

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHESCIENTIFIQUE
UNIVERSITE DJILLALI LIABES – SIDI BEL ABBES



FACULTE DES SCIENCES EXACTES
DEPARTEMENT MATERIAUX ET DEVELOPPEMENT DURABLE

THESE DE DOCTORAT

Filière : Physique

Spécialité : Physique énergétique et sciences des Matériaux

Sujet de thèse

Etude du comportement mécanique des structures en polymère renforcées par des nanotubes de carbone

Présenté par : *Mr BOULAL Ammar*

Soutenu le 06 / 07 / 2021 devant le jury composé de :

Président : BENZAIER Abdelnour	Professeur	UDL SIDI BEL ABBES
Directeur de thèse : ZIDOUR Mohammed	Professeur	UNIV-TIARET
Co- Directeur de thèse : HEIRECHE Houari	Professeur	UDL SIDI BEL ABBES
Examineurs : SEMMAH Abdelwahed	MC « A »	UNIV-RELIZANE

Année Universitaire : 2020/2021

Remerciements

Voilà venue une étape très importante dans ma vie, je crois que c'est le premier pas dans le monde de la recherche qui ne finira jamais. Je remercie mon Dieu pour son aide et sa protection et je le prie encore pour m'aider à apprendre plus.

Je voudrais remercier ma mère pour son amour et son sacrifice. J'exprime mes profonds remerciements à mon père qui nous a protégés tout le temps et qui nous a quitté très top (REBI YERHMAK cher père). Merci à mes sœurs et frères pour leurs encouragements.

*J'adresse aussi mes remerciements au docteur **BOURADA FOUAD** pour sa patience vis-à-vis de mes nombreuses questions, son enthousiasme et son optimisme m'ont été d'un encouragement permanent.*

*Je remercie vivement mon directeur de thèse Monsieur **ZIDOUR Mohamed** professeur à l'université Ibn Khaldoune de TIARET, pour m'avoir proposé ce sujet, pour sa confiance qu'il m'a accordée au cours de la réalisation de cette étude, pour sa disponibilité et les qualités scientifiques de son encadrement.*

*Mille merci à mon Co-encadreur Monsieur le professeur **H.HEIRECHE** de l'Université Djillali Liabes de Sidi Bel Abbes et cœur battant de ce laboratoire, pour son accueil au sein du Laboratoire de modélisation et simulation multi-échelle pour exprimer toute ma reconnaissance pour leurs conseils avisés, leur rigueur scientifique et leur présence tout au long de ces cinq années de travail.*

*Je remercie monsieur le professeur **BENZAIR Abdennour** de l'université Djillali Liabes de SIDI BELABBES et qui m'ont fait l'honneur de présider ma thèse.*

*Je remercie monsieur le professeur **TOUNSI Abdelouahed** de l'université Djillali Liabes de SIDI BELABBES et qui m'ont fait l'honneur d'avoir accepté d'examiner cette thèse et de participer au jury.*

*Je remercie monsieur **SEMMAH Abdelwahed** Professeur à l'université de Relizane pour avoir accepté de participer à ce jury.*

Aussi, je tiens à remercier les chercheurs du laboratoire des matériaux et Hydrologie pour m'avoir fait profiter de leurs connaissances et pour leur aide.

Je remercie également tous les enseignants du Département de physique énergétique (Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbes).

*Enfin, je tiens plus particulièrement à remercier mes collègues, **Medani Mohammed, LOUNIS Abdelmadjid** et cher Professeur Monsieur **LOUNIS Mourad** pour leurs encouragements et leurs aides, merci.*

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

Merci à toutes et à tous.

Dédicace

A nos chers parents qui nous ont guidés durant les moments les plus pénibles de ce long chemin.

A Nos mères qui ont été là à nos côtés et nous ont soutenu durant toute notre vie.

A Nos pères qui ont sacrifié toute leur vie afin de nous voir devenir ce que nous sommes.

A ma famille.

A mes sœurs et frères.

A ma femme.

A mes amis Ayoub, Tajeddine, Adel, Sid Ali et Mohammed Hammadi.

A ma promotion.

A toutes les personnes qui m'ont aidé à poursuivre mes études.

Enfin à tous ceux qui nous sont très chers.

Résumé

Cette thèse de doctorat traite l'étude du comportement du flambement de plaques composites renforcées par des nanotubes de carbone, reposant sur une fondation élastique, suggérée par (Kerr 1964). Les NTC's sont considérés à simple paroi avec trois types de distributions de matériau de renforcement aligné uniaxialement. Le principe de Hamilton a été utilisé afin d'obtenir les équations énergétiques dont l'énergie virtuelle potentielle résultante de la fondation élastique est impliquée. La réponse de la plaque CNTRC au flambement a été déterminée par l'introduction des paramètres adimensionnels en se basant sur la théorie de déformation par cisaillement d'ordre élevé (HSDT). Les modèles mathématiques fournis et les solutions actuelles sont validés numériquement par comparaison avec les résultats disponibles dans la littérature. Les résultats ont montrés la dépendance de flambement sur les différents paramètres dont les rapports d'aspect, la fraction volumique, les types de distribution et l'épaisseur des plaques ainsi que les paramètres des facteurs constants de la fondation Kerr. Il a été révélé que la plaque avec ou sans fondation élastique renforcée par X-CNT présente une résistance élevée au phénomène de flambement par rapport aux autres types de renforcement UD et O-NTC. Par ailleurs, le modèle de fondation Kerr offre une meilleure approche en termes de rigidité comparé au modèle de Winkler et de Pasternak pour étudier les caractéristiques de flambement de ce type de structures.

Mots clés : Flambement; Plaque ; Fondation Kerr; Matériel de renfort; Nanotube de carbone ; Fraction volumique.

Abstract

The present doctoral thesis studies the buckling behaviour of carbon nanotube reinforced composite plates resting on elastic foundation, suggested by (Kerr 1964). The CNTs considered are single-walled with three types of uniaxially aligned reinforcing material distributions. Hamilton's principle was used to obtain the energy equations in which the resulting virtual potential energy of the elastic foundation is involved. The buckling response of the CNTRC plate was determined by introducing the dimensionless parameters based on the high order shear deformation theory (HSDT). The provided mathematical models and the actual solutions are numerically validated by comparison with available results in the literature. The results showed the dependence of buckling on different parameters including aspect ratios, volume fraction, distribution types and plate thickness as well as Kerr foundation constant factor parameters. It has been revealed that the plate with or without elastic foundation reinforced by X-CNT has a high resistance to buckling phenomenon compared to other types of UD and O-NTC reinforcement. Furthermore, the Kerr foundation model offers a better approach in terms of stiffness compared to the Winkler and Pasternak model to study the buckling characteristics of this type of structures.

Keywords: Buckling; Plate; Kerr foundation; Reinforcement material; NanoTubes of carbon; Volume fraction.

ملخص

تتناول أطروحة الدكتوراه هذه دراسة سلوك انبعاج اللوحات المركبة مدعمة بأنابيب الكربون النانوية والتي تركز على قاعدة مرنة مثلما اقترحه (كار، 1964). تتشكل أنابيب الكربون النانوية من جدار بسيط بثلاث أنواع من توزيع مادة التدعيم مصطفة بشكل أحادي المحور. تم استخدام مبدأ هاملتون من أجل الحصول على معادلات الطاقة المتضمنة للطاقة الافتراضية الكامنة الناتجة عن القاعدة المرنة. تم تحديد استجابة لوحة البوليمير المدعمة بأنابيب الكربون النانوية للانبعاج عن طريق إدراج عوامل منعومة الأبعاد و ذلك بالاستناد لنظرية الترتيب العالي (HSDT). كما أنه تم تأكيد رقمياً النماذج الرياضية الموفرة والحلول الحالية عن طريق المقارنة مع النتائج المتوفرة في المؤلفات. بينت النتائج اعتماد الانعراج على مختلف العوامل بما في ذلك علاقات الشكل، الكسر الحجمي، أنواع التوزيع و سمك اللوائح و العوامل الثابتة لقاعدة كار. تبين أن اللوحة مع أو بدون قاعدة مرنة مدعمة بـX-CNT تظهر مقاومة كبيرة لظاهرة الانبعاج مقارنة بأنواع أخرى من التدعيم UD وO-NTC. علاوة على ذلك، يوفر نموذج قاعدة كار مقارنة أفضل من ناحية الصلابة مقارنة بنموذج وينكلار و باسترناك وذلك من أجل دراسة خصائص انبعاج هذا النوع من البنية.

الكلمات المفتاحية :

انبعاج، لوحة، قاعدة كار، مادة التدعيم، أنبوب الكربون النانوي، الكسر الحجمي

SOMMAIRE

Résumé	I
Sommaire	IV
Liste des figures	VII
Liste des tableaux	X
Liste des abréviations	XI
Liste des notations	XII
Introduction générale	01

Chapitre I : Généralité sur les nanotubes de carbone

I.1 Introduction.....	06
I.2 Généralité sur le carbone.....	07
I.3 Les formes allotropiques du carbone	07
I.3.1 Les structures cristallines du graphite.....	08
I.3.2 Les structures cristallines du diamant.....	08
I.3.3 Carbones "mal organisés".....	10
I.4 Les différentes formes développées du carbone.....	10
I.4.1 Fullerènes.....	10
I.4.2 Du (C ₆₀) aux nanotubes monocouches.....	11
I.4.3 Nanotubes multifeuillets (ou multiparois).....	13
I.4.4 Nanotubes monofeuillets (ou monoparois).....	14
I.5 Synthèse de nanotubes.....	15
I.5.1 Méthode de l'arc électrique.....	16
I.5.2 Méthode d'ablation laser.....	17
I.5.3 Méthode de dépôt chimique en phase vapeur.....	18
I.5.4 Décomposition catalytique (HiPCO).....	21
I.6 Purification des nanotubes.....	22
I.6.1 Les méthodes chimiques.....	23
I.6.2 Les méthodes physiques	23
I.6.3 Ouverture des nanotubes.....	25
I.7 Propriétés des nanotubes de carbone.....	26
I.7.1 Propriétés mécaniques.....	27
I.7.2 Propriétés thermiques.....	27
I.7.3 Propriétés optiques.....	28
I.7.4 Propriétés de capillarité.....	33
I.7.5 Propriétés électroniques.....	34
I.8 Défauts des nanotubes de carbone.....	35
I.9 Applications des nanotubes de carbone.....	37
I.9.1 La technique AFM.....	38
I.9.2 Fibres à base de (NTC).....	39
I.10 risques et préventions.....	40
I.11 Une production mondiale exponentielle.....	42
I.10 Conclusion.....	43

**Chapitre II : Les nanocomposites
(polymère-nanotubes de carbone)**

II.1 Introduction	45
II.2 Notions Fondamentales sur la structure des polymères.....	46
II.3 Différentes classes de polymères.....	48
II.3.1 Classification selon l'origine.....	48
II.3.2 Classification selon l'architecture	48
II.3.3 Classification selon la structure chimique.....	49
II.3.4 Classification selon le comportement thermique.....	49
II.4 Structures moléculaire des polymères solides.....	51
II.4.1 Polymères amorphes	51
II.4.2 Polymères semi-cristallins.....	52
II.5 Applications des polymères.....	52
II.6 Du composite au nanocomposite	53
II.6.1. Les matériaux composites.....	54
II.6.2. Qu'est-ce qu'un matériau nanocomposite.....	55
II.6.3 Classification des nanocomposites.....	55
II.6.3.1 Les composites à matrice organique.....	55
II.6.3.1.1 Les composites à matrices thermoplastiques.....	55
II.6.3.1.2 Les composites à matrices thermodurcissables.....	56
II.6.3.2 Les composites à matrice métallique.....	56
II.6.3.3 Les composites à matrice céramique.....	56
II.6.4 Propriétés des nanocomposites (polymère/NTC).....	56
II.6.4.1 Propriétés électriques	56
II.6.4.2 Propriétés thermiques	57
II.6.4.3 Propriétés mécaniques	57
II.6.4.4 Comportement au feu	58
II.6.4.5 Propriétés optiques et photovoltaïques.....	58
II.6.5 Interface matrice-renfort dans les nanocomposites à matrice polymère.....	59
II.6.6 Elaboration des nanocomposites polymères.....	59
II.6.6.1 Mise en œuvre dans le fondu.....	59
II.6.6.2 Mise en solution.....	60
II.6.6.3 Polymérisation in Situ.....	60
II.6.7 Dispersion des renforts.....	61
II.6.7.1 Utilisation des ultrasons.....	61
II.6.7.2 Dispersion mécanique par tricylindre.....	62
II.7 Marché mondiales des NTC.....	63
II.8 Conclusion.....	65

**Chapitre III : Généralités sur les théories des plaques
et les approches des fondations élastiques**

III.1. Introduction	67
III.2. Définition d'une plaque	68
III.3. Théorie de déformation des plaques.....	68
III.3.1. Théorie classique des plaques minces (CPT).....	69
III.3.2. Théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDPT)	70
III.3.3. Théories de déformation en cisaillement d'ordre supérieur (HSDPT)	71
III.4 Les fondations élastiques.....	73

III.4.1 Différents modèles des fondations élastiques.....	73
III.4.1.1 Modèle de Winkler	74
III.4.1.2 Modèle élastique continue	75
III.4.1.3 Modèle de Filonenko-Borodich.....	75
III.4.1.4 Modèle d'Hetenyi.....	76
III.4.1.5 Modèle de Pasternak.....	77
III.4.1.6 Modèle de Reissner.....	78
III.4.1.7 Modèle de Vlazov et Leontiev	79
III.4.1.8 Model de Kerr.....	80
III.5 Conclusion	81

Chapitre IV: Revue des travaux antérieurs sur les CNTRC

IV.1 Introduction.....	83
IV.2 La mesure de l'état de dispersion des nanotubes de carbone dans la matrice polymère	84
IV.3 La faible liaison interfaciale entre les NTC et le polymère	86
IV.4 Comportement des structures FG-CNT au flambement par différentes théories de déformation par cisaillement.....	89
IV.5 Problème de La stabilité des plaques et poutres CNTRC sous charges thermiques	90
IV.6 Comportement statique des poutres / plaques sur fondation déformable	93
IV.7 Comportement dynamique des poutres / plaques sur fondation déformable.....	94

Chapitre V : Formulation théorique de flambement de plaques CNTRC reposant sur la fondation élastique Kerr

V.1 Introduction.....	100
V.2 Plaques CNTRC.....	100
V.3 Équation du mouvement.....	103
V.4 Conclusion.....	109

Chapitre VI : Résultats et discussions

VI.1 Introduction.....	111
VI.2 Résultats et discussions	111
VI.3 Conclusion.....	133
Conclusion générale	135
Bibliographie	137

Liste des figures

Figure I.1	Représentation des différentes hybridations des orbitales de l'atome de carbone.....	07
Figure I.2	La séquence des couches en graphite hexagonal (a) et rhomboédrique (b).....	08
Figure I.3	Structure du diamant.....	09
Figure I.4	Du C ₆₀ au C ₈₀ : les atomes ajoutés au C ₆₀ pour obtenir le C ₇₀ et le C ₈₀ sont représentés en bleu.....	11
Figure I.5	Image TEM d'un nanotube multicouche, monocouche et le fullerène.....	12
Figure I.6	Représentation graphique d'un MWNT (à gauche) et image de microscope électronique à transmission d'un MWNT (à droite).....	14
Figure I.7	Structures possibles des MWNT. Gauche : type poupée russe. Droite : type rouleau de parchemin.....	14
Figure I.8	la structure (zigzag, armchair et chiral)	15
Figure I.9	Représentation graphique d'un SWNT (gauche) et image de microscope électronique à transmission de plusieurs SWNT (droite).....	15
Figure I.10	Schéma d'un réacteur de synthèse de nanotubes de carbone par la méthode de l'arc électrique.....	16
Figure I.11	Schéma de principe d'un dispositif par ablation laser.....	16
Figure I.12	Réacteur de synthèse laser continu (CO ₂) de l'ONERA (à gauche), photo prise de réacteur de l'ONERA (à droite).....	17
Figure I.13	Schéma d'un réacteur CVD pour la croissance des (NTC).....	18
Figure I.14	Nanotubes synthétisés par CVD : a. (MWNT) désorientés b. (SWNT) orientés verticalement par soutien mutuel.....	18
Figure I.15	Schéma du dispositif expérimental utilisé pour la croissance des (SWNT) et des nanotubes biparois par (HFCVD) avec un suivi optique in situ.....	21
Figure I.16	A gauche : Schéma du Production de nanotubes par méthode HiPCO droite: Image TEM de nanotubes (HiPCO).....	22
Figure I.17	Image des NTC après procédure d'ultracentrifugation, les SWNTs et m-SWNT avec petit diamètre, les SWNTs à grand diamètre, et les fagots séparés (à gauche) Spectre d'absorption optique (à droite).....	23
Figure I.18	Réseau direct et réseau réciproque du graphène.....	29
Figure I.19	Structure de bande électronique du graphène dans l'approximation des liaisons fortes (liaisons π prenant en compte le premier voisin). L'agrandissement représente la dispersion conique (cône de dirac) au bord du point K.....	30
Figure I.20	Représentation des vecteurs d'onde permis dans les nanotubes de carbone adaptée de: (a) Nanotube Armchair (5,5), (b) nanotube Zig-Zag (8,0) ; PZB est l'abréviation de première zone de Brillouin. Il est également à noter que k_{\perp} est l'équivalent de \vec{K}_1 et que k est l'équivalent de \vec{K}_2	32
Figure I.21	(a) Image MET d'un cristal de KI au sein d'un SWNT de 1,4 nm de diamètre. Ce cristal ne comporte que deux rangées d'ions à peine. Chaque point noir sur l'image correspond à une paire K-I. Le trait continu délimitant le cristal correspond à la paroi du nanotube. (b) Modélisation du cristal observé en MET.....	34
Figure I.22	Propriétés électroniques des nanotubes de carbone monocouche en fonction de leurs indices de chiralité (n, m).....	34

