MOMBELLO, E] :. Determination of stress concentration factors in porous materials. *Journal of materials science letters*, 1996, vol. 15 ,no 6, p. 534
- [**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
- [**Bakhti 2013**] Kaci, A., Bousahla, A.A., Houari, M.S.A., Tounsi, A., Adda Bedia, E.A. (2013), “Large deformation analysis for functionally graded carbon nanotube-reinforced composite plates using an efficient and simple refined theory”, *Steel and Composite Structures*, 14(4), 335-347.
- [**Bouderba 2013**] Houari, M.S.A., Tounsi, A. (2013), “Thermomechanical bending response of FGM thick plates resting on Winkler–Pasternak elastic foundations”, *Steel and Composite Structures*, 14(1), 85 – 104.

[C]

- [**Colomer 1998**]: Piedigrosso, P.; Willems, I.; Journet, C.; Bernier, P. Van Tendeloo, G.;Fonseca, A.; Nagy, J. B.; *Journal of the Chemical Society, Faraday Transactions* 1998, 94,3753–3758.
- [**Chiang, Brinson 2001**]:Smalley, R. E.; Margrave, J. L.; Hauge, R. H.; *The Journal of Physical Chemistry B* 2001, 105, 1157–1161.
- [**CLÉMENT 2013**]: CLÉMENT,Phillipe. Détermination des propriétés mécaniques de céramiques poreuses par essais de microindentation instrumentée sphérique. 2013. Thèse de doctorat. INSA de Lyon
- [**Cristhophe 2006**]:Seagate veut utiliser des nanotubes dans ses disques durs. Consulté à l'adresse <https://www.generation-nt.com/seagate-disques-durs-hddnanotubesactualite-15071.html>
- [**Chiang 2001**]:Brinson, B. E.; Huang, A. Y.; Willis, P. A.; Bronikowski, M. J. Margrave, J. L. Smalley, R. E.; Hauge, R. H.; *The Journal of Physical Chemistry B* 2001, 105, 8297– 8301.
- [**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.
- [**Col 2006**]: J. N. Coleman, U. Khan, W. J. Blau, Y. K. Gun'ko, *Carbon*, vol.44, pp.1624–1652, 2006

[**Celep 2007**]: Celep Z., Demir F. (2007), Symmetrically loaded beam on a two-parameter tensionless foundation, *Structural Engineering and Mechanics*, Vol. 27, No. 5, 555-574.

[**Civalek 2007**] : Civalek, Nonlinear analysis of thin rectangular plates on Winkler-Pasternak elastic foundations by DSC-HDQ methods. *Applied Mathematical Modeling* 31 (2007), 606-624.

[**Chandra 1987**]: Chandra S., Madhira R. Madhav , N.G.R.Iyengar, (1987), a new model for nonlinear subgrades. India MM8-HH.

[D]

[**DEAN 1983**]: DEAN, E. A. et LOPEZ, J. A. Empirical dependence of elastic module on porosity for ceramic materials. *Journal of the American Ceramic Society*, 1983, vol. 66, no 5, p. 366

[**C.Ducati 2006**]: K. Koziol, S. Friedrichs, T.J.V. Yates, M.S. Shaffer, P.A. Midgley, A.H.Windle, « Crystallographic Order in Multi-Walled Carbon Nanotubes Synthesized in the Presence of Nitrogen, Small », (2006) 774-784

[**Dillon 1999**]: Gennett, T.; Jones, K. M.; Alleman, J. L.; Parilla, P. A.; Heben, M. J. *Advanced Materials* 1999, 11, 1354–1358.

[**Duesberg, Burghard 1998**]: Muster, J.; Philipp, G.; *Chemical Communications* 1998, 435–436

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

[**C. Ducati 2006**] : K. Koziol, S. Friedrichs, T.J.V. Yates, M.S. Shaffer, P.A. Midgley, A.H.Windle, « Crystallographic Order in Multi-Walled Carbon Nanotubes Synthesized in the Presence of Nitrogen, Small », (2006) 774-784

[**Dillon 1999**]: Gennett, T.; Jones, K. M.; Alleman, J. L.; Parilla, P. A.; Heben, M. J. *Advanced Materials* 1999, 11, 1354–1358.

[**Dobromir 2012**]: Dobromir Dinev (2012), Analytical solution of beam on elastic foundation by singularity functions, *Engineering MECHANICS*, Vol. 19, No. 6, p. 381–392.