Figure I.23	Courbure présente dans un réseau graphitique (a) heptagone introduit dans le réseau (b) pentagone introduit dans la structure de graphite.....	35
Figure I.24	Défauts pentagonaux et heptagonaux se traduisant par : (a) un coude (b) des jonctions Y (c) un changement de diamètre.....	36
Figure I.25	Image (MET) d'un échantillon de nanotubes (collerette brute produite par arc électrique). On peut distinguer, en plus des (SWNTs), des particules de catalyseur et deux formes de carbone amorphe.....	36
Figure I.26	NTC à l'extrémité d'une pointe.....	39
Figure I.27	Procédé de filage par coagulation dans un bain en Co-écoulement mis au point.....	39
Figure I.28	a. Fibres composites à base de (SWNT) b. (A~C) Fibres et tresses à partir de (MWNT)	40
Figure I.29	Estimation de l'évolution de la capacité de production mondiale de NTC.....	42
Figure II.1	Les liaisons entre les atomes dans les polymères.....	47
Figure II.2	Classification des architectures macromoléculaires.....	48
Figure II.3	Structure d'un polymère amorphe.....	51
Figure II.4	Structure d'un polymère semi cristallin.....	52
Figure II.5	Représentation schématique d'un matériau composite.....	54
Figure II.6	Evolution de la conductivité thermique dans un nanocomposite à matrice polyuréthane, avec des MWNTs modifiés par deux voies chimiques différentes.....	57
Figure II.7	Méthodes d'élaborations des nanocomposites polymères.....	59
Figure II.8	Préparation in-situ des nanoparticules inorganiques dans des micelles inverses pour l'élaboration de nanocomposites polymères.....	60
Figure II.9	L'influence de la dispersion des (CNTs) par ultrasons.....	61
Figure II.10	Schéma du circuit d'un fluide dispersé par r tricylindre.....	62
Figure II.11	Actions mécaniques exercées sur le fluide (Source : IPAT TU-Braunschweig.....	63
Figure II.12	Production mondiale de plastiques 1950-2011.....	64
Figure II.13	Marché de l'utilisation finale des plastiques.....	65
Figure III.1	Géométrie d'une plaque de forme géométrique arbitraire.....	68
Figure III.2	Illustration de la plaque de Love Kirchhoff.....	69
Figure III.3	Déformation d'une plaque mince.....	69
Figure III.4	Cinématique de Timoshenko.....	71
Figure III.5	Illustration de la plaque d'ordre élevé.....	71
Figure III.6	Modèle de Winkler.....	74
Figure III.7	Tassement du sol dû à une charge concentrée pour le modèle élastique continue.....	75
Figure III.8	Modèle du Filonenko-Borodich.....	76
Figure III.9	Fondation de Hetenyi.....	77
Figure III.10	Modèle de Pasternak.....	78
Figure III.11	Modèle de Vlazov et Leontiev.....	79
Figure III.12	Modèle de Kerr.....	80

Figure V.1	Géométrie d'une plaque CNTRC supportée par le modèle de fondation Kerr (a) et coupes transversales avec différents modèles de renforcement de nanotubes de carbone(b).....	101
Figure V.2	Description de la déformation de la plaque selon les théories classiques (CLPT), du premier ordre (FSDT) et d'ordre élevé (HSDT).....	104
Figure VI.1	Organigramme de calcul de la charge critique de flambement avec et sans fondation élastique.....	112
Figure VI.2	Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression uniaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$	122
Figure VI.3	Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression uniaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$	122
Figure VI.4	Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression uniaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$	123
Figure VI.5	Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$	124
Figure VI.6	: Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$	124
Figure VI.7	Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$	125
Figure VI.8	Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression uniaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$	126
Figure VI.9	Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression uniaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$	126
Figure VI.10	Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression uniaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$	127
Figure VI.11	Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression biaxiale($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$	128

<i>Figure VI.12</i>	<i>Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$</i>	129
<i>Figure VI.13</i>	<i>Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$</i>	129
<i>Figure VI.14</i>	<i>Effet du paramètre de fondation Kerr sur les charges critiques de flambement adimensionnelles de divers types de plaques CNTRC carrées avec le rapport ($a/h=10$) et ($\beta_w = \beta_s = 100$) sous compression biaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$.</i>	131
<i>Figure VI.15</i>	<i>Effet de divers modèles de fondation élastique sur les charges critiques de flambement adimensionnel des plaques CNTRC carrées avec distribution (O-CNT) sous compression biaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$</i>	132

Liste des tableaux

<i>Tableau I.1</i>	<i>Des résultats de la synthèse de nanotubes de carbones réalisés par CVD.....</i>	19
<i>Tableau I.2</i>	<i>Exemples d'applications de NTC existants actuellement (liste non exhaustive) et à venir dans un futur plus au moins proche.....</i>	31
<i>Tableau II.1</i>	<i>Structures chimiques de quelques polymères.....</i>	40
<i>Tableau II.2</i>	<i>Caractéristiques moyennes des matrices thermoplastiques.....</i>	44
<i>Tableau II.3</i>	<i>Caractéristiques moyennes des matrices thermodurcissables.....</i>	45
<i>Tableau II.4</i>	<i>Les domaines d'application des polymères.....</i>	47
<i>Tableau VI.1</i>	<i>Les charges critiques de flambement adimensionnelle des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique pour différentes distribution sous compression uniaxiale avec un rapport $a/h = 10$.....</i>	113
<i>Tableau VI.2</i>	<i>Les charges critiques de flambement adimensionnelle des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique pour différentes distribution sous compression Biaxiale avec un rapport $a/h = 10$.....</i>	114
<i>Tableau VI.3</i>	<i>Comparaisons des charges critiques de flambement \bar{N}_{cr} adimensionnelle des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique pour différentes distribution avec un rapport $a/h = 10$.....</i>	116
<i>Tableau VI.4</i>	<i>Comparaisons des charges critiques de flambement des plaques carrées CNTRC sans fondation élastique avec $V_{cnt}^* = 0.11$</i>	118
<i>Tableau VI.5</i>	<i>Effet des fondations élastiques sur les charges critiques de flambement adimensionnelles \bar{N}_{cr} des plaques carrées CNTRC avec un rapport $a/h = 10$.....</i>	120

Liste des abréviations

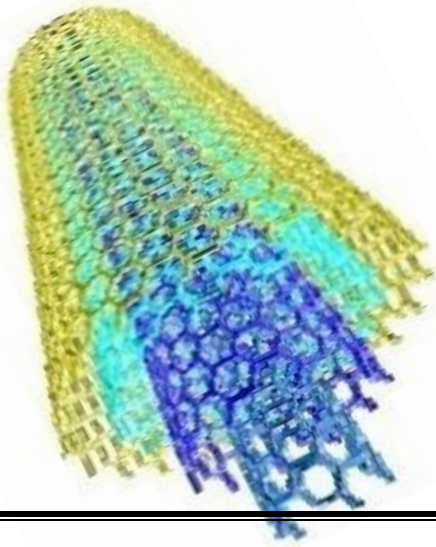
<i>AFM</i>	<i>Microscopie à force atomique</i>
<i>C-C</i>	<i>La liaison carbone-carbone.</i>
<i>CVD</i>	<i>Chemical Vapor Deposition.</i>
<i>C₆₀</i>	<i>Fullerène C₆₀.</i>
<i>C₇₀</i>	<i>Fullerène C₇₀.</i>
<i>C₈₀</i>	<i>Fullerène C₈₀.</i>
<i>DQM</i>	<i>la méthode différentielle quadratique.</i>
<i>DWCNT</i>	<i>Double Walled carbone Nano Tube</i>
<i>HiPCO</i>	<i>High Pressure dismutation of CO.</i>
<i>HFCVD</i>	<i>Hot Filament chemical Vapor Deposition</i>
<i>HP</i>	<i>Haute performance.</i>
<i>MD</i>	<i>La dynamique moléculaire.</i>
<i>MWCNT</i>	<i>Multi Wall Carbone NanoTube.</i>
<i>Nd-YAG</i>	<i>Un laser employé dans la méthode de l'ablation laser.</i>
<i>NTC</i>	<i>Carbone NanoTube.</i>
<i>OLEDs</i>	<i>D'éclairage à diodes électroluminescentes organiques.</i>
<i>PMMA</i>	<i>Le polyméthacrylate de méthyle.</i>
<i>STM</i>	<i>Microscopie à effet tunnel.</i>
<i>SWCNT</i>	<i>SingleWall Carbone NanoTube..</i>
<i>TEM</i>	<i>Microscopie électronique de transmission.</i>
<i>TP</i>	<i>Thermoplastique</i>
<i>FG:</i>	<i>Fonctionnellement gradué.</i>

Liste des notations

A_{11}	<i>Rigidité de membrane.</i>
A_{110}	<i>Rigidité d'extension ou la valeur de A_{11} d'une poutre homogène</i>
\vec{a}_1, \vec{a}_2	<i>Les vecteurs de base du graphène.</i>
B_{11}	<i>Rigidité de couplage (membrane-flexion).</i>
β_w, β_s et β_c	<i>Facteurs constants de la fondation élastique.</i>
C_{60}	<i>Fullerène C_{60}.</i>
C_{70}	<i>Fullerène C_{70}.</i>
C_{80}	<i>Fullerène C_{80}.</i>
\vec{c}_h	<i>Le vecteur chiral.</i>
D_{11}	<i>Rigidité de flexion.</i>
E_{11}	<i>Module de Young équivalente l'axe longitudinal.</i>
E_{22}	<i>Module de Young équivalente l'axe transversal.</i>
E_{11}^{cnt}	<i>Module de Young de nanotube de carbone suivant l'axe horizontale.</i>
E_{22}^{cnt}	<i>Module de Young de nanotube de carbone suivant l'axe verticale.</i>
f_e	<i>La réaction de la force de fondation.</i>
$f(z)$	<i>Fonction de forme.</i>
G_{12}	<i>Module de cisaillement équivalent.</i>
G_{12}^{cnt}	<i>Module de cisaillement de nanotube de carbone</i>
h	<i>Epaisseur de la poutre.</i>
K_c	<i>Constante de rigidité de Kerr.</i>
K_s	<i>Constante de rigidité de cisaillement Pasternak.</i>
K_w	<i>Constante de rigidité de Winkler</i>
l_0	<i>La longueur de la liaison carbone-carbone</i>
L	<i>La longueur de la poutre</i>
MD	<i>Dynamique moléculaire.</i>
(n, m)	<i>Un couple de nombres entiers qui définit la structure du nanotube</i>
N, M_b, M_s	<i>Les efforts résultants.</i>
\bar{N}	<i>La charge critique adimensionnelle.</i>
N_{cr}	<i>La charge critique de flambement.</i>
N_{x0}	<i>La force de compression axiale.</i>

N_{y0}	<i>La force de compression axiale</i>
ψ	<i>L'angle de rotation de la section d'une plaque</i>
σ	<i>La contrainte axiale.</i>
x	<i>L'axe des coordonnées axiales.</i>
y	<i>Coordonnée mesurée positive à mi-distance dans la direction transversale</i>
β	<i>Le coefficient correcteur de cisaillement.</i>
φ	<i>L'angle de torsion entre le plan b-b et plan a-b d'un hexagone.</i>
γ_x	<i>La déformation tangentielle.</i>
ν	<i>Le coefficient de poisson.</i>
θ	<i>L'angle chiral.</i>
ρ	<i>La masse volumique.</i>
σ_{ij} et ε_{ij}	<i>Les tenseurs des contraintes et déformations.</i>
τ	<i>Contrainte tangentielle.</i>
$\omega_1, \omega_2, \omega_3$	<i>La vitesse de rotation des rouleaux.</i>
δU	<i>La variation virtuelle de l'énergie de déformation.</i>
$U_0(x)$	<i>Déplacement axiale de la fibre moyenne.</i>
U_m, W_{bm} et W_{sm}	<i>Des paramètres arbitraires.</i>
V_{cnt}	<i>Fraction volumique de nanotube de carbone.</i>
δV	<i>La variation virtuelle de l'énergie potentielle.</i>
V_p	<i>Fraction volumique de la matrice polymère.</i>
V_{cnt}^*	<i>Fraction volumique du nanotube de carbone</i>
W_l	<i>L'amplitude de déflexions des tubes intérieurs.</i>
W	<i>L'amplitude de déflexion du nanotube.</i>
$w_0(x)$	<i>Déplacement transversale de la fibre moyenne.</i>
W_{cnt}	<i>Fraction massique du nanotube de carbone.</i>
Q_{ij}	<i>Coefficients de rigidité.</i>
sp^1, sp^2, sp^3	<i>Trois formes allotropiques.</i>
S_i	<i>Elément de la matrice.</i>
$\varepsilon_x, \gamma_{xz}$	<i>Composantes de déformation.</i>
ν^{cnt}	<i>Coefficient de poisson du nanotube de carbone.</i>
ν^p	<i>Coefficient de poisson de polymère</i>

θ	<i>L'angle chirale.</i>
ρ^{cnt}	<i>La masse volumique de nanotube de carbone</i>
ρ^p	<i>La masse volumique de la matrice polymère.</i>
τ_{xz}	<i>Contrainte tangentielle.</i>
$\eta_i (i = 1, 2, 3)$	<i>Les paramètres d'efficacité.</i>
∂	<i>Dérivée partielle.</i>
$[]$	<i>Matrice.</i>
$\{ \}$	<i>Vecteur colonne.</i>



INTRODUCTION

GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

En 1991, Iijima a découvert les nanotubes de carbone (CNT). Depuis, une nouvelle branche de la connaissance en science des matériaux a vu le jour, les nanosciences. Afin de dévoiler les secrets des matériaux innovants, des centaines de millions de dollars ont été investis dans plusieurs laboratoires de recherche à travers le monde. Cela en valait la peine, puisque ces matériaux fonctionnels à l'échelle nanométrique ont des propriétés diverses, uniques, étonnantes et nouvelles. En fait, un quatrième état de la matière s'est avéré être de l'eau piégée à l'intérieur d'un nanotube de carbone, qui n'agit pas comme un gaz, un liquide ou un solide. En approfondissant l'histoire des nanotubes de carbone, il devient tout à fait évident que l'origine des NTC pourrait même être de nature préhistorique. Un nanotube de carbone peut être défini comme des cylindres composés de plans de graphite enroulés de diamètres nanométriques.

Bien que leur composition chimique soit similaire à celle du graphite, les NTC sont hautement isotropes et c'est cette topologie qui distingue les nanotubes des autres structures de carbone et leur confère leurs propriétés uniques. De plus, ce sont des matériaux de carbone unidimensionnels qui ont un rapport d'aspect supérieur à 100. Il existe essentiellement deux types principaux de NTC : les nanotubes de carbone à paroi simple (SWCNT) et les nanotubes de carbone à parois multiples (MWCNT). En vu des applications pratiques qui ont été envisagées, la synthèse en quantités importantes de NTC de plus en plus purs constitue un verrou technologique à l'échelle mondiale. Cependant l'intégration des NTC dans des dispositifs de la nanotechnologie est un enjeu majeur au vu des problèmes liés à leur production et leur manipulation en termes de quantité et de qualité.

Un des moyens de leur production consiste à faire réagir sur un substrat chauffé un précurseur carboné sur une nanoparticule (NP) catalytique par des techniques de synthèse par dépôt chimique en phase vapeur (CVD). Ces procédés CVD se révèlent être extrêmement prometteurs pour réaliser de manière sélective la synthèse de NTC avec une morphologie particulièrement bien définie. En couplant la CVD à un plasma (PECVD - dépôt chimique en phase vapeur assisté par plasma), on va favoriser l'auto orientation des NTC perpendiculairement au substrat pendant la croissance. La particularité de tous les procédés à plasmas et donc du procédé PECVD, est de réaliser la croissance des NTC à température moins élevée qu'en CVD, c'est-à-dire l'énergie nécessaire à la réaction est apportée par les espèces ionisées de la phase plasma et pas seulement sous forme thermique par chauffage du substrat. Cela permet à la PECVD de pouvoir faire croître des NTC à plus basse température (inférieure à 700 °C). Les nanotubes de carbone constituent d'excellents candidats de

nanocharges dans la préparation des nanostructures composites-polymères. La possibilité d'obtenir des composites avancés avec des propriétés multifonctionnelles a attiré les efforts des recherches dans l'industrie et le monde universitaire. L'industrie assume leurs applications potentielles telles que les dispositifs nanoélectroniques et les matériaux structuraux ultra-légers. Depuis le premier rapport de synthèse de composites nanostructures en polymères par Ajayan en 1994, le nombre d'articles de recherche liés aux composites polymères renforcés CNT a augmenté de façon exponentielle, avec plus de 2000 publications en 2010. D'un autre côté, l'une des limites de l'application industrielle des NTC est leur prix élevé par rapport à la valeur du polymère. Cette barrière peut être surmontée lorsque les NTC offrent une amélioration significative des propriétés des polymères haute performance pour des applications de haute gamme.

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. Il n'existe aujourd'hui aucune méthode directe permettant de déterminer l'état de dispersion des nanotubes dans la matrice. Certes, les microscopes électroniques actuels permettent d'avoir des vues très précises des nanocomposites. Du fait de leur légèreté, propriétés élastiques, thermiques ou encore la facilité de mise en œuvre, les polymères ont été utilisés dans les nanocomposites comme matrice. De grands efforts ont été consacrés à l'exploration des comportements mécaniques des CNT sous flexion, flambement et vibration. En particulier, le flambement des CNT sous compression axiale est devenu un sujet de grand intérêt car leur structure tubulaire longue et creuse les rend sensibles au flambement.

L'analyse de flambement est une thématique actuelle importante, tant d'un point de vue académique qu'industrielle et qui touche de nombreux domaines, tels que l'aéronautique, le génie civil, les transports, construction des machines et encore la construction navale. Pour cela, la gamme de techniques ou de logiciels dédiés à l'étude expérimentale ou numérique est très large et permet de traiter un grand nombre de problèmes de structures. Le flambement et la stabilité des structures situées dans les fondations élastiques ont été largement adoptées par plusieurs recherches pour modéliser divers problèmes constructifs pendant les décennies passées. Actuellement, pour décrire les interactions dans les matériaux composites entre le renfort et la matrice, les scientifiques ont proposé de divers genres de modèles de base. Le modèle le plus simple concernant la base élastique est le modèle de type Kerr, caractérisé par trois paramètres, les modules des ressorts inférieurs et supérieurs ainsi que le module de section de la couche de cisaillement. Même si le modèle de fondation de type Kerr a été

développé depuis le milieu des années 60, peu de chercheurs ont étudié le problème des poutres reposant sur une fondation de type Kerr.

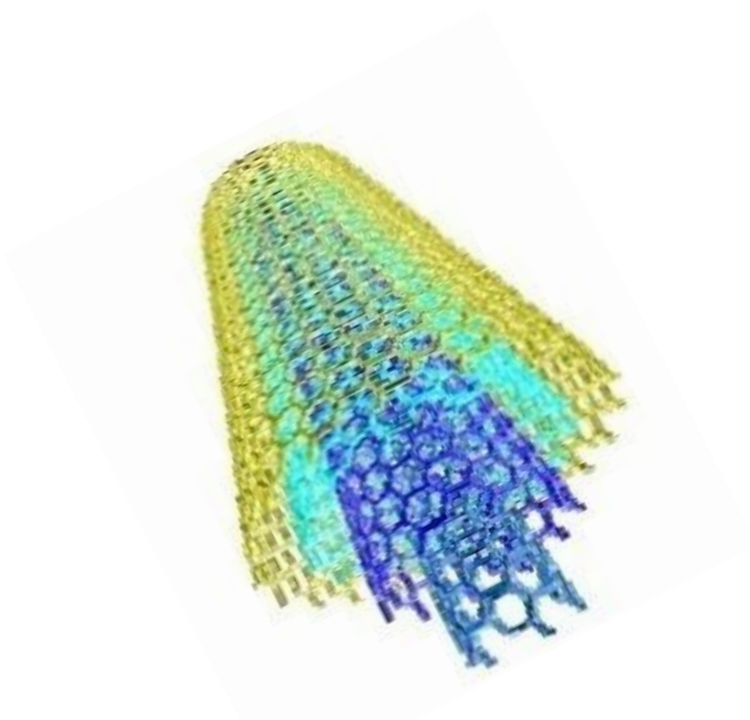
Le but de ce travail est d'analyser le comportement du flambement des plaques composites renforcées par des nanotubes de carbone à simple paroi supportées par une fondation de type Kerr. Cette analyse repose sur la théorie d'ordre élevé des plaques (HSDT), La distribution de matériau de renforcement est aligné uniaxialement avec quatre types de distribution. Différents paramètres influent sur le flambement tels que les rapports d'aspect, la fraction volumique, les types de renforcement, les paramètres des facteurs constants de la fondation Kerr et l'épaisseur de la plaque.

Cette thèse de doctorat est composée de six chapitres. Le premier chapitre est dédié à la présentation des différents type de nanotubes de carbone en détaillant leurs propriétés ainsi que les différentes méthodes de synthèse qui existent, telle que la méthode d'ablation laser, la méthode de l'arc électrique, la méthode de dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HiPCO). Le second chapitre a été consacré à l'étude des différents types des matrices existantes, leurs classifications et leurs propriétés tout en se basant sur les nanocomposites à matrice polymère renforcée par (NTC). La dispersion des renforts dans la matrice polymère et la production mondiale des nanocomposites à base (polymère / NTC) font aussi l'objet de ce chapitre. Afin de résoudre les problèmes des structures ayant les plaques comme éléments structuraux, particulièrement dans le domaine élastique, les hypothèses et les théorèmes utilisés en RDM pour la modélisation de ce type de structures ont été évoqués dans la première partie du troisième chapitre. La deuxième partie donne un aperçu plus ou moins détaillé sur les différentes approches des fondations élastiques, en mettant l'accent sur l'approche de fondation de type « Kerr » en raison de ses particularités en termes de précision.

Le quatrième chapitre présente l'ensemble des travaux de recherche scientifique publiés durant ces deux dernières décennies relatifs aux plaques composites renforcées par des nanotubes de carbone reposant sur une fondation élastique. L'objectif central de ce chapitre est de mettre l'accent sur ce qui a été réalisé dans l'étude de comportement au flambement des plaques nanocomposites ainsi que l'étendu du domaine de recherche dans le contexte des plaques composites renforcée par les nanotubes de carbone reposant sur des fondations de type Kerr.

Le cinquième chapitre est dédié à la modélisation du comportement mécanique de flambement de plaques en matériaux composites. Les équations gouvernantes sont dérivées en utilisant le principe de Hamilton, la méthode Navier est utilisée pour formuler les solutions du problème de flambement de plaques CNTRC simplement supportées. Puis sont discutées, les

effets des différents paramètres des plaques renforcées tels que les rapports d'aspect, la fraction volumique, les types de renfort, les paramètres des facteurs constants de la fondation de type Kerr et l'épaisseur des plaques sur les analyses de flambement de plaques CNTRC. Le dernier chapitre résume l'ensemble des résultats numériques ainsi que et leurs interprétations issues de l'analyse de flambement des plaques CNTRC simplement supportées reposant sur la fondation élastique de type Kerr.



CHAPITRE I

GENERALITES SUR LES NANOTUBES DE CARBONE

I.1 Introduction:

Les nanotubes de carbone ont suscité un très grand intérêt dans la communauté scientifique et une recherche interdisciplinaire très intense est menée au niveau mondial. Les axes de cette recherche concernent aussi bien les techniques de production, les propriétés intrinsèques des nanotubes de carbone que les applications potentielles à court et moyen terme de ces matériaux. Les nanotubes de carbone (CNT) sont des molécules cylindriques constituées de feuilles enroulées d'atomes de carbone monocouche (graphène). Les NTC sont chimiquement liés par des liaisons sp^2 , une forme extrêmement forte d'interaction moléculaire. Cette caractéristique, combinée à l'inclinaison naturelle des nanotubes de carbone à se relier par les forces de van der Waals, offre l'opportunité de développer des matériaux ultra-résistants et légers qui possèdent des propriétés électriques et thermiques hautement conductrices. Cela les rend très attractifs pour de nombreuses applications. Les NTC sont bien adaptés à pratiquement toutes les applications nécessitant une résistance, une durabilité, une conductivité électrique, une conductivité thermique et des propriétés légères élevées par rapport aux matériaux conventionnels. Actuellement, les NTC sont principalement utilisés comme additifs aux synthétiques. Les NTC sont disponibles dans le commerce sous forme de poudre, c'est-à-dire sous une forme fortement enchevêtrée et agglomérée. Pour que les NTC déploient leurs propriétés particulières, ils doivent être démêlés et répartis uniformément dans le substrat. Une autre exigence est que les NTC doivent être liés chimiquement au substrat, par ex. une matière plastique. Pour cela, les NTC sont fonctionnalisés, c'est-à-dire que leur surface est chimiquement adaptée pour une incorporation optimale dans différents matériaux et pour l'application spécifique en question. Les nanotubes de carbone peuvent également être filés en fibres, qui non seulement promettent des possibilités intéressantes pour les textiles de spécialité, mais peuvent également aider à réaliser un projet particulièrement utopique - l'ascenseur spatial. Le présent chapitre sera consacré à une brève introduction aux nanotubes de carbone. En commençant par Les formes traditionnelles du carbone tel que le graphite, le diamant et les Carbones "mal organisés" ainsi que Les nouvelles formes du carbone comme le fullerène, les nanotubes multifeuillets et monofeuillets. Nous détaillerons par la suite les procédés de synthèse les plus répandus tel que la méthode d'ablation laser, l'arc électrique, dépôt chimique en phase vapeur et la méthode dite (HiPCo), en nous attachant à exposer les avantages et les inconvénients de chacun d'entre eux. Après avoir présenté leurs propriétés mécaniques, thermiques, optiques et électroniques, nous tenterons de recenser les Défauts des nanotubes de carbone. Enfin, nous s'intéressons à leurs applications et leurs risques.

I.2 Généralités sur le carbone

Carbone (C), élément chimique non métallique du groupe 14 (IVa) du tableau périodique. Bien que largement distribué dans la nature, le carbone n'est pas particulièrement abondant, il ne représente qu'environ 0,025% de la croûte terrestre, mais il forme plus de composés que tous les autres éléments réunis. En 1961, l'isotope carbone-12 a été choisi pour remplacer l'oxygène comme étalon par rapport auquel les poids atomiques de tous les autres éléments sont mesurés. Le carbone 14, qui est radioactif, est l'isotope utilisé dans la datation et le radio marquage au radiocarbone. L'atome de carbone possède six électrons et sa configuration électronique à l'état libre est : $1s^2 .2s^2 .2p^2$. La couche la plus externe entourant le noyau a donc quatre électrons répartis sur les orbitales 2s et 2p. Il existe trois états d'hybridation de ses orbitales de valence : sp , sp^2 et sp^3 [Cohen-Tannoudji, 1973]. La figure I.1 présente les différentes hybridations possibles des orbitales de l'atome de carbone. Cette propriété de former différents types de liaisons covalentes σ ou π lui permet de générer des structures différentes ayant une grande variété de propriétés physiques et chimiques[Robertson, 2002].

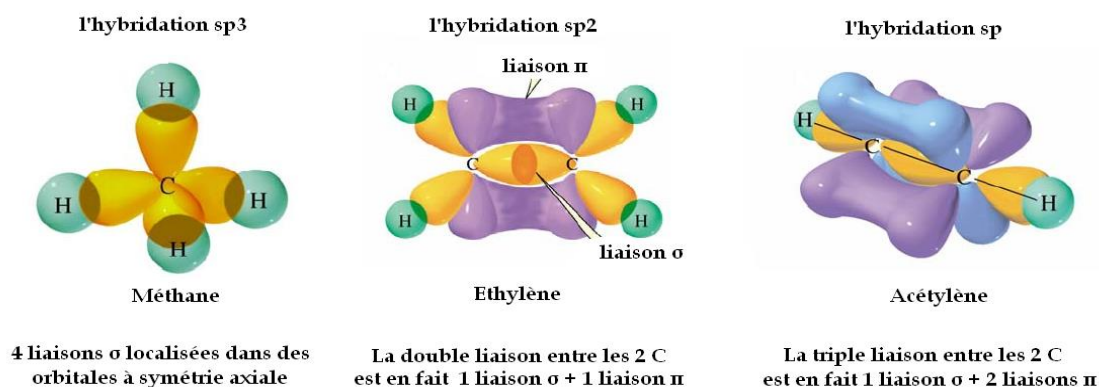


Figure I.1: Représentation des différentes hybridations des orbitales de l'atome de carbone [Erradi 2011].

A l'état naturel le carbone est un matériau présent sous trois formes cristallines, telles que les graphites, diamants et les carbones mal organisés. Il continue par la présentation des nouvelles formes du carbone, récemment découvertes. Nous rencontrerons la famille des fullerènes, les nanotubes multicouches ainsi que les nanotubes monocouches.[Buchoux 2011]

I.3 Les formes allotropiques du carbone

Lorsqu'un élément existe sous plus d'une forme cristalline, ces formes sont appelées allotropes; les deux allotropes de carbone les plus courants sont le diamant et le graphite.

I.3.1 Les structures cristallines du graphite

Le graphite constitue l'état le plus stable des composés carbonés. Il existe sous deux formes cristallines, celle de structure hexagonale, empilement de type ABAB, et celle de structure rhomboédrique, empilement de type ABCABC (Figure I.2). Le graphite est le matériau qui est thermodynamiquement la forme la plus stable et la plus abondante du carbone. Il est exclusivement constitué de carbone hybridé sp^2 . Celui-ci, lié à trois atomes voisins, s'organise sous la forme de plans hexagonaux, appelés plans de graphène. La distance carbone - carbone dans une couche est de 1.42 Å. Ces plans, faiblement liés entre eux par des forces de Van der Waals, forment par empilement, la structure graphitique dont la distance inter-plan est de 3,35 Å. [oubenali2011]. Le graphite possède deux types de surface : Le plan basal contient majoritairement des atomes de carbone et le plan prismatique contient également des groupements oxygène et hydrogène. [Sarine CHHOR 2006].

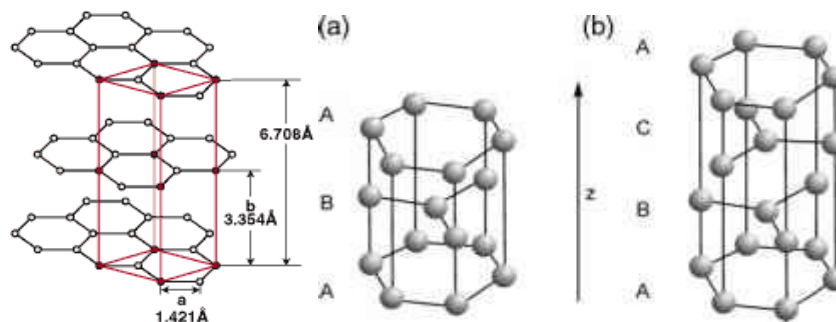


Figure I.2 : La séquence des couches en graphite hexagonal (a) et rhomboédrique (b)[oubenali2011].

Le graphite peut être disponible naturellement ou synthétisé. Le graphite synthétique est fabriqué à partir de précurseurs organiques. Le précurseur est d'abord soumis à un processus de carbonisation, consistant en un chauffage progressif sous atmosphère inerte jusqu'à atteindre des températures de près de ($1300^{\circ}C$). A ce stade, il subsiste du carbone amorphe et du graphite polycristallin. Un traitement thermique à ($2500^{\circ}C$) permet ensuite une graphitisation de ce carbone pour donner le graphite. [Lassagne 2006]

I.3.2 La structure cristalline du diamant

La structure cristalline du diamant est un réseau tridimensionnel infini d'atomes de carbone, dont chacun forme une structure dans laquelle chacune des liaisons forme des angles égaux avec ses voisins. Si les extrémités des liaisons sont reliées, la structure est celle d'un tétraèdre, une pyramide à trois côtés à quatre faces (dont la base). Chaque atome de carbone est lié de manière covalente aux quatre coins du tétraèdre à quatre autres atomes de carbone. La distance entre les atomes de carbone le long de la liaison est de $1,54 \times 10^{-8}$ cm, et c'est ce qu'on appelle la longueur de la liaison simple. Le réseau spatial du diamant peut être visualisé

comme des atomes de carbone dans des anneaux hexagonaux plissés (à six côtés) qui se trouvent à peu près dans un plan, le plan de clivage naturel du cristal; et ces feuilles d'anneaux hexagonaux plissés sont empilées de telle manière que les atomes dans chaque quatrième couche se trouvent dans la même position que ceux de la première couche. La séquence de disposition des couches est donc ABCABCA.... Une telle structure cristalline ne peut être détruite que par la rupture de nombreuses liaisons fortes. Ainsi, la dureté extrême, la température de sublimation élevée, le point de fusion présumé extrêmement élevé (extrapolé à partir d'un comportement connu), et la réactivité chimique et les propriétés isolantes réduites sont toutes des conséquences raisonnables de la structure cristalline. En raison à la fois du sens et de la direction de l'axe tétraédrique, quatre orientations spatiales des atomes de carbone existent, conduisant à deux formes tétraédriques et deux octaédriques (à huit faces) de diamant. Le diamant est thermodynamiquement instable par rapport au graphite (la différence d'enthalpies libres est de 2,88 kJ.mol⁻¹), mais la transformation diamant→graphite est extrêmement lente en conditions standards. Il y a principalement trois sortes de diamant : naturel, synthétique et fabriqué par CVD. Comme le graphite, le diamant possède également une autre forme cristalline métastable : il s'agit d'une forme hexagonale appelée lonsdaléite. Notons que le diamant est beaucoup plus dense que le graphite (3,51 contre 2,22). Aucun matériau connu ne possède une dureté aussi importante que celle du diamant. Une des applications directes de cette caractéristique associée à sa valeur élevée de conductivité thermique de 25 W.cm⁻¹.K⁻¹ à 300K, cinq fois supérieure à celle du cuivre, est son utilisation dans les outils de coupe. Cette importante valeur de conductivité thermique peut également permettre l'exploitation du diamant comme dissipateur thermique sous des composants électroniques ou optoélectroniques tels que les transistors de puissance ou les diodes lasers. Etant le matériau le plus dur actuellement connu, il est aussi utilisé sous forme de poudre pour le polissage de tous types de matériaux, lui-même compris. [TAVARES 2006]

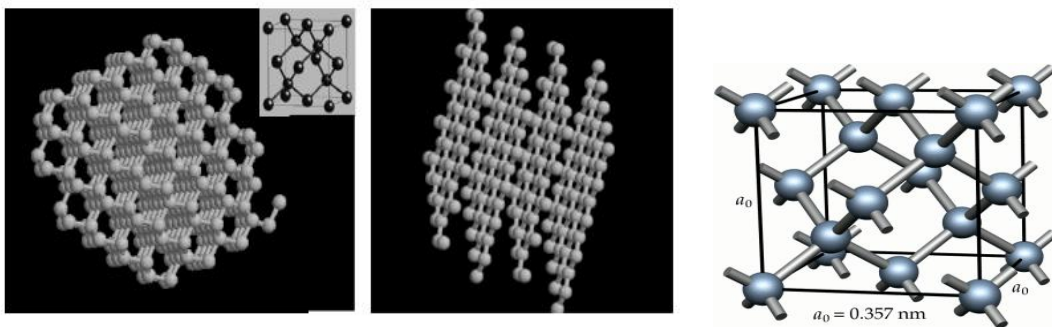


Figure 1.3: Structure du diamant. [TAVARES 2006]

I.3.3 Carbones "mal organisés"

Il s'agit d'un réseau désordonné d'atomes de carbone notamment le cas du carbone amorphe, présentant des états d'hybridation (sp^2 et sp^3). Le carbone amorphe est rare à l'état naturel, Il faut aller le chercher dans les particules présentes dans les couches extérieures de l'atmosphère des étoiles froides, appelées poussières d'étoiles. Notons qu'il est facile de synthétiser du carbone amorphe en laboratoire, en pyrolysant du sucre purifié à (900 °C), en l'absence d'air sous forme de couches minces, obtenues généralement par dépôt plasma [Marcoux 2002]. 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 noir de carbone est une autre forme de carbone mal organisé. Il est constitué de nanoparticules sphériques carbonées, utilisé notamment dans l'encre de chine. Ces particules sont constituées de cristallites, de deux à trois plans réticulaires d'épaisseur, d'une structure similaire à celle du graphite. Les cristallites sont liées entre eux par des atomes de carbone non engagés dans les plans cristallins, et formant une phase amorphe. Notons que le carbone amorphe est souvent majoritaire.[Bernard 2007]

I.4 Les formes développées du carbone

I.4.1 Fullerènes

Les fullerènes sont des structures tout intermédiaires entre le carbone diamant et le carbone graphite. Ils se présentent sous la forme de sphères pouvant (composées uniquement de carbone) se différenciant par le nombre d'atomes de carbones qui les composent. Il est possible de briser virtuellement la planéité de la feuille de graphène en insérant des défauts dans la structure, de type pentagone ou heptagone. L'ajout d'un pentagone créera, dans le même plan, une courbure négative. La courbure créée par chaque type de défaut s'annule, et une feuille de graphène dans laquelle on aura inséré un pentagone et un heptagone resterait globalement de plan des atomes de carbone. Cette molécule renfermée sur elle-même comme une cage a la forme d'un icosaèdre tronqué dont tous les sommets sont occupés par des atomes de carbone. Sa structure est alors constituée de 12 pentagones et de 20 hexagones. (Voir fig. I.4). Cette nouvelle molécule a été appelée buckminster fullerène, par analogie avec les dômes géodésiques de l'architecte R.buckminster Fuller. Depuis le nom à évoluer .Le fullerène C60 est le représentant le plus connu de la famille des fullerènes. Les fullerènes doivent obéir à de fortes conditions de stabilité chimique ; toutes les structures

géométriquement possibles n'existent donc pas. Les fullerènes les plus connus les C60 et C70, mais il existe également des C76, C78, C82, C84...[BOUMIA 2016].