[**Dufort 2000**] : “Etude de cisaillement transverse dans des poutres stratifiés et sandwich: Aspect théorique et expérimentaux”. Thèse de doctorat de l’université Blaise Pascal-Clermont II.

[E]

[**C.Emmenger 2002**] : Nanostructures de carbone comme composants pour le stockage d'énergie dans les condensateurs électrochimiques à double couche (ECDL), thèse, Université de Fribourg (Suisse) 2002

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

[**Edwaerd 2013**]: Edwaerd Tsudik (2013), Analysis of structures on elastic foundation. J.ROSS publishing, p1-585.

[**EINSTEIN 1906**]: Einstein bestimmung der moleküldimensionen. *Annalen der Physik*, 1906, vol. 324, no 2, p. 289

[**Eisenberger 1987**]: Eisenberger, J. and buckling of a beam on a variable Winkler elastic foundation. *Journal of Sound and Vibration* 115 (Clastornik, Vibratio 1987), 233ns1 -24.

[**Eisenberger 1994**]: M. Eisenberger, Vibration frequencies for beams on variable one- and two-parameter elastic foundations. *Journal of Sound and Vibrations* 176(5) (1994), 577-584.

[**Emile 1994**] : Emile Youssef (1994), Etude théorique et expérimentale du flambement des pieux, *Matériaux*, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées.

[F]

[**Flory 1953**]: P. J. Flory, principle of polymer chemistry, Cornell university press: NY, 1953

[G]

[**Geim, A. K. , 2007**]; Novoselov, K. S.; *Nature Materials* 2007, 6, 183–191

[**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.

[**Guo et al. 1995**] “Catalytic growth of Single-Walled Nanotubes by laser vaporization”, *Chemical Physics Letters*, 243, (1-2), 6.

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

[**Goto, Furuta 2003**] Fujiwara, Y.; Ohashi, T.; US2003/0007924, 2003.

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

[M.A. Grado-Caffaro and M. Grado-Caffaro, 2008]; On ballistic transport in carbon nanotubes. *Optik*, 119(12):601–602, 15 September 2008.

[Goj 2004]: F. H. Gojny, M. H. G. Wichmann, U. Köpke, B. Fiedler and K. Schulte, *Composites Science and Technology*, vol. 64, Issue 15, pp.2363-2371, 2004.

[Gao 2005] : J.Gao, M. E.Itkis, A.Yu, E.Bekyarova, B.Zhao, R. C.Haddon, Continuous Spinning of a Single-Walled Carbon Nanotube in Nylon Composite Fiber. *Journal of the American Chemical Society* 2005, 127 (11), 3847-3854.

[Gse 1988]:C. G'Sell, Instabilités de déformation pendant l'étirage des polymères solides, *Revue de Physique Appliquée*, 23, 1085-1101(1988) .

[Gu 2008] : H. Gu and T. M. Swager, *Adv. Mater*, vol. 20, pp. 4433–4437, 2008.

[H]

[Hassani 2017]: Hassani Dhiba, mémoire de master, Etude de l'effet des nanoparticules sur l'endommagement de l'interface d'un Bio-nanocomposite, université Dr.Tahar Moulay de Saida,(2017).

[HASSELMAN 1962]: HASSELMAN, D. P. H On the porosity dependence of the elastic module of polycrystalline refractory materials. *Journal of the American Ceramic Society*, 1962, vol. 45 ,no 9, p. 452

[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

[Han, Y., Elliot, J, 2007]:“Molecular dynamics simulations of the elastic properties of polymer/carbon nanotube composites”, *Comp. Mater. Sci.*, 39, 315–323.

[I]

[Iijima 1991] Iijima, optique, thèse de doctorat, l'Université Montpellier] N. II, (2004). *Nature*, 354 :56 (1991).

[Iijima 1993] Iijima, Helical microtubules of graphitic carbon, *Nature*, 354,56(1993)

[Iijima 1996]:S. Iijima, C. Brabec, A. Maiti, J. Bernholc, Structural flexibility of carbon nanotubes,*Journal of Chemical. Physics*, 104 (5), 2089; (1996)

[Izard 2004] : Izard, nanotubes de carbone : Systèmes pour la limitation

[Iancu 2008]: Iancu-Bogdan, Teodoru; Vasile Muşat (2008), Beam elements on linear variable two-parameter elastic foundation, *Bul. Inst. Polit. Iaşi*, t. LIV (LVIII), f. 2.