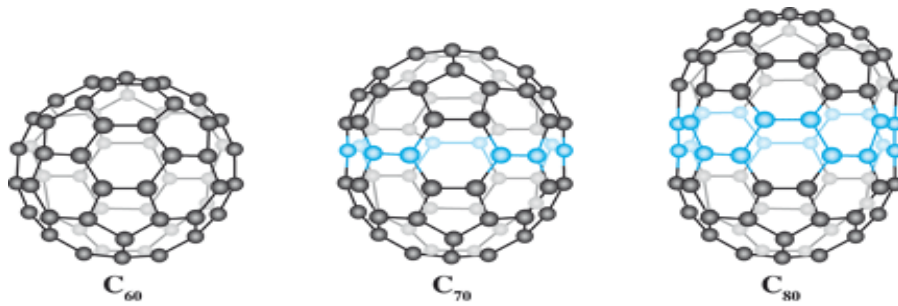


Figure I.4: Du C60 au C80 : les atomes ajoutés au C60 pour obtenir le C70 et le C80 sont représentés en bleu . [BOUMIA 2016]

I.4.2 Du (C 60) aux nanotubes monocouches

En 1985, R.E.Smalley et al [Liu.1986] ont découvert une nouvelle forme de carbone, la molécule de fullerène C60 constituée de 60 atomes de carbone répartis sur les sommets d'un polyèdre régulier constitué de facettes hexagonales et pentagonales, ce qui leur valut le prix Nobel de chimie en 1996. L'histoire des nanotubes de carbone est réellement amorcée par la découverte du fullerène C60. En 1991, Iijima [Lu Gewu, 2005] met en évidence l'existence d'un nouvel état solide carboné en relation avec le fullerène, en observant des structures tubulaires par microscopie électronique dans des fibres de carbone qu'il nomme nanotubes de carbone, produits secondaires de la formation de fullerènes par la méthode à arc électrique. Iijima était la première personne à identifier les nanotubes de carbone comme une nouvelle forme allotropique du carbone. [Raoudha Haddad 2011]. En 1992, Thomas Ebbesen, un collègue d'Iijima, mettait au point une méthode de synthèse de nanotubes multicouches en grandes quantités. [Ebbesen 1992] Il s'agissait également d'un réacteur à arc électrique, mais à des pressions en He plus élevées (500 torr) que celles employées pour la synthèse du (C60). La suie récoltée contenait un mélange de nanotubes de différents diamètres, longueurs et nombre de couches. De plus, J. W. Mintmire [Mintmire 1992], [Hamada 1992], R. Saito [Saito 1992] et les autres collègues développèrent des expériences de Conductivité électrique des nanotubes multicouches. [Marcoux 2002].

En 1993, les équipes d'Iijima [Chih-Chao Yen 1996] et de Bethune [Chih-Chao Yen 1999] publient successivement la découverte de l'existence des nanotubes de carbones mono-parois SWCNTs. Depuis, un intense effort de recherche a été entreprise pour améliorer notre connaissance des NTCs. (figure I.5).

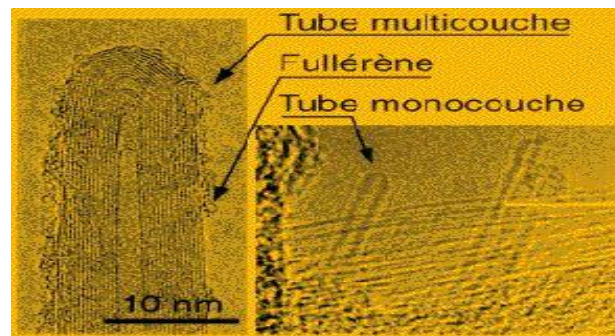


Figure I.5 : Image MET d'un nanotube multicouche, monocouche et le fullerène.[Benkirane]

Beaucoup de travaux sont menés pour le développement de nanotubes de carbone, voici quelques recherches intéressantes :

1995 - Propriétés d'émission de champ.[Rinzler 1995]

1996 - Synthèse de fagots de nanotubes monocouches par ablation laser.[Thess 1996]

1997 - Conduction quantique dans les nanotubes de carbone.[Tans 1997]

1998 - Synthèse par dépôt chimique en phase vapeur de films de nanotubes multicouches alignés. [Ren 1998]

1998 - Insertion de (C60) dans des nanotubes monocouches (peapods).[Smith 1998]

1998 - Coupure et fonctionnalisation de nanotubes.[Liu 1998]

1999 - Stockage de l'hydrogène dans des nanotubes monocouches.[Liu 1999]

2000 - Les nanotubes en tant que conducteurs thermiques idéaux.[Berber 2000]

2000 - Alignement macroscopique de nanotubes monocouches.[Vigolo 2000]

2001 - Circuits logiques et nanotubes monocouches.[Collins 2001]

2001 - Supraconductivité intrinsèque de nanotubes de carbones monocouches.[Kociak 2001]

2008 - Dynamique des fullerènes (C60) dans les nanotubes de carbone:[Rols 2008]

2008 - Sound wave propagation in single-walled carbon nanotubes using nonlocal elasticity.[Heireche 2008]

2008 - The thermal effect on vibration of single-walled carbon nanotubes using nonlocal Timoshenko beam theory.[Benzair 2008]

2009- Mécanismes de croissance de nanotubes de carbone alignés: relation catalyseur-nanotube (Doctoral dissertation).[Castro2009].

2011 - Thermal buckling analysis of double-walled carbon nanotubes considering the small-scale length effect.[Arani 2011]

2011 - The thermal effect on vibration of zigzag single walled carbon nanotubes using nonlocal Timoshenko beam theory.[Zidour 2011]

- 2011 - Sound wave propagation in armchair single walled carbon nanotubes under thermal environment.[Naceri 2011]
- 2012-Roussel, F.Élaboration et étude des propriétés électriques d'un matériau composite nanotubes de carbone alignés-époxy (Doctoral dissertation).[Roussel 2012]
- 2014-Lanfant, B.Élaboration et étude des propriétés thermomécaniques de composites à matrice SiC nanostructurée renforcée par des nanotubes de carbone (Doctoral dissertation).[Lanfant 2014]
- 2014-Bouazza, M., Amara, K., Zidour, M., Abedlouahed, T., & El Abbas, A. B.Thermal effect on buckling of multiwalled carbon nanotubes using different gradient elasticity theories. *Nanoscience and Nanotechnology*, 4(2), 27-33.[Bouazza 2014]
- 2015-Besseghier, A., Heireche, H., Bousahla, A. A., Tounsi, A., & Benzair, A.Nonlinear vibration properties of a zigzag single-walled carbon nanotube embedded in a polymer matrix. *Advances in nano research*, 3(1), 029. [Besseghier et al.2015]
- 2016-Berrabah.Comparative study of sound wave propagation in single-walled carbon nanotubes using nonlocal elasticity for two materials (Al) and (Ni). *J Adv Res Fluid Mech Therm Sci*, 18, 20-34.[Berrabah2016]
- 2017- Bouafia, K., Kaci, A., Houari, M. S. A., Benzair, A., & Tounsi, A.A nonlocal quasi-3D theory for bending and free flexural vibration behaviors of functionally graded nanobeams. *Smart Structures and Systems*, 19(2), 115-126. [Bouafia 2017]
- 2018-Bakhadda, B., Bouiadjra, M. B., Bourada, F., Bousahla, A. A., Tounsi, A., & Mahmoud, S. R. (2018). Dynamic and bending analysis of carbon nanotube-reinforced composite plates with elastic foundation. *Wind and Structures*, 27(5), 311-324. [Bakhadda 2018]
- 2019- MOKHTAR, Y. (2019). Etude Du Comportement Physique Des Nanostructures Fabriquées A Base Des Matériaux Avances (Doctoral dissertation).[MOKHTAR 2019]
- 2020-Zenkour, A. M. (2020). Vibration of carbon nanotube-reinforced plates via refined nth-higher-order theory. *ARCHIVE OF APPLIED MECHANICS*.[Zenkour 2020]

I.4.3 Nanotubes multifeuillets (ou multiparois):

La structure du nanotube multiparois ou multifeuillets MWNT (Multi Wall Carbon Nanotubes) est composé d'un arrangement concentrique de feuilles de graphène, repliées sur elles-mêmes de manière à former des cylindres (*fig.I.6*). Cette structure est communément appelée poupée russe, par analogie au jeu de poupées qui s'emboîtent les unes dans les autres. Le diamètre du plus petit tube interne détermine la taille du canal central du nanotube. Le diamètre interne d'un nanotube multiparois est de l'ordre de deux nanomètres, La distance

moyenne inter-feuillets est de 0,344 nm, ce qui rapproche sa structure de celle du graphite. La structure concentrique décrite précédemment est la plus communément admise, mais ce n'est pas la seule structure possible. Ainsi, certaines études expérimentales [Glarum.1994] laissent envisager que les nanotubes multiparois pourraient être constitués d'une seule feuille de graphène enroulée sur elle-même à la façon d'un rouleau de parchemin.

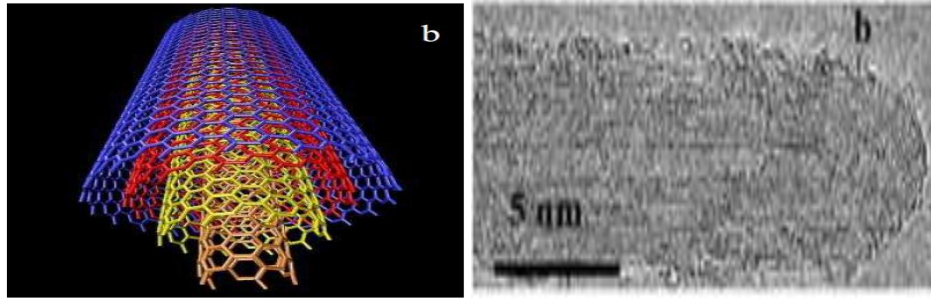


Figure I.6 : Représentation graphique d'un MWNT (à gauche) et image de microscope électronique à transmission d'un MWNT (à droite).[Penu, 2008]

D'autres études [Van Landuyt J. 1995] suggèrent, surtout dans le cas des gros nanotubes, que les deux types de structure coexistent au sein des tubes multiparois, les tubes de petit diamètre, au centre, présentant une structure de type poupée russe, tandis que les tubes extérieurs possèdent une structure de type rouleau de parchemin (fig I.7). Enfin, une étude postérieure [Greiner A.2003] montre que la structure de type poupée russe est la plus fréquemment rencontrée, les nanotubes ne croissant selon le type rouleau de parchemin que dans des conditions particulières.

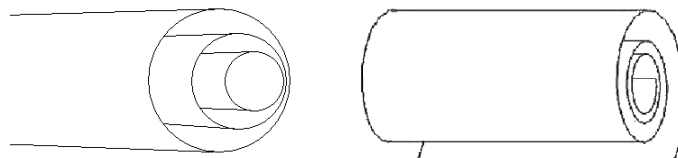


Figure I.7: Structures possibles des MWNT. Gauche : type poupée russe. Droite : type rouleau de Parchemin [Izard 2004].

I.4.4 Nanotubes mono feuillets (ou mono parois):

Les nanotubes de carbone à paroi unique (SWNT) ont été découverts en parallèle par Béthune et Iijima en 1993. [Iijima 1993], [Bethune 1993]. Ils sont des cylindres de diamètre

nanométrique constitués d'une seule feuille de graphène enveloppée pour former un tube. Les extrémités sont généralement fermées par deux dômes semblables à des demi-fullerènes bien que la question de la terminaison des SWNT reste ouverte. Le diamètre d'un nanotube monoparoï peut varier mais est en général compris entre 1 et 2nm, la longueur est encore plus variable (100nm à quelques millimètres) et toujours bien supérieur au diamètre ce qui fait des nanotubes de carbone des objets quasi unidimensionnel. L'enroulement de la feuille de graphène définit la structure (zigzag, armchair et chiral) (figure I.8) et les propriétés physico-chimique du nanotube et tout particulièrement les propriétés électriques. C'est ainsi qu'on peut classer par chiralité des nanotubes conducteurs et d'autres semi-conducteurs.

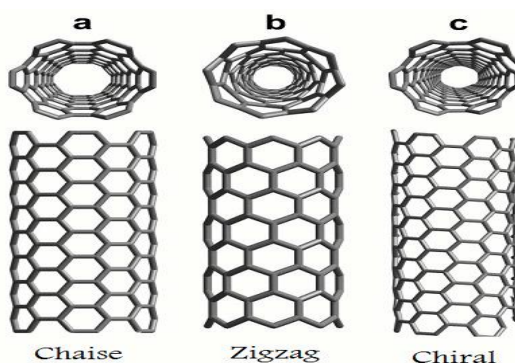


Figure I.8 : la structure (zigzag, armchair et chiral) [A.BOULEROUAH 2011]

La définition du nanotube monoparoï s'applique évidemment à un nanotube isolé or les techniques de synthèse actuelles ne permettent généralement pas d'obtenir des nanotubes isolés, ils se présentent plutôt sous la forme de faisceaux (ou fagots) de nanotubes monoparoïs.

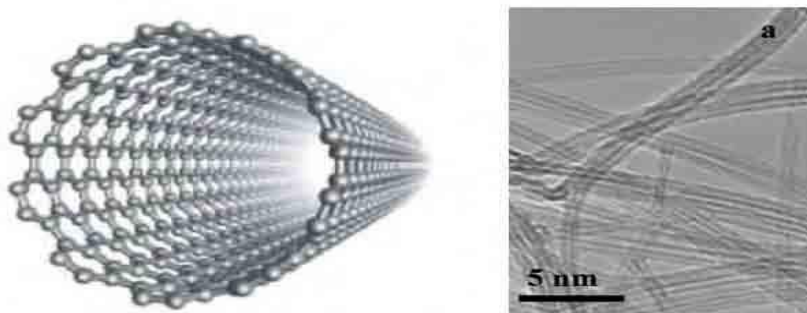


Figure I.9: Représentation graphique d'un SWNT (gauche) et image de microscope électronique à transmission de plusieurs SWNT (droite). [Buchoux 2011].

I.5 Synthèse de nanotubes:

Il existe deux principales méthodes de synthèse des NTC, la première c'est la méthode physique, dans cette méthode les atomes de carbone qui constituent les feuillets des NTC viennent de l'évaporation d'une cible de graphite. On distingue principalement deux

techniques celle de l'arc électrique où l'évaporation de la cible en graphite s'effectue à l'aide d'un courant électrique, et la technique de l'ablation laser comme son nom l'indique, la sublimation de la source en graphite à l'aide d'une puissante source laser. Cette méthode a l'avantage de produire des NTC de haute qualité structurale, mais présente l'inconvénient de ne pas permettre un contrôle des caractéristiques des NTC (diamètre, longueur) et n'a qu'un faible rendement. La deuxième méthode chimique ou CCVD (Catalytic Chemical Vapor Deposition) basée sur la décomposition d'un gaz carboné sur des particules catalytiques portées à moyenne température dans une atmosphère inerte. Nous présenterons ici les procédés de synthèse les plus répandus en exposant les avantages et les inconvénients de chacun d'eux.

I.5.1 Méthode de l'arc électrique:

Cette méthode a été initialement développée par Kratschmer et al. [Kratschmer, 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 [S. Iijima 1991]. Cette technique consiste à faire passer un fort courant électrique (80-100 A) à travers deux électrodes de graphite espacées de quelques millimètres plongées dans une atmosphère inerte (He, Ar). Durant le passage du courant, un arc électrique s'établit entre l'anode et la cathode permettant aux particules de carbone évaporées de l'anode de se condenser au niveau de la cathode. La suie ainsi obtenue est formée de fines particules métalliques, du carbone amorphe et des nanotubes de carbone sous forme d'amas (figure I.10).

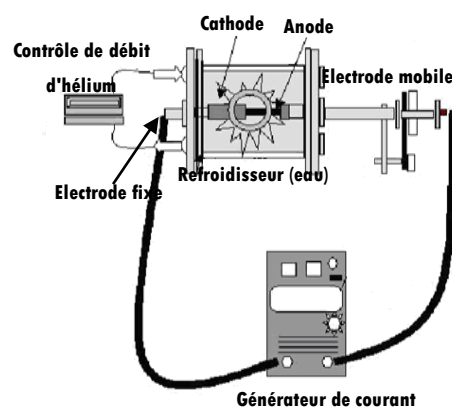


Figure I.10 : Schéma d'un réacteur de synthèse de nanotubes de carbone par la méthode de l'arc électrique [Marcoux 2002].

Les premières expériences sur la synthèse des nanotubes de carbone par cette technique en utilisant des électrodes de graphite pur permettaient d'avoir essentiellement des MWNT en très faible quantité. En 1992, Ebbesen et al. du même laboratoire que Iijima, ont optimisé cette technique pour une production de nanotubes de carbone multifeuillets à l'échelle du gramme en mettant en avant le rôle de certains paramètres comme la pression du gaz inerte et de l'intensité du courant électrique dans l'amélioration du rendement [Ebbesen et Ajayan 1992]. En 1993, Bethune et al. [Bethune et al. 1993] du laboratoire américain IBM travaillant sur l'encapsulation des nanoparticules ferromagnétiques par des fullerènes, pour des applications dans la mémorisation des données, ont observé que l'utilisation des électrodes de graphite imprégnées par des métaux de transitions (Fe, Ni, Co) permettent d'obtenir un nouveau type de nanotube de carbone avec un seul feuillet (SWNT), ce phénomène a été observé simultanément par Iijima [Iijima et Ichihashi 1993] au laboratoire NEC. L'arc électrique reste la technique la plus adaptée pour la synthèse des NTC de haute qualité structurale à cause de la température mise en jeu ($> 3000^{\circ}\text{C}$ température de fusion du graphite). En revanche elle a plusieurs inconvénients, un faible rendement car une partie du carbone évaporé de l'anode se trouve aussi condensé sur les parois de l'appareil ajoutant à cela la discontinuité de la production et la nécessité d'une grande maîtrise des conditions expérimentales de synthèse.

I.5.2 Méthode d'ablation laser:

Utilisée auparavant par Kroto et al. [Kroto 1985] lors de leur découverte des fullerènes C_{60} , cette technique a été reprise par Guo et al. [Guo et Nikolaev 1995], qui sont les premiers à réussir la synthèse des SWNT par cette méthode en 1995. La synthèse de nanotubes de carbone par cette méthode s'effectue par ablation laser d'une cible de graphite chauffée à l'intérieur d'un four à une température de 1200°C , un flux de gaz inerte sous une pression de 500 Torr permet de transporter les nanotubes de carbone synthétisés pour être condensés sur une tige froide (figure I.11).

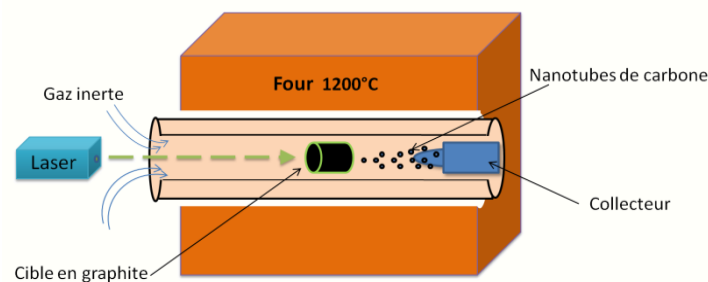


Figure I.11: Schéma de principe d'un dispositif par ablation laser [BOULEROUAH 2011]

Comme la technique de l'arc électrique, l'utilisation des cibles en graphite pur permet la synthèse des MWNT alors que les cibles imprégnées par des nanoparticules métalliques favorisent la synthèse des SWNT, majoritairement de type métallique [Yiming et al., 2004]. Cette technique est complexe dans sa mise en œuvre, car elle repose sur l'utilisation de deux impulsions lasers successives de fréquences différentes. Une autre méthode plus simple de synthèse par ablation laser utilise un faisceau laser qui est focalisé sur une cible obtenue en compactant de la poudre de graphite. Cette technique peut être couplée à des mesures in situ permettant ainsi l'étude et la modélisation des conditions de synthèse. ONERA (Laboratoire d'Etudes des Microstructures, Châtillon) dispose de ce type de montage (figure I.12) où la forte puissance du laser continu (CO_2) permet de fournir une énergie de (1500W) suffisante pour vaporiser une quantité importante de matière par unité de temps. [Castignolles, 2004]

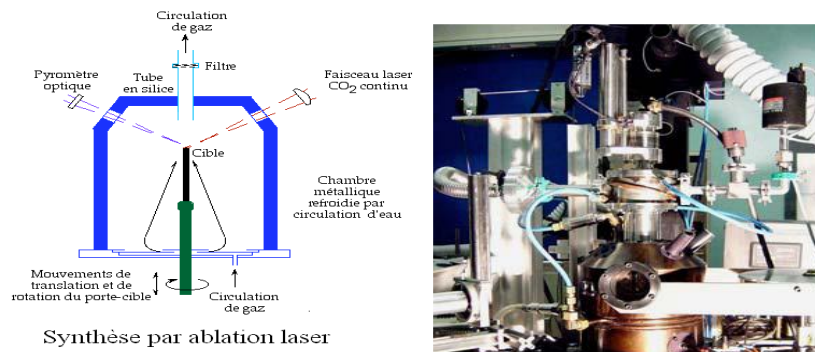


Figure I.12: Réacteur de synthèse laser continu (CO_2) de l'ONERA (à gauche), photo prise de réacteur de l'ONERA (à droite) [HADDAD, 2005]

Cette méthode a l'avantage d'avoir un grand rendement, presque 50% du carbone se transforme en SWNT [Guo et Nikolaev 1995], et une production en continu jusqu'à 1,5 g h⁻¹ [Eklund et Pradhan, 2002]. En revanche elle est très coûteuse car elle nécessite des sources laser de grande puissance (environ 1 kW).

I.5.3 Méthode de dépôt chimique en phase vapeur:

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 présentés dans les paragraphes ci-dessus. 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.

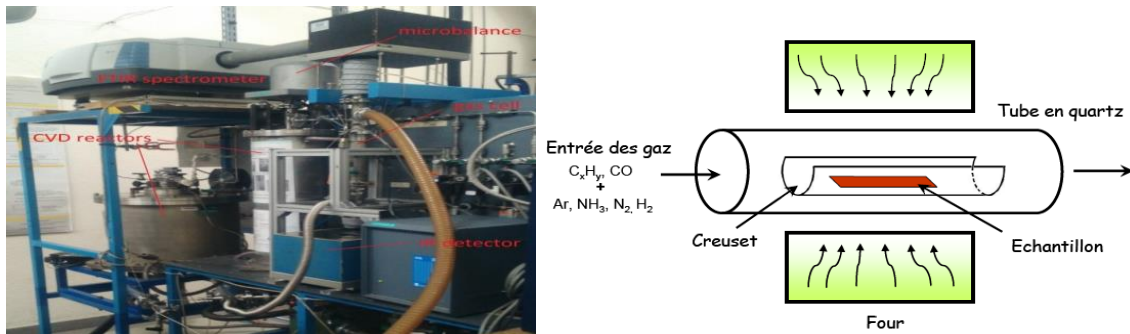


Figure I.13: Schéma d'un réacteur CVD pour la croissance des (NTC) [Gohier, 2007]

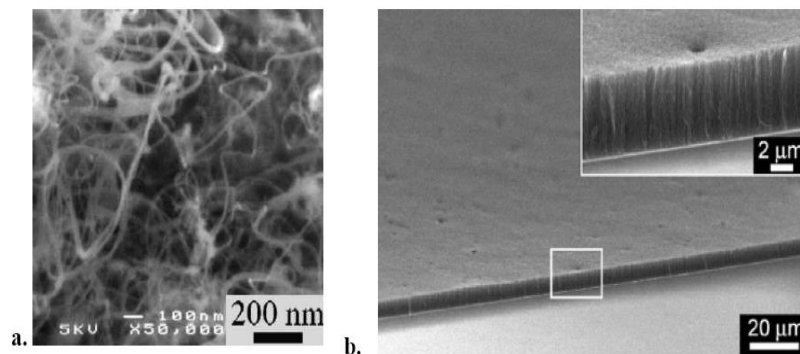


Figure I.14: Nanotubes synthétisés par CVD : a. (MWNT) désorientés [Emmenegger 2003] b. (SWNT) orientés verticalement par soutien mutuel [Maruyama, 2005]

Il est constitué d'un four alimenté par un flux de gaz carboné (CH_4 , C_2H_2 , CO) dilué dans un gaz réactif NH_3 ou H_2 . L'échantillon est placé sur un porte substrat dans lequel se trouve le catalyseur. Le gaz est ainsi décomposé par chauffage du four. Dans certain réacteur (procédé appelé Hot Filament CVD), un filament est placé au-dessus du substrat et est chauffé à une température comprise entre 1500 à 2000 °C. Les paramètres expérimentaux typiques utilisés sont une pression supérieure au Torr. Le temps de dépôt varie de la minute à quelques heures. Par ailleurs, trois paramètres principaux gouvernent la croissance de nanotubes de carbone dans ce procédé : le catalyseur, le gaz injecté, et la température.

Les catalyseurs les plus rencontrés dans la littérature pour la croissance de nanotubes de carbone sont le fer, le nickel ou le cobalt. D'autres éléments utilisés comme le Cu, Cr ou Mn ont conduit à de mauvais rendements. La croissance sur des catalyseurs déposés sur un

substrat de silicium, conduit en général à la croissance de nanotubes de carbones multifeuillets (MWCNTs) [Donato,2007],[Choi,2003],[Li,2001],[Paillet,2004], [Liu,2001],[Fan1999].Des nanotubes mono-feuillet ont été obtenus sur un film catalytique inférieur à 2 nm[Dai,1996],[Jung,2003].La croissance de nanotubes monofeuillet (SWCNTs) requiert un contrôle strict de la taille des particules. Les gaz précurseurs les plus souvent utilisés pour la synthèse des NTC sont : CH₄, C₂H₂, C₂H₄ et CO. Afin d'éviter la formation de carbone non désiré et perturbateur pour la croissance il est préférable d'utiliser des gaz qui s'auto-pyrolysent peu à la température de synthèse. Pour cette raison le CH₄ est souvent rencontré dans la littérature pour la croissance de SWCNTs et le C₂H₂ est souvent à proscrire.

La plupart des procédés rencontrés sont souvent optimisés pour un type de gaz. Il est alors difficile de faire une étude comparative. Cependant quelques études montrent que le changement de type de gaz peut induire des variations sur les dimensions des tubes obtenus à savoir leur longueur et leur diamètre [Lee, 2003],et sur le type de structure (fibre, NTC)[Chen2000].Notons que le rôle du gaz injecté en présence du gaz précurseur (N₂, H₂, NH₃, ...) est d'éliminer le carbone amorphe indésirable (bloque l'activité catalytique de la particule catalytique) qui se dépose sur le substrat. La température joue un rôle important dans la structuration et l'ordre local de carbone au sein de la structure des nanotubes. Lee et al ont observé l'amélioration de la graphitisation des parois quand la température de croissance augmente [Lee, 2001], [Bae, 2005].Pour les nano-fibres de type « bambou » il a été montré que la température pouvait favoriser la formation des compartiments [Lee, 2002].

Il existe également des variantes de la CVD telle que le procédé aérosol. Il s'agit de composés organométalliques utilisés pour la croissance de nanotubes de carbone. Sous l'effet de la température ces précurseurs se subliment et le catalyseur nécessaire à la formation des nanotubes est ainsi formé. La méthode aérosol la plus connue est le HiPCo. Les produits de la décomposition thermique de (FeCo) n réagissent pour former des agrégats de fer en phase gazeuse. Ces derniers agissent comme des sites de nucléation.

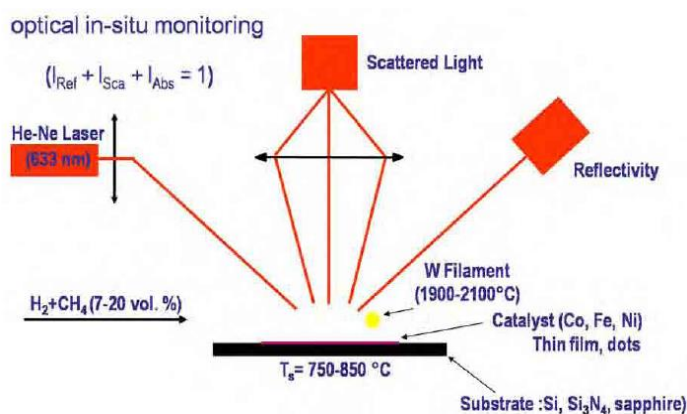
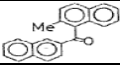


Figure I.15: Schéma du dispositif expérimental utilisé pour la croissance des (SWNT) et des nanotubes biparois par (HFCVD) avec un suivi optique in situ. [Buchoux 2011]

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

Tableau I.1: Des résultats de la synthèse de nanotubes de carbones réalisés par CVD [Gohier 2007]

Référence	Catalyseur/ Support	Température	Gaz	Produit
[Yudasaka 1995]	Ni (1-100 nm)	700°C		MWNT
[Dai 1996]	Mo	1200°C	CO	SWNT
[Fan 1999]	Fe (5 nm)/Si	700°C	C2H4	MWNT
[Cassell 1999]	Fe-Mo/ Al2O3-SiO2	900°C	CH4	SWNT
[Nikolaev 1999]	Fe(CO)5	800-1200°C	CO	SWNT
[Jung 2001]	Ni (2-7 nm)	800°C	C2H2/NH3	Nano-fibres « bamboo »
[Hongo 2003]	Fe (2 nm)/ Al2O3	650°C	CH4	SWNT
[Flahaut 2003]	MgxCoyMozO	1000°C	CH4/H2	DWNT
[Hu 2004]	Co-Mo	800°C	C2H5OH/ Ar/H2	SWNT
[Hata 2004]	Fe (1 nm)/ Al2O3	750°C	C2H4 + ~100 ppm (H2O)	SWNT
[Zhang 2004]	Co-Mo	750°C	CO	SWNT
[Maruyama 2005]	Co-Mo	800°C	C2H5OH	SWNT
[Kim 2006]	MgO:Fe:Mo	850°C	CH4/NH3/Ar	DWNT
[Cantoro 2006]	Al/Fe (0,3 nm)/ Al (0,2 nm)	350°C	C2H2	SWNT

I.5.4 Décomposition catalytique (HiPCO):

Le processus par décomposition de CO à haute pression (HiPCo) est une technique pour la production catalytique de SNTC dans une phase gazeuse à débit continu. Les SNTCs

sont produits par un flux de CO et un peu de $\text{Fe}(\text{CO})_5$ dans un réacteur de chauffage (Figure I.13). La distribution du diamètre des NTC's peut être choisie en commandant la pression de CO. Ce processus est prometteur pour la production en bloc des nanotubes de carbone. 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.16).

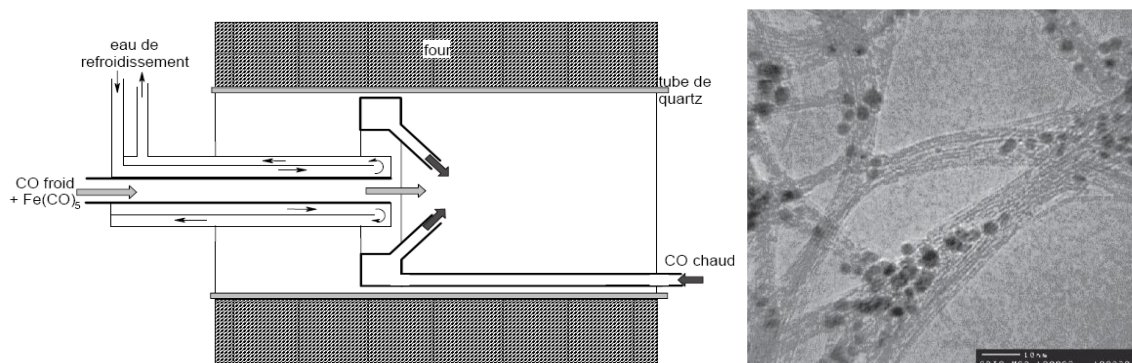


Figure I.16 : A gauche : Schéma du Production de nanotubes par méthode HiPCo [Marcoux, 2002]. A droite:Image TEM de nanotubes (HiPCO). [Nikolaev, 1999]

Des Nanotubes de diamètre 0,7 nm ont été obtenus par cette méthode, ce qui en fait les plus petit SNTCs réalisables par voie chimique [Richard et al., 1998].Le diamètre moyen des SNTCs par la méthode HiPco est approximativement 1,1nm. Le rendement potentiel pourrait approcher 70%.Les rendements les plus élevés et les tubes les plus étroits peuvent être produits à une température accessible de 800-1200°C [Nikolaev et al., 1999].Ce processus peut produire des SNTCs avec une pureté de 97% et un taux de production de 450mg/h [Michael et al.2001].

I.6 Purification des nanotubes

La purification s'effectue grâce à différentes méthodes telles que les méthodes chimiques, en utilisant le principe de l'oxydation sélective, ou par des méthodes physiques en utilisant la filtration ou la centrifugation par exemple. La plupart du temps, une seule technique ne permet pas de purifier « suffisamment » les nanotubes, et plusieurs techniques chimiques et physiques sont généralement couplées. En plus des impuretés, le produit final issu d'une synthèse contient souvent un mélange de nanotubes MWCNT et SWCNT, qui présentent des propriétés électroniques différentes parfois incompatibles avec les applications visées (mélange entre nanotubes métalliques et semi-conducteurs). Pour séparer les nanotubes

métalliques des semi-conducteurs, une technique basée sur l'ultracentrifugation en gradient de densité a par exemple été utilisée en l'associant à l'utilisation de surfactants. Cette méthode permet de séparer les fagots, les SWCNT à grand diamètre, les MWCNT à petit diamètre, les SWCNT métalliques des SWCNT avec petit diamètre comme on peut l'observer sur la (*figure I.17*). [Bernard et al.2013].