[Iancu 2009.a]: Iancu-Bogdan Teodoru. EBBEF2p (2009.a), A Computer Code for Analysing Beams on Elastic Foundations, *Intersections/Intersecţi*, Vol.6, No.1.

[Iancu 2009.b]: Iancu-Bogdan Teodoru (2009.b), Beams On Elastic Foundation The Simplified Continuum Approach . *Bul. Inst. Polit. Iaşi*, t. LV (LIX), f. 4.

[Iancu 2014]: Iancu-Bogdan Teodoru (2014), Analysis of beams on elastic foundation: the finite differences approach, Gheorghe Asachi Technical University of Iasi 1-9.

[J]

[Journet .C, Bernier .P ,1998] “*Appl.Phys.A*”,67,1-9.

[K]

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

[KHEROUBI 2016] : KHEROUBI BOUMEDIENE these L'étude de l'effet multi-échelle de nouveaux matériaux et applications technologiques UNIVERSITE DJILLALI LIABES SIDI BEL ABBES(2016)

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

[kroto 1992] : R.W.Kroto, *Carbon*, 30, 1139. 1992; “special issue on Fullerenes”

[Kau 2001] : H.-H. Kausch, N. Heymans, C. J. G. Plummer, P. Decroly, *Matériaux polymères : propriétés mécaniques et physiques*, Presses polytechniques et universitaires romandes (2001)

[Khan 2007] : U. Khan, K. Ryan, W. J. Blau and J. N. Coleman, *Composites Science and Technology*, vol.67, Issues 15-16, pp. 3158-3167, 2007.

[Kim 2007]: J.Y. Kim, H.S. Park, S.H. Kim, *Journal of Applied Polymer Science*, 2007, 103, 1450-1457

[KOVÁČIK 2008]: Correlation between elastic modulus, shear modulus, poisson's ratio and porosity in porous materials. *Advanced Engineering Materials*, 2008, vol. 10, no 3, p. 250

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

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

[Karasin 2014]: Karasin Abdulhalim, Gultekin Aktas (2014), An approximate solution for plates resting on winkler foundation, International Journal of Civil Engineering and Technology (IJCIET), ISSN 0976 – 6308 (Print), ISSN 0976 – 6316(Online), Volume 5, Issue 11, November, pp. 114-124

[Kerr 1964]: Kerr, A.D. (1964), Kerr, Elastic and viscoelastic foundation models, J. Appl. Mech.-AS

[L]

[Lu 1997] :J. Lu, Elastic properties of carbon nanotubes and nanoropes. Phys Rev Lett 1997;79:1297–300.

[Laurent 1998]: Flahaut.E,Peigney.A,Rousset.A,(1998)“New J.Chem. ”,1229-1237

[Liu, J. Rinzler,A. G, 1998]: Dai, H.; Hafner, J. H.; Bradley, R. K.; Boul, P. J.; Lu, A. Iverson, T. Shelimov, K.; Huffman, C. B.; Rodriguez-Macias, F.; Shon, Y.-S. Lee, T. R.; Colbert, D. T.; Smalley, R. E.; Science 1998, 280, 1253–1256.

[LARIBI 2019]: thèse Etude du CONTRIBUTION A L'ETUDE DES PERFORMANCES DES COMPOSANTS AUX NANOTUBES DE CARBONE : APPLICATION AUX TRANSISTORS CNTFET(2019).

[Lee 1998]: H.P. Lee, Dynamic response of a Timoshenko beam on a Winkler foundation subjected to amoving mass. Applied Acoustics 55 (1998)

[Levinson 1980]“An accurate simple theory of the statics and dynamics of elastic plates”. Mechanics Research Communication, Volume 7, pages: 343-350

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

[Lee 2008] : S. H. Lee, M. W. Kim, S. H. Kim and J. R. Youn, European Polymer Journal, vol. 44, pp. 1620–1630, 2008.

[Liu 2008] : J. Liu, A. Rasheed, M. L. Minus, S. Kumar, Journal of Applied Polymer Science, vol. 112, pp. 142–156, 2009

[LFMC 2001]: L'industrie française des matériaux composites Etude stratégique réalisée par NODALCONSULTANTS Rapport final 17 décembre 2001.