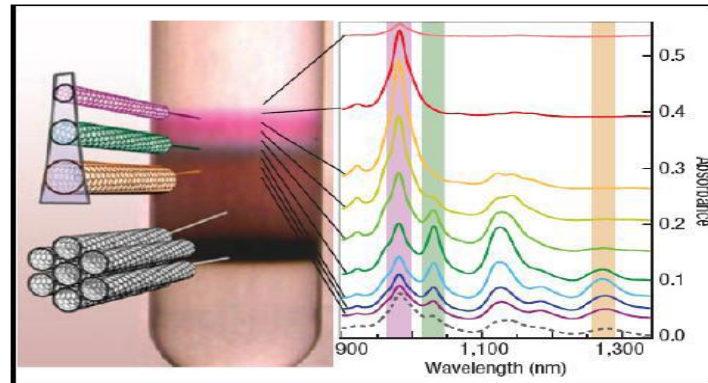


Figure I.17 : Image des NTC après procédure d'ultracentrifugation, les s-SWNTs et m-SWNT avec petit diamètre, les SWNTs à grand diamètre, et les fagots séparés (à gauche). Spectre d'absorption optique (à droite). [Bernard 2013]

I.6.1 Les méthodes chimiques

Consistent-en des traitements chimiques des échantillons de CNTs, permettent de se séparer du carbone amorphe et des particules métalliques, bien que les feuillets graphitiques entourant le métal constituent souvent un obstacle à son oxydation. Ces méthodes impliquent le plus souvent un traitement d'oxydation qui peut être réalisé en phase gazeuse (air, O₂, Cl₂ H₂O, etc.) ou en phase liquide (traitements acides et reflux). Elles s'avèrent relativement efficaces quant à l'élimination des impuretés mais présentent l'inconvénient majeur de dégrader la structure des CNTs qui sont sensibles aux traitements d'oxydation [Staii et al.,2005], [Zhu et al.,2006], [O'Connell et al.,2006]. De plus, ces méthodes sont généralement multi-étapes et consommatrices d'échantillon.

I.6.2 Les méthodes physiques

Les méthodes physiques utilisent principalement des microfiltrations ou de la chromatographie pour séparer les impuretés et les nanotubes de carbones. Cette séparation repose sur la différence de forme entre nanoparticules (plutôt sphériques) et les nanotubes de carbones (très longs et très anisotropes). Pratiquement toutes les purifications utilisent la combinaison de la méthode chimique et physique. Par exemple, l'équipe d'E.Flahaut et

al[Flahaut et al., 2003] utilise un bain d'acide chlorhydrique (méthode chimique) pour purifier les NTCs suivi d'une filtration pour séparer les nanoparticules des nanotubes de carbone (méthode physique). La pureté des DNTCs (nanotubes de carbones doubles parois) obtenus a été caractérisée par différentes techniques incluant la microscopie par transmission d'électrons à haute résolution (HRTEM) E. Flahaut et al[Flahaut et al., 2003], la spectroscopie de Raman S. Osswald et al[S. Osswald 2005], par photoluminescence T. Hertel et al [Hertel et al., 2005], par diffraction d'électron J.F. Colomer et al[Colomer et al., 2003], par champ magnétique afin de quantifier les propriétés électriques des DNTCs individuels M. Sagnes et al[Sagnes et al., 2003][Federov ,2005]. Les DNTCs présentent des propriétés électriques semi-conductrices (1/4) et conductrices (3/4). Ils ont un diamètre de 2- 3nm et peuvent atteindre une longueur de 10µm. Un autre exemple de purification de nanotubes de carbone simple paroi (SNTCs) W. Chiang et al[Chiang, 2001] décrit plusieurs étapes d'oxydation du carbone amorphe sous un flux d'O₂/Ar à 500°C. Cette oxydation est suivie d'un traitement HCl pour supprimer les impuretés restantes. Cette méthode permet d'obtenir 99,9% de SNTCs purs.

D'un point de vue pratique, les (*MWNT*) produits catalytiquement sont plus faciles à purifier car ils ne contiennent comme impureté que le catalyseur et son support, alors que les (*SWNT*) produits par arc électrique ou ablation laser contiennent énormément de carbones amorphes de petites tailles. Les (*SWNT*) sont souvent purifiés à l'aide de techniques de filtration car la technique d'attaque acide peut entraîner leur destruction [Dujardin, 1998]. On distingue deux types de filtration.

- Filtration directe : Le flux de liquide à filtrer est perpendiculaire à la membrane, dans la même direction que le filtrat. C'est la méthode classique de filtration.

- Filtration tangentielle : Le flux de liquide à filtrer est tangentiel à la membrane. C'est le cas lorsque la solution filtrée est remise en circulation. [Marcoux, 2002]

Li et al. [Li , 2000] ont mis au point une procédure de purification des (*SWNT*) associant une ultrasonification et une filtration, avec un rendement de (40%) et une pureté de (95%). Toujours en associant ultrasons et filtration, Bonard et al.[Bonard 1997] ont employé un surfactant pour agréger les particules et obtenu un rendement de purification de (90%). Bandow et al.[Bandow, 1997] ont utilisé plusieurs filtrations avec des solvants différents, permettant d'éliminer successivement les carbones de type fullerènes et les nanoparticules catalytiques. Shelimov et al.[Shelimov et al.,1998], avec une méthode assez proche (la filtration a lieu dans ce cas en présence d'ultrasons) ont obtenu le même rendement de (90%) mais cette variante permet de purifier une plus grande quantité de nanotubes en une seule fois. L'équipe

de Bernier[Vaccarini, 1999] purifie des (SWNT) produits par arc électrique par reflux dans (HNO_3), le résidu étant ensuite dispersé dans une solution contenant un surfactant puis filtré à partir d'un système de filtration tangentielle. Après lavage, les (SWNT) sont recuits à ($1600^\circ C$) pour éliminer les traces de surfactant et de catalyseurs résiduels. Plus récemment, Zhou et al[Zhou et al., 2000] ont purifié des (SWNT) par une méthode en deux étapes, comprenant un reflux dans une solution (H_2O_2 20%) suivie de plusieurs filtrations avec des solvants différents.

La purification des (MWNT) produits par voie catalytique est souvent effectuée à partir d'un traitement à l'acide fluorhydrique [Leroux, 1999], destiné à éliminer le support, suivi d'un traitement à reflux avec (HNO_3)[Rinzler 1998] afin d'éliminer le catalyseur. Une étape supplémentaire de retraitement thermique à haute température ($>2000^\circ C$) peut être ajoutée afin d'évaporer les particules résiduelles de catalyseur et d'éliminer les éventuels défauts [Hamwi, 1997]. Dillon et al.[Dillon et al., 1997] ont décrit un processus conduisant à (98%) de (MWNT) purs. Ce dernier combine un reflux avec (HNO_3) à un traitement sous air à ($550^\circ C$). Chiang[Chiang 2001] utilise un processus proche de celui de Dillon, les nanotubes étant traités avec (HCl) après oxydation sous air.

I.6.3 Ouverture des nanotubes

Les techniques d'ouverture des nanotubes de carbone sont destinées à rendre accessible leur canal central. En effet, les nanotubes obtenus par les techniques décrites précédemment, sont dans la plupart des cas fermés à leurs extrémités. L'intérêt d'avoir des nanotubes ouverts est d'une part, de pouvoir utiliser leur cavité centrale comme « nano-container » pouvant contenir différentes espèces chimiques (conductrices par exemple) pour la nanoélectronique. Les tubes ouverts présentent également un grand intérêt pour le stockage de gaz [Dillon et al., 1997] et pour le stockage électrochimique de l'énergie [Frankowiak et al. 2001]. On distingue deux Techniques principales d'ouverture: chimique et mécanique.

Techniques chimiques : Les premiers travaux ont été réalisés sur des tubes multiparois[Ajayan et al. 1993]. Les auteurs ont soumis les MWNTs à une oxydation sous air à $700^\circ C$ pendant de brèves périodes.[Tsang et al. 1993] ont testé une oxydation au CO_2 à $850^\circ C$ pendant 5 h. Dans ces deux cas, la proportion des tubes ouverts est relativement faible, l'oxydation est inhomogène en raison des phénomènes de diffusion et l'ouverture s'accompagne d'un amincissement des tubes. L'oxydation en phase liquide est de loin la plus utilisée en raison des rendements en tubes ouverts en plus de l'homogénéité de l'oxydation. Différents acides concentrés ont été testés sur des MWNTs, notamment HNO_3 , H_2SO_4 ,

KMNO₄ [Hiura et al., 1995] [Satishkumar et al., 1996]. Comme dans le cas de l'oxydation en phase gazeuse, on constate l'ouverture des tubes à leurs extrémités qui s'accompagne de l'amincissement des tubes. Une technique d'ouverture des MWNTs basée sur l'oxydation électrochimique à température ambiante, en utilisant comme électrolyte H₂SO₄ a été également utilisée [Skowroński et al., 2003].

Techniques mécaniques : [Stepanek et al., 2000] et [Stepanek, 2001] ont utilisé un procédé basé sur l'abrasion des nanotubes monoparois entre deux disques contenant des particules de diamant ayant une granulométrie de 0,1 µm. Des SWMTs obtenus par la technique de l'arc électrique sont d'abord dispersés par ultrasons dans de l'éthanol. La suspension homogène obtenue est mise entre les deux disques puis frictionnée jusqu'à l'obtention d'une poudre très fine. La poudre est ensuite récupérée en ajoutant de l'éthanol qui est éliminé par la suite à l'aide d'un rotavapor. Les analyses par METHR montrent que plusieurs faisceaux ont été sectionnés tout en conservant leur organisation en faisceaux. L'évolution de la distribution des longueurs des faisceaux a été suivie par AFM. La longueur moyenne après ce traitement est cinq fois inférieure à la longueur moyenne des faisceaux bruts. Des résultats similaires ont été également obtenus pour des nanotubes multiparois [Maurin et al., 2001]. Stepanek a utilisé une deuxième technique [Stepanek, 2001] dont le principe est similaire à la première. Elle consiste en une sonication d'une suspension contenant des nanotubes monoparois et des grains de diamant (granulométrie = 0.2 µm) dans de l'eau distillée. Le dispositif émetteur d'ultrasons est équipé d'une sonde en titane. La puissance du sonicateur est de 500 W et la fréquence est fixée à 20 kHz. Après quelques séries de rinçage à l'eau distillée et de centrifugations, le matériau est séché à 100 °C. L'étude de l'évolution structurale des tubes par METHR en fonction du temps de sonication a permis de remarquer que la méthode est efficace pour des durées de traitement supérieures à 60 mn. L'inconvénient majeur de ces techniques mécaniques, réside principalement dans l'introduction d'impuretés, en particulier des particules de diamant dont la quantité semble être plus importante dans le cas du coupage assisté par ultrasons. [Moulay, 2004]

I.7 Propriétés des nanotubes de carbone

Les nanotubes de carbone possèdent des propriétés physiques exceptionnelles : Très faible déformation sous charge : module d'Young axial (270-950 GPa) pour (MWNT) et (550-1060 GPa) pour (SWNT) contre 210 pour l'acier au carbone, très forte résistance à la traction : (150 GPa), plus de 100 fois supérieure à l'acier ultra-résistant. Très forte conductivité thermique : (3000-6000 W m⁻¹K⁻¹) contre 400 pour le cuivre, Conductivité

électrique : même niveau que le cuivre. Evidemment, la meilleure dispersion des nanotubes dans les matériaux composite permet d'atteindre les mêmes performances.

I.7.1 Propriétés mécaniques

Les nanotubes de carbone possèdent de nombreuses propriétés mécaniques. Parmi ces dernières nous pouvons citer leur rigidité que l'on peut comparer à celle de l'acier tout en restant extrêmement légers. Une autre propriété qui fait l'exception de ces matériaux est leur dureté et leur conductivité thermique comparables voire supérieures, dans le cas des NTCSW, à celle du feuillet de graphène ou du diamant de haute pureté[Savas, 2000].Les NTC peuvent également être très flexibles (environ 200 fois plus que l'acier pour un poids 6 fois inférieur) et ceci réversiblement, sans détérioration, jusqu'à un angle d'environ 110° pour des NTCSW[Iijima 1996].De nombreux travaux théoriques ont prévu un module d'Young très élevé comme nous le verrons dans le chapitre III.

I.7.2 Propriétés thermiques

La mesure des propriétés thermiques d'un nano-objet comme les nanotubes est délicate. Cependant, quelques études expérimentales ont permis de mesurer la conductivité thermique de nanotubes multifeuillets. Leur conductivité est grande, mais significativement plus faible que celle du graphite. Ces résultats sont a priori décevants, mais ils peuvent s'expliquer en considérant le fait que tous les feuillets ont participé à la conduction thermique alors que seul le feuillet externe a été utilisé pour les mesures. Ces considérations permettent d'estimer la magnitude de la conduction d'un tube monofeuillet au même ordre de grandeur que celle du graphite.[Izard, 2004].L'étude des propriétés thermiques des nanotubes est un domaine assez peu exploré, en partie à cause des difficultés expérimentales. Des études sont encore nécessaires pour mieux comprendre les phénomènes, en particulier dans le domaine des hautes températures, où les données expérimentales sont quasiment inexistantes.

Les matériaux carbonés sont utilisés industriellement pour améliorer la conductivité thermique. C'est pourquoi la découverte des nanotubes en 1991 a rapidement conduit à prédire [Ruoff ,1995] pour cette nouvelle forme allotropique unidimensionnelle de carbone une conductivité thermique égale ou supérieure à celle du diamant ou du graphite. Les propriétés thermiques de nanotubes, qu'ils soient multicouches ou monocouches, ont encore été relativement peu explorées.

Des mesures aboutirent à des valeurs de conductivité thermique longitudinale allant de (1800 à 6000 W.m⁻¹.K⁻¹) pour un fagot isolé et à température ambiante. [Hone, 1999] Des valeurs aussi élevées sont imputées à un libre parcours moyen particulièrement élevé pour les phonons (de l'ordre de 100 nm). Une valeur de (6600 W.m⁻¹.K⁻¹) fut obtenue pour un nanotube (10,10) isolé et à température ambiante, [Berber 2000] ce qui est comparable à la conductivité thermique d'un hypothétique feuillet de graphène isolé. [Marcoux, 2002]

I.7.3 Propriétés électroniques et optiques

De fait de leurs propriétés électroniques, les nanotubes de carbones mono-feuillets présentent, des propriétés physiques remarquables. Un aspect très particulier des NTC's est que leur structure électronique dépend de leur chiralité. En effet selon ses indices chiraux (n, m), un nanotube peut être soit métallique soit semi-conducteur [Orellana et al., 2006].

Cas du graphène : Il est intéressant de se pencher dans un premier temps sur la structure de bandes électroniques du graphène, pour mieux comprendre d'où viennent ces propriétés particulières. L'espace direct le réseau hexagonal du graphène est défini à partir des vecteurs \vec{a}_1 et \vec{a}_2 (figure I.18) et devient dans l'espace réciproque un réseau hexagonal, tourné de 90° par rapport au réseau direct. Il est défini par les vecteurs \vec{b}_1 et \vec{b}_2 (figure I.18). Dans le plan (x, y) ces vecteurs s'écrivent de la manière suivante [Tournus et al., 2005].

$$\vec{b}_1 = \left(\frac{2\pi}{\sqrt{3}a}, \frac{2\pi}{a} \right) \quad ; \quad \vec{b}_2 = \left(\frac{2\pi}{\sqrt{3}a}, -\frac{2\pi}{a} \right) \quad (1.1)$$

Le réseau hexagonal définissant la première zone de Brillouin du graphène dans l'espace réciproque, comporte trois points remarquables : le centre de zone Γ , le bord de zone K et le point M situé à égal distance entre K et K' (figure I.18).

Dans les années 40, Wallace a été le premier à formuler une hypothèse simple, afin de décrire la structure électronique du graphène [Cyrielle et al., 2010]. Cette hypothèse est basée sur un modèle de type liaisons fortes ne prenant en compte que les électrons des orbitales P_z aussi nommés électrons π . Dans le modèle des liaisons fortes, l'équation de Schrödinger de l'électron dans l'état cristallin est de la forme :

$$H\psi(\vec{r}) = \left[-\frac{\hbar^2}{2m} \Delta + U(\vec{r}) \right] \psi(\vec{r}) = E\psi(\vec{r}) \quad (1.2)$$

Où H est l'hamiltonien de l'électron. Il se traduit par une partie cinétique $-\frac{\hbar^2}{2m} \Delta$

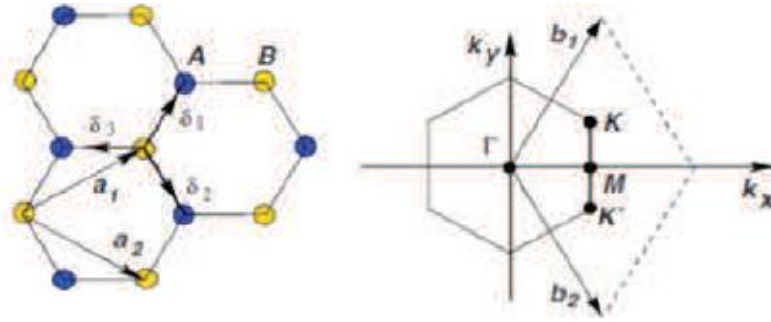


Figure 1.18 : Réseau direct et réseau réciproque du graphène [Yann, 2013]

et une partie $U(\vec{r})$ qui traduit l'interaction coulombienne entre l'électron et le potentiel périodique du réseau cristallin à un point \vec{r} du réseau. E est l'énergie de ce dernier et $\psi(\vec{r})$ sa fonction d'onde au point \vec{r} et m est la masse de l'électron.