[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.

[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.

[M]

[Marcoux 2002]: P. R. Marcoux, Réactivité et manipulation de nanotubes de carbonem monocouches : fonctionnalisation de surface par greffage covalent et mise en œuvre comme agent structurant, Thèse de doctorat, Université d'Angers, 2002.

[MARIN 1971]: MARIN, R. Bruce et HAYNES, Russell R Theoretical analysis of the Effects of Air Voids in Concrete. In : Journal Proceedings. 1971. p. 36

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

[Ma 2009]: Ma, J.W. Butterworth, G.C. Clifton, Static analysis of an infinite beam resting on a tensionless Pasternak foundation. European Journal of Mechanics A/Solids 28 (2009), 697-703.

[Madhav 2015]: Madhav Madhira, Abhishek S.V. and Rajyalakshmi K. (2015) Modelling Ground–Foundation Interactions, Innovations in Structural Engineering, 1-17, Conference Paper.

[Moing 2006]: Moingeon, F, « Synthèse de polymères dendronisés par polymérisation anionique » thèse de doctorat ; option chimie; Université Louis Pasteur Strasbourg I, (2006).

[N]

[Nikolaev 1999]: P. Nikolaev, M.J. Bronikowski, R. Kelley Bradley, F. Rohmund , D.T. Colbert, K.A. Smith et R.E. Smalley, CPL, 313 :91-97 (1999).

[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.

[O]

[OUKHLEF et al. 2011]: OUKHLEF, Aimad, AMBARI, Abdelhak, CHAMPMARTIN, Stéphane, et al Détermination de la distribution de tailles de pores d'un milieu poreux par la méthode des fluides à seuil. In : Congrès français de mécanique. AFM, Maison de la Mécanique, 39/41 rue Louis Blanc, 92400 Courbevoie, France (FR), 2011

[Ould Larbi 2013]: Kaci, A., Houari, M.S.A., Tounsi, A. (2013), "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

[P]

[S. PACCHINI 2008]: « Etude des potentialités des nanotubes de carbone dans le domaine hyperfréquence : Application à l'élaboration de matériaux nanocomposites et contribution à la miniaturisation de composants électromécaniques (NEMS) », thèse doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier, décembre 2008.

[PHANI 1987]: PHANI, PHANI, Kalyan Kumar et NIYOGI, S. K Young's modulus of porous brittle solids. *Journal of materials science*, 1987, vol. 22, no 1, p. 257

[Pötschke 2002]: P. Pötschke, T.D. Fornes, D.R. Paul, *Polymer*, 2002, 43, 3247-3255.

[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

[Pet, 2003] : *Compte Rendu de Physique*, vol.4, pp.967–974, 2003

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

[R]

[Rakrak 2018]: K. Rakrak, Etude de la vibration libre D'un nanotube en carbone , thèse doctorat, Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbes, (2018)

[L. V. Radushkevich 1952]: L. V. Radushkevich and V. M. Lukyanovich, *Zh. Fiz. Khim.* 26, 88 1952.

[S. Rizk]: Elaboration Et Caractérisation De Nanostructures Carbonées Par Procédé CDV Assisté Par Plasma Microonde, thèse, Université Henri Poincaré, Nancy I.

[Ray H. Baughman 2002]: Anvar A. Zakhidov, and Wait A. De Heer. Carbon nanotubes- the route toward applications. *Science*, 297(5582):787–792, August 2002.

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

[R. Saito 1998]: G. Dresselhaus, M. S. Dresselhaus, *Physical properties of carbon nanotubes*, World Scientific, 1998.

[R.V.Seidel 2004]: A. P. Graham, G. S. Duesberg, M. Liebau, E. Unger, F. Kreupl et W. Hoenlein, « Faster and smaller with carbon nanotubes », *Conference proceedings of GAAS 2004*, Amsterdam, Pays-Bas, 10-15 Octobre 2004, pp. 5-8, 2004

[S]

[Schartel 2005]: B. Schartel, P. Pötschke, U. Knoll, M. Abdel-Goad, *European Polymer Journal*, 2005, 41, 1061-1070.

[Shelimov, K. B.; Esenaliev, R. O ,1998]: Rinzler, A. G.; Huffman, C. B.; Smalley, R. E. *Chemical Physics Letters* 1998, 282, 429–434 [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.