La fonction d'onde $\psi(\vec{r})$ peut être construite comme une combinaison linéaire des orbitales atomiques $\phi(\vec{r})$ dans la limite où la perturbation du potentiel cristallin est faible.

$$\psi(\vec{r}) = \sum_n C_n \phi(\vec{r} - \vec{R}_n) \quad (1.3)$$

Où \vec{R}_n sont les positions des atomes du réseau. Dans cette équation, les C_n ont des coefficients imposés par la condition de Bloch $\psi(\vec{r} - \vec{R}_n) = e^{i\vec{k} \cdot \vec{R}_n} \psi(\vec{r})$ et la renormalisation de $\psi(\vec{r})$. Ils sont alors de la forme :

$$C_n = \frac{1}{\sqrt{N}} e^{i\vec{k} \cdot \vec{R}_n} \quad (1.4)$$

Où \vec{k} est le vecteur d'onde permis par les conditions aux limites périodiques sur une maille du réseau.

L'énergie de l'électron dans l'état cristallin est donnée par :

$$E = \int_{\text{maille}} \psi(\vec{r}) \left[-\frac{\hbar^2}{2m} \Delta + U(\vec{r}) \right] \psi(\vec{r}) d\vec{r} \quad (1.5)$$

Il apparaît alors que l'énergie de l'électron est fonction du vecteur d'onde \vec{k} . Il est alors montré par cette méthode que la relation de dispersion 2D des électrons π du graphène s'écrit

Sous la forme :

$$E(k_x, k_y) = E_{2D} = \pm \gamma_0 \sqrt{1 + 4 \cos\left(\frac{\sqrt{3}k_x a}{2}\right) \cos\left(\frac{k_y a}{2}\right) + 4 \cos^2\left(\frac{k_y a}{2}\right)} \quad (1.6)$$

Avec γ_0 la constante de recouvrement qui correspond à l'énergie d'interaction entre les orbitales

P_z des atomes de carbone premiers voisins.

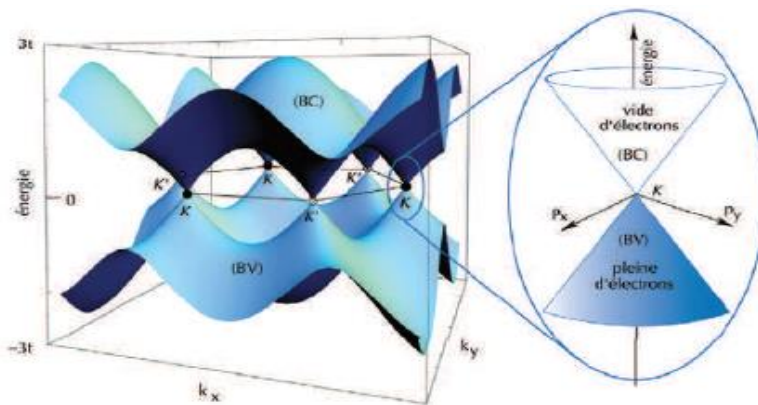


Figure I.19 : Structure de bande électronique du graphène dans l'approximation des liaisons fortes (liaisons π prenant en compte le premier voisin) [Cyrielle et al., 2012] L'agrandissement représente la dispersion conique (cône de Dirac) au bord du point K.

A partir du calcul de Wallace, les bandes d'énergie des électrons du graphène sont présentés dans la figure I.19 [Cyrielle et al., 2010]. Dans l'approximation qui y est faite, les bandes π (valence) et π^* (conduction) sont symétriques par rapport au niveau de Fermi. Sur cette figure on constate également que la bande de valence et la bande de conduction se rejoignent en chaque point K et K'. C'est de cette particularité que le graphène tire son nom de semiconducteur à gap nul ou encore de semi-métal. Une autre particularité est qu'autour du point K la relation de dispersion est linéaire et isotrope et forme ce qui est communément nommé cône de Dirac. D'autres formalismes permettent de rendre compte de l'asymétrie des bandes π et π^* prévue par des calculs basés sur la fonctionnelle de la densité (DFT).

Dans le cas des nanotubes de carbones mono-parois : à partir La structure de bande électronique de du graphène, celle des nanotubes de carbone peut être obtenue en utilisant la méthode dite de repliement de zones. Dans cette approche, la méthode des liaisons fortes donne une approximation satisfaisante des propriétés optiques des nanotubes de carbone autour de l'énergie de Fermi. Le repliement du feuillet de graphène sur lui-même dans l'espace réel ou direct revient à introduire une condition de périodicité sur les fonctions d'onde dans l'espace réciproque, le long de la circonférence du tube, ce qui revient à quantifier le vecteur d'onde dans cette direction. Afin de définir les vecteurs d'onde autorisés dans les nanotubes de carbone, il est alors nécessaire de définir les vecteurs de base du réseau

réciroque des nanotubes de carbone \vec{k}_1 et \vec{k}_2 . Ici, \vec{k}_1 est le vecteur du réseau réciroque selon la direction de la circonférence et \vec{k}_2 le vecteur du réseau réciroque selon l'axe du nanotube de carbone.

A partir de la condition d'orthogonalité avec l'espace direct, on définit les vecteurs de bases \vec{k}_1 et \vec{k}_2 de l'espace réciroque des nanotubes de carbone :

$$\vec{C}_h \cdot \vec{K}_1 = 2\pi ; \vec{T} \cdot \vec{K}_1 = 0 \quad (1.7)$$

$$\vec{C}_h \cdot \vec{K}_2 = 0 ; \vec{T} \cdot \vec{K}_2 = 2\pi \quad (1.8)$$

Une fois ré-exprimés à partir des vecteurs \vec{b}_1 et \vec{b}_2 du réseau réciroque du graphène, on obtient :

$$\vec{K}_1 = \frac{(-t_2 \vec{b}_1 + t_1 \vec{b}_2)}{N} \quad (1.9)$$

$$\vec{K}_2 = \frac{(m \vec{b}_1 - m \vec{b}_2)}{N} \quad (1.10)$$

Les nanotubes de carbone étant des systèmes quasi-unidimensionnels, comme nous l'avons mentionné plus haut, la quantification du vecteur d'onde va uniquement se faire dans la direction de la circonférence afin de préserver la continuité de la fonction d'onde. Les valeurs du vecteur d'onde \vec{k}_t permises dans les nanotubes de carbone sont alors obtenues en appliquant la condition aux limites périodiques selon la circonférence. Cette condition s'exprime sous la forme :

$$\vec{k}_t \cdot \vec{C}_h = 2\pi p \quad (1.11)$$

Où p est un entier.

Il vient alors que les conditions de périodicité liées à la formation du tube conduisent à N valeurs discrètes du vecteur d'onde \vec{k}_t le long de la direction \vec{k}_1 . En effet, p est tel que :

$$p = 0, 1, \dots, N-1 \quad (1.12)$$

D'autre part, aucune condition de périodicité n'est à appliquer le long de l'axe du nanotube de carbone. En conséquence la composante selon cette direction est de la forme :

$$\vec{k}_t \cdot \vec{K}_2 = \frac{k}{|\vec{K}_2|} \quad (1.13)$$

Où $-\pi/T < k < \pi/T$

Dans la direction de \vec{K}_2 , le vecteur \vec{k}_l correspond à des lignes de longueur $\frac{2\pi}{T}$. On obtient les N lignes parallèles des vecteurs \vec{k}_l permis tels que

$$\vec{k}_l = q \vec{K}_1 + k \frac{\vec{K}_2}{|\vec{K}_2|} \quad (1.14)$$

Avec $-\pi/T < k < \pi/T$ et $q = 0, 1, \dots, N-1$

Une représentation des vecteurs d'onde \vec{k}_l permis pour les électrons dans les nanotubes de carbone est faite sur la figure I.20 pour les nanotubes (5,5) et (8,0). Comme il a été mentionné, ils forment des lignes parallèles espacés de $\frac{2\pi}{|\vec{C}_h|}$ (figure I.20). Les vecteurs d'onde

\vec{k}_l correspondent alors à des coupes dans la relation de dispersion à 2 dimensions du graphène (figure I.19 en haut).

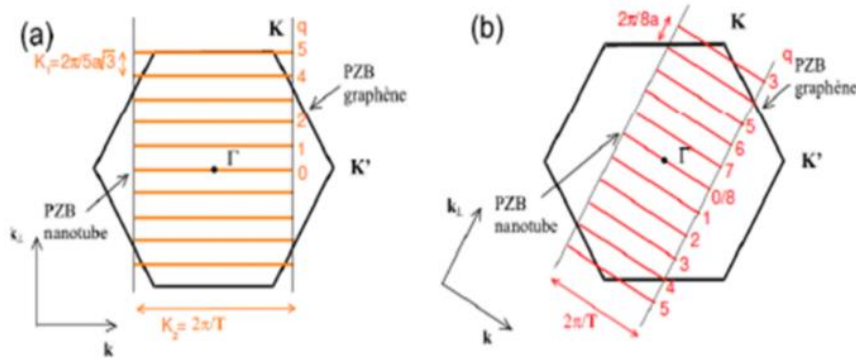


Figure I.20 : Représentation des vecteurs d'onde permis dans les nanotubes de carbone adaptée de [Bhattacharyya et al., 2004]: (a) Nanotube Armchair (5,5), (b) nanotube Zig-Zag (8,0) ; PZB est l'abréviation de première zone de Brillouin. Il est également à noter que k_\perp est l'équivalent de

$$\vec{K}_1 \text{ et que } k \text{ est l'équivalent de } \vec{K}_2$$

Comme nous avons vu précédemment, le graphène est un semi-métal, c'est à dire qu'il y a recouvrement de la bande de conduction et de la bande de valence au niveau du point K de la première zone de Brillouin. Les coordonnées du point K sont $\vec{K}^g = (\vec{b}_1 - \vec{b}_2)/3$. Ceci fait qu'un nanotube de carbone sera métallique lorsqu'une des lignes parallèles associées aux vecteurs réciproques du nanotube coïncidera avec ce point particulier de la première zone de Brillouin du graphène. Mathématiquement, il vient la condition suivante :

$$\vec{K}^g \cdot \vec{C}_h = 2\pi q = \frac{\vec{b}_1 - \vec{b}_2}{3} \cdot (\vec{n}_1 a + \vec{m}_2 a) = 2\pi \frac{n - m}{3} \quad (1.15)$$

La condition pour qu'un nanotube soit métallique est alors que $n - m$ doit être un multiple de 3. De manière générale, on peut définir les propriétés électroniques des nanotubes de carbone mono-feuillets comme suit :

- $\text{mod}(n-m; 3) = 0$, le nanotube est métallique
- $\text{mod}(n-m; 3) = 1$ ou 2 , on aura un nanotube semiconducteur

I.7.4 Propriétés de capillarité

De 1992 à 2001, plus de 100 articles ont été publiés sur le thème du remplissage des nanotubes de carbone par des éléments solides pour constituer des nanofils encapsulés. La liste des compositions des nano fils synthétisés est longue : éléments purs (Pb, Bi, Sn, Mn, Cr, Fe, Ni, Co, Pd, Cu, etc.), oxydes (MoO_3 , SnO , CoO , V_2O_5 , GeO_2 , etc.), carbures (LaC_2 , SiC , TiC , etc.), sulfures (NiS_x , CrS_x , etc.), chlorures, nitrures, alliages. Le concept de base pour le remplissage est l'écoulement d'une phase liquide par capillarité à une température donnée, suivi d'une solidification lors du refroidissement. Ce concept est mis en œuvre dans deux types d'approches différentes : celle où un liquide est inséré dans un nanotube existant, et celle où le nanotube et son contenu croissent simultanément. Dans ce dernier cas, il n'y a pas bien entendu d'étape de coupure des tubes.

1- Les méthodes de type « insertion d'un liquide » sont basées : soit sur l'emploi direct de la capillarité sans transformation chimique ; soit sur l'utilisation de la capillarité avec des solutions contenant des réactifs, suivie d'une réaction chimique confinée.

2- Les méthodes de type « croissance simultanée » sont basées sur le principe de la formation simultanée des nanotubes enveloppes et du matériau encapsulé par un mécanisme de type catalytique. Dans cette catégorie peuvent être classées les méthodes suivantes : croissances par arc électrique, par ablation laser, par décomposition catalytique à partir de particules métalliques ou de métallo cènes.

Le remplissage des nanotubes monocouches par des cristaux quasi-unidimensionnels, de composition, taille et structure contrôlées constitue un domaine nouveau et encore peu exploré. Il peut être intéressant d'étudier les effets du confinement sur les paramètres cristallins. Par exemple, les paramètres de réseau de KI cristallisé à l'intérieur d'un SWNT sont sensiblement différents de ceux observés pour un cristal classique de KI. Ceci est dû à une réduction de coordinence des ions de surface et à la proximité immédiate de la paroi interne du nanotube. La (*fig. I.21*) représente le cristal de KI obtenu à l'intérieur d'un nanotube monocouche de 1,4 nm de diamètre.[Meyer, 2000]

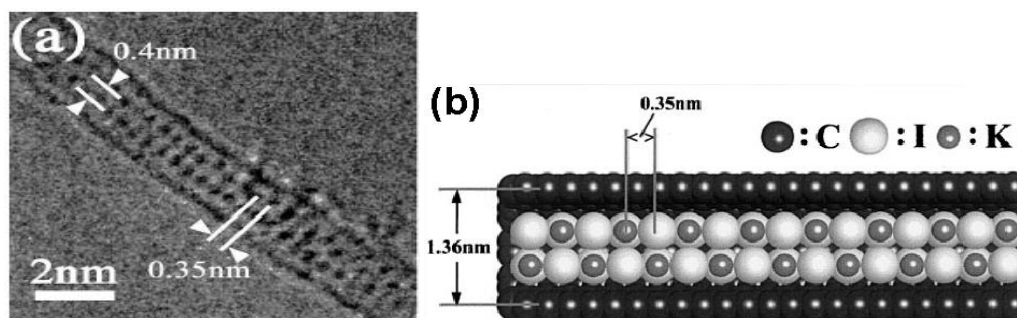


Figure I.21:(a) Image MET d'un cristal de KI au sein d'un SWNT de 1,4 nm de diamètre. Ce cristal ne comporte que deux rangées d'ions à peine. Chaque point noir sur l'image correspond à une paire K-I. Le trait continu délimitant le cristal correspond à la paroi du nanotube. (b) Modélisation du cristal observé en MET. [Meyer, 2000]

I.7.5 Propriétés électroniques:

Les propriétés électroniques des nanotubes monocouches sont principalement liées aux deux nombres entiers n et m qui définissent l'hélicité du tube ainsi que son diamètre (fig I.19). Les calculs théoriques sur des tubes infinis permettent de recenser les trois cas suivants: [Mintmire, 1993]

- Les nanotubes de configuration armchair (n, n) sont métalliques.
- Les tubes (n, m) avec $(n-m)$ multiple de 3 non nul sont des semi-conducteurs de faible gap.
- Les autres nanotubes sont des semi-conducteurs à gap large ou des isolants.

Plus généralement, on considère que les nanotubes de configuration (n, m) sont métalliques si $n-m$ est un multiple de 3. Dans le cas contraire, ils sont semi-conducteurs. La (fig I.22) résume ces résultats.

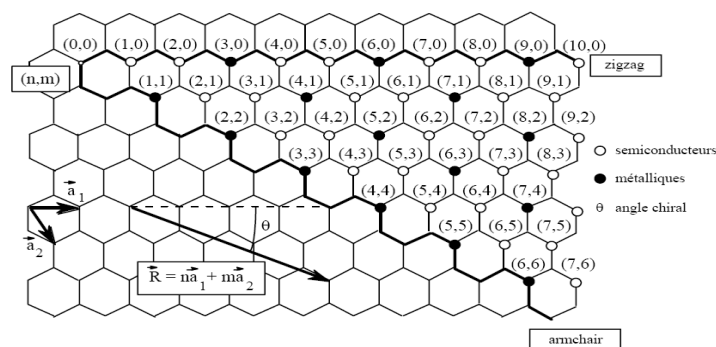


Figure I.22: Propriétés électroniques des nanotubes de carbone monocouche en fonction de leurs indices de chiralité (n, m).

Des mesures expérimentales récentes [Tans, 1997] concernant des tubes monofeuillets. Elles montrent qu'ils se comportent comme des fils quantiques, dans lesquels la conduction semble se produire par sauts d'énergie quantifiés, en bon accord avec les prédictions théoriques [Wildöer, 1998]. En ce qui concerne les MWNT, chacune de leur paroi présente

aléatoirement un caractère métallique ou semi-conducteur. Vis-à-vis de la course à la miniaturisation qui s'est instaurée dans le domaine de la micro-électronique. Les NTC semi-conducteurs apparaissent donc comme de parfaits candidats pour l'élaboration de composants électroniques [Seichepineet al.,2012], tels que des diodes et des transistors, dont les performances seraient supérieures à celles du silicium. Les NTC peuvent également transporter des densités de courant supérieures à 10^9 A/cm²[Wei et al. 2001], alors que les densités de courant des métaux atteignent seulement 10⁵A/cm². Ainsi, les NTC conducteurs pourraient être utilisés en remplacement du cuivre pour élaborer des nanofils conducteurs. Leur capacité à émettre des électrons par effet tunnel via leurs extrémités (i.e. émission localisée). Les NTC sont déjà exploités en microscopie de champ proche et pourraient être utilisés pour réaliser des écrans plats à émission de champ [Saito et al.1998].

I.8 Défauts des nanotubes de carbone:

Comme dans tous matériaux les défauts de structures sont inévitables et affecte ses propriétés. Les défauts connus concernant les nanotubes de carbone peuvent se présenter sous la forme :

1-De vides atomiques (atomes manquant dans la structure du graphène). De tels défauts peuvent affecter la résistance physique des nanotubes, voire dans les cas plus graves la faire baisser de 15% [Sammalkorpi2004].

2-De défauts de Stone Wales : au lieu de former des hexagones, les atomes de carbones se réarrangent en pentagones ou en heptagones.

Si la courbure provoquée par l'introduction d'un pentagone dans un réseau graphitique est positive, la présence d'un heptagone provoque elle une courbure négative (figure I.23).

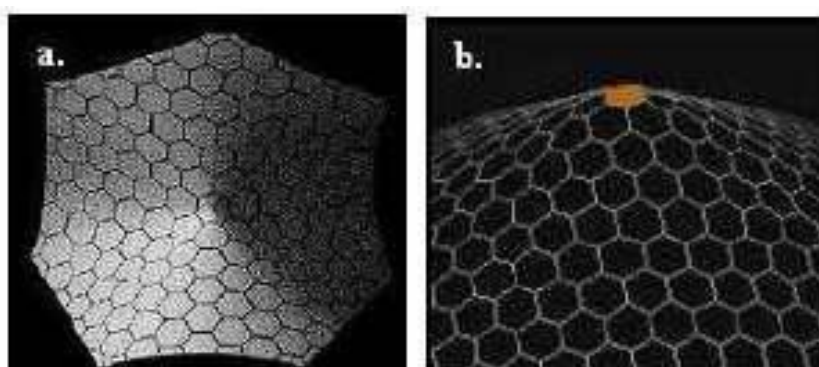


Figure I.23 : Courbure présente dans un réseau graphitique (a) heptagone introduit dans le réseau (b) pentagone introduit dans la structure de graphite [S.RIZK ,2009]

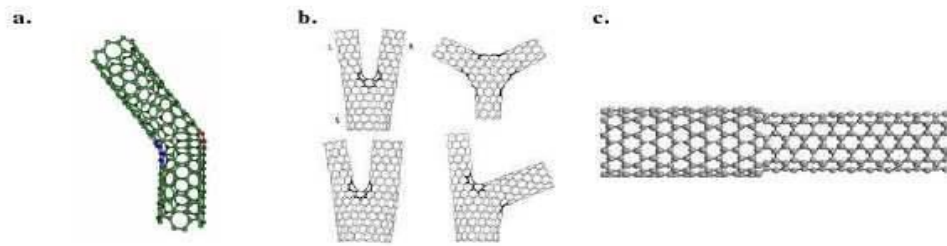


Figure I.24 : Défauts pentagonaux et heptagonaux se traduisant par : (a) un coude [Lambin, 1995] (b) des jonctions Y (c) un changement de diamètre [S.RIZK, 2009]

Il est alors possible, en combinant ces défauts, de faire varier le diamètre du tube ou créer des coudes. Des connexions entre nanotubes de carbone sous la forme de jonction en Y, T ou en X on déjà été observées (figure I.24).

Donc un nanotube de carbone est formé avec un feuillet de graphène enroulé sur lui-même et présentant des défauts de topologie à ses extrémités. Son diamètre est compris entre 1 et 10 nanomètres pour une longueur de plusieurs micromètres, il possède donc une taille moléculaire à caractère unidimensionnel. En plus de ces défauts qu'on pourrait qualifié d'intrinsèques, il faut tenir compte d'impuretés, carbonées ou non, s'ajoutant aux nanotubes. La nature de ces impuretés dépend naturellement du mode de synthèse des nanotubes [Marcoux 2002]. Lorsqu'un catalyseur métallique est employé dans la synthèse on le retrouve dans l'échantillon brut. Il est d'autant plus difficile de s'en séparer qu'il est le plus souvent sous forme de particules nanométriques (rendant difficile une séparation par filtration ou centrifugation) et recouvert de plusieurs feuillets graphitiques (rendant peu efficace une élimination par oxydation). Tout le carbone présent dans un échantillon brut n'est malheureusement pas sous forme de nanotubes.

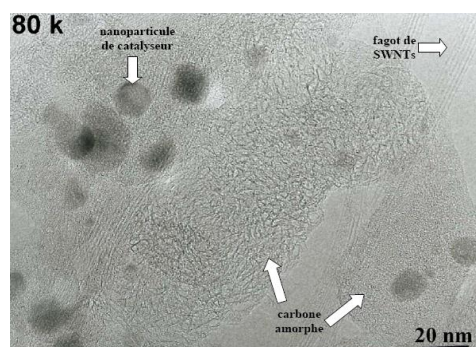


Figure I.25: Image (MET) d'un échantillon de nanotubes (collerette brute produite par arc électrique). On peut distinguer, en plus des (SWNTs), des particules de catalyseur et deux formes de carbone amorphe. [Marcoux 2002]

On trouve des particules de graphite et du carbone amorphe plus ou moins structuré (figure I.25). Des molécules carbonées de faible masse peuvent également être présentes, comme du (C60) ou des hydrocarbures polyaromatiques. [Marcoux 2002]

I.9 Applications des nanotubes de carbone:

Les domaines d'application touchent principalement les industries plastiques et composites (69% du marché mondial en 2010 [V. Patel, 2011] qui exploitent leurs propriétés exceptionnelles de résistance à la déformation, de flexibilité et de dureté mais aussi leur conductivité thermique hors norme. Les secteurs électriques et électroniques occupent la seconde place, avec 10% du marché mondial des NTC en 2010 [V. Patel, 2011]. Les propriétés de comportement métallique et/ou semi-conducteur des NTC (NTCSW et NTCMW) en font de parfaits candidats pour l'élaboration de composants électroniques [Seichepine et al. 2012], tels que les diodes et les transistors, dont les performances seraient supérieures à celles du silicium. Le secteur de l'énergie représentait, quant à lui, 8% du marché mondial des NTC en 2010. Ces nanoparticules seraient en effet propices au stockage de gaz et d'énergie (électrode de batteries et de super-condensateurs). Par ailleurs, des recherches sont également conduites pour l'élaboration des pales d'éoliennes, de cellules photovoltaïques, etc, à partir de NTC. Les autres domaines d'applications comprennent la médecine (exemple système d'administration ciblée de médicaments [Sanz, 2011], imagerie et ingénierie tissulaire [Bédurier, 2012], traitement de cancers [Neves, 2012], le traitement de l'eau et des sols (exemple membranes de filtration, absorbants de polluants pour la bioremédiation) et plus généralement les capteurs chimiques. Le tableau I.2 représente les applications intégrant des NTC, parmi lesquelles figurent des produits de consommation courante déjà présents sur le marché, ainsi que les prochaines générations de produits.

Tableau I.2 : Exemples d'applications de NTC existants actuellement (liste non exhaustive) et à venir dans un futur plus ou moins proche. [Morinobu 2008], [Patel, 2011]

Présent	<ul style="list-style-type: none"> - Articles de sport : raquettes de tennis, battes de baseball, clubs de golf, planches de surf, cross de hockey, pièces de vélo, kayak ; - Aéronautique et Automobiles : ailes d'avion, trains d'atterrissage des hélicoptères, systèmes de transport de carburant à dissipation électrostatique ; - Electrique et Electronique : films transparents conducteurs, écrans OLED (prototypes), pointes de sondes à balayage, capteurs. Energie : pales d'éoliennes, électrodes de batterie. Médecine : équipements spécialisés (cathéters, membranes de filtration)
Futur proche	<ul style="list-style-type: none"> - Electrique et Electronique : nano systèmes électromécaniques (NEMS), Electrodes de super condensateurs, écrans à émission de champs, écrans LCD ou OLED, sources de rayons-X

	<ul style="list-style-type: none"> - Energie : électrodes de piles à combustibles, de stockage et d'hydrogène, système de régulation thermique. Capteurs biologiques - Encres d'impression, adhésifs capteurs.- Energie : pales d'éoliennes, électrodes de batterie.- Médecine : équipements spécialisés (cathéters, membranes de filtration)
Futur plus lointain	<ul style="list-style-type: none"> - Electricite et Electronique : câbles de transport d'électricité, conducteurs en micro-électronique, composants électroniques flexibles, transistors à effets de champs - Aéronautique et Automobile : composites - Energie : dispositifs photovoltaïques - Médecine : systèmes d'administration ciblée de médicaments

I.9.1 La technique AFM:

Pour obtenir les propriétés notamment électriques, thermiques, ou mécaniques, il est souvent nécessaire de développer, ou plutôt d'adapter les moyens et les procédures de caractérisation de NTC. La microscopie électronique projette une image en deux dimensions. Pour accéder à la troisième dimension, il faut utiliser les microscopies à effet tunnel et à force atomique (AFM) ; Le principe de la technique repose sur les considérations suivantes : les interactions entre une pointe et une surface donnent lieu, selon les distances pointe/surface, à des forces répulsives ou attractives agissant sur la pointe. Ces forces d'interaction provoquent une déflexion verticale du levier qui supporte la pointe. La mesure, couplée à un balayage de la surface, permet d'obtenir des images dans l'espace direct de la surface analysée. Les images ainsi obtenues sont la résultante de la convolution de la pointe avec la surface de l'échantillon. Elles donnent la topographie des échantillons. Les interactions en question dépendent de la nature chimique des surfaces, de la contamination de surface de l'échantillon, de la géométrie de la pointe et de la distance pointe/échantillon. Les trois principaux modes d'opérations sont : le mode contact, le mode non-contact et le mode contact intermittent ou "tapping". [T. LABBAYE 2015]

Le (NTC) semble être la structure idéale pour une utilisation comme pointe dans les microscopies à force atomique (AFM) et à effet tunnel (STM) (figure I.26). Son premier atout est son facteur de forme (*longueur/rayon*) souvent supérieur à 100, son diamètre peut même être comparable dans le cas de (SWNT) à de simples molécules. D'autre part, ses propriétés mécaniques lui confèrent une bonne stabilité et la possibilité de se déformer élastiquement. Finalement, il peut être fonctionnalisé de manière covalente à son extrémité pour réaliser des mesures chimiques ou biochimiques. [Gohier, 2007]

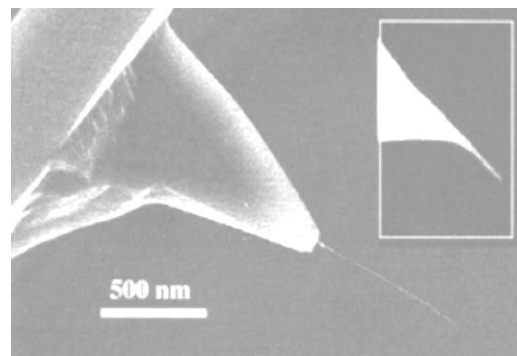


Figure I.26: NTC à l'extrémité d'une pointe. [Gohier, 2007]

Les images obtenues à l'aide d'un (NTC) en guise de pointe affichent une meilleure résolution qu'avec une pointe conventionnelle à base de silicium [Guo 2004], [Stevens 2000]. De plus, la durée de vie de ce type de pointe est plus importante. Notons qu'il s'agit d'une des premières réalisations à base de nanotube à être commercialisée [Gohier, 2007].

I.9.2 Fibres à base de (NTC):

Le procédé d'obtention de fibres composites par coagulation a été développé pour la première fois par B.Vigolo et al. en 2000 (*figure I.27*). Il consiste à injecter une suspension aqueuse de NTC (SWNT) dans une solution aqueuse d'alcool polyvinylique (PVA) en rotation. Quand la suspension entre en contact avec la solution de PVA, ce dernier va s'adsorber à la surface des NTC pour créer des ponts entre les NTC et donner naissance à une « pré-fibre ». [N.DEBSKI, 2014]

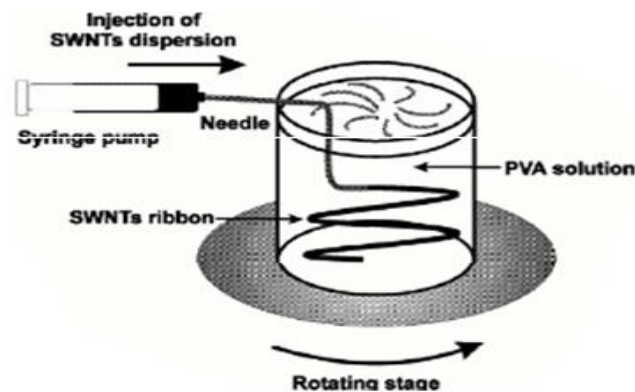


Figure I.27 : Procédé de filage par coagulation dans un bain en Co-écoulement mis au point par Vigolo et al. [Vigolo et al. 2001].

Les forces de cisaillement créées par la rotation de la solution vont engendrer un alignement des NTC selon l'axe de la fibre lors de l'injection. La pré-fibre peut être ensuite lavée à l'eau pure pour retirer une partie du PVA afin d'augmenter la concentration en NTC avant d'être séchée. La fibre finale ainsi obtenue est un composite PVA/NTC avec une fraction massique

variable en NTC et mesurant quelques dizaines de centimètres. Le procédé utilisé par Vigolo et al, a été amélioré depuis et a permis de fabriquer des fibres composites de 100 mètres de longueur.[Dalton, 2003]

Des fibres exclusivement constituées de (MWNT) ont aussi été réalisées. Pour ces dernières, la méthode consiste à « filer » des (NTC) orientés sur un substrat [Jiang 2002] ou bien directement les (NTC) produits pendant une synthèse par CVD (Chemical Vapor Deposition)[Li 2004]. Des « tresses » en (NTC) peuvent ainsi être produites par ces méthodes (figure I.28b).[Zhang ,2004]

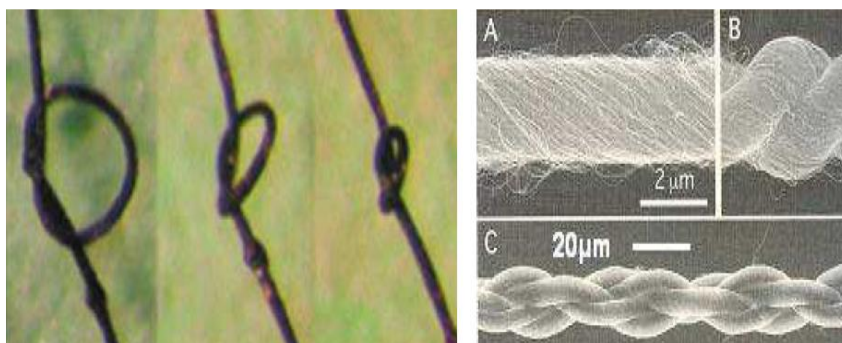


Figure I.28:a. Fibres composites à base de (SWNT) [Vigolo 2000]
b. (A~C) Fibres et tresses à partir de (MWNT).[Zhang 2004]

Les valeurs restent cependant un ordre de grandeur inférieure aux valeurs mesurées sur des (NTC) individuels (4,2 GPa pour Kumar et al.) [Kumar et al. 2002]. Les propriétés de conduction électrique sont néanmoins plus intéressantes pour les fibres constituées uniquement en (NTC). Ces fibres conductrices, possèdent une résistance cinq fois supérieure à celle de la soie d'araignée, cette résistance est une propriété recherchée dans les textiles de protection comme les casques, les gants, les vêtements, de manutention ou les gilets pare-balles.[Gohier 2007]

I.10 Risques et préventions:

Alors que les NTC ont été découverts il y a plus d'un demi-siècle, la toxicité potentielle induite par ces nanoparticules carbonées n'est évaluée que depuis une dizaine d'années. La majorité de ces travaux est toutefois portée sur l'impact toxicologique des NTC relatif à l'homme avec des études in vitro réalisées sur des modèles cellulaires[Muller 2008] et in vivo menées sur des organismes modèles rats[M. Naya, 2012], souris[Shvedova,2008].Cependant, encore à ce jour, peu d'études relevant réellement de

l'écotoxicologie des nanotubes de carbone sont disponibles. Parmi elles, la plupart concernent le fullerène (C60). Ces études mettent en évidence l'ingestion du C60 et sa toxicité associée chez plusieurs organismes modèles : crustacés d'eau douce, copépodes marins et poissons [Oberdörster, 2004], [Lovern et Klaper, 2006]; [Oberdörster et al., 2006], [Lovern et al., 2007], [Usenko, 2008]. La présente synthèse a pour objectif de réaliser un état de l'art des connaissances disponibles concernant les effets écotoxiques des NTC chez divers organismes. Une attention particulière sera accordée aux NTC multi-parois (NTCMW). D'autres types de NTC (monoparoi -NTCSW- et bi-parois -NTCDW-) dont la réactivité de surface est semblable aux NTCMW, bien que la morphologie soit généralement significativement différente, seront aussi mentionnés succinctement afin de compléter cet état de l'art. Toutes les étapes de la production allant de la réception et de l'entreposage des matières premières jusqu'au conditionnement et à l'expédition des produits finis, en passant par le transfert éventuel de produits intermédiaires peuvent risquer les salariés aux nanotubes de carbone. De même, leur utilisation et, plus précisément, leur manipulation, leur incorporation dans diverses matrices ainsi que l'usinage (découpe, polissage, nettoyage, perçage, etc.) de composites en contenant constituent des sources d'exposition supplémentaire. Leur nature (poudre, suspension dans un liquide, intégration dans une matrice polymère, etc.), les méthodes de synthèse utilisées, le degré de confinement des différentes étapes, la quantité de produits manipulés, les moyens de protection mis en place et la capacité des produits à se retrouver dans l'air ou sur les surfaces de travail constituent les principaux paramètres qui influent sur le degré de risque.

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

I.11 Une production mondiale exponentielle:

On répertorie aujourd'hui une centaine de groupes produisant des NTC, mais leur nombre pourrait être supérieur à 200 dans les cinq prochaines années, alors que l'on recense plus de 1000 sociétés et institutions activement engagées dans la Recherche et le Développement de NTC [V. Patel.2011]. Les caractéristiques des NTC (composition chimique, distribution en taille, surface spécifique, chimie de surface, solubilité/dispersabilité) définissant leurs propriétés et variant selon leur procédé