[SPRIGGS 1961]: SPRIGGS, R. M Expression for effect of porosity on elastic modulus of polycrystalline refractory materials, particularly aluminum oxide. *Journal of the American Ceramic Society* ,1961, vol. 44, no 12, p. 628

[Smalley, Wang 2006]: Hauge, R. H.; Shan, H.; WO 2006/072085, 2006.

[Sui 2008]:G. Sui, W. H. Zhong, X. P. Yang, Y. H. Yu and Zhao, *Polym. Adv. Technol*, vol.19, pp. 1543-1549, 2008.

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

[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.

[Selvadurai 1979]: Selvadurai A.P.S. (1979), *Elastic analysis of soil-foundation interaction*, *Developments in Geotech Eng.*, vol. 17, Elsevier scientific publishing comp

[T]

[**Tagrara 2016**]: S. H. Tagrara, Analyse de la flexion statique, le flambement et la vibration des structures composites renforcées par des nanotubes de carbone, thèse doctorat, Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbès, (2016).

[**R.Thibault 2008**]: « Etude de nano-systèmes électro-mécaniques (NEMS) à base de nanotubes de carbone pour applications hyperfréquences ». these doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier, décembre 2008

[**Tagrara 2017**]: S. H. Tagrara, Analyse de la flexion statique, le flambement et la vibration des structures composites renforcées par des nanotubes de carbone, Thèse de doctorat, Université Djilali Liabès de Sidi Bel Abbès, 2016

[**Thostenson 2006**]: E. T.Thostenson, T. W.Chou, Processing-structure-multi-functional property relationship in carbon nanotube/epoxy composites. Carbon 2006, 44 (14), 3022-

[**Tho 2005**]:3029. E. T. Thostenson, C. Li, T-W. Chou, Composites Science and Technology, vol. 65, pp.491–516, 2005

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

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

[**S.P.Timoshenko et J.M.Ger 1972**]: “Mechanics of Materials”. New York: D.VanNostrand Company.

[W]

[**Weiss 2010**]: P.Weiss ,Société Francophone de Biomatériaux Dentaires Datede créationdu document ,(2010)

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

[**Wang 2009**]: S. R.Wang, R.Liang, B.Wang, C.Zhang,. Carbon 2009, 47 (1), 53-57.

[**Wang,2012**]: Wang.D,G. Yang, Q. Ma, M. Wu, Y. Tan, Y. Yoneyama, N. Tsubaki, ACS Catal. 2, 1958 1966,(2012).

[X]

[**Xu 2005**]: Peng, H.; Hauge, R. H.; Smalley, R. E.; Nano Letters 2005, 5, 163–168.

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

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

[Y]

[**M.T. Yin et Cohen 1983**]: Physical Review Letter, 50:2006 (1983).

[**Yas , M.H., Samadi N. 2012**]: “Free vibrations and buckling analysis of carbon nanotube-reinforced composite Timoshenko beams on elastic foundation”, International Journal of Pressure Vessels and Piping, 98, 119 – 128.

[**Yam 1995**]: T. Yamabe, Synthetic Metals, vol.70, pp.1511-1518, 1995Ramirez et S.H. Glarum, Science, 263 :1744 (1994).

[Z]

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

[**Zimmerman 2000**] : Bradley, R. K.; Huffman, C. B.; Hauge, R. H.; Margrave,J.L,Chemistry of Materials 2000, 12, 1361–1366.

[**Zidour 2012**] : M. Zidour, Etude du comportement mécanique des nanotubes en carbone entourés par une matrice polymère, Thèse de doctorat, Université Djilali Liabès de Sidi Bel Abbès, 2012.

[**Zimmos 1987**]: Zimmos P. Mourwlatos AND Michael G. Parsons (1987), A finite element analysis of beams on elastic foundation including shear and axial effects Computer and Structures Vol. 27. No. 3. pp. 323-331

[**Zhou 1993**]: D. Zhou, A General solution to vibrations of beams on variable Winkler elastic foundation.Computers & Structures 47 (1993), 83-90.

[**Zhou 2004**]: Zhou, X., Shin, E., Wang, K. W., & Bakis, C. E. (2004), Interfacial damping characteristics of carbon nanotube-based composites, Composites Science and Technology, 64(15), 2425–2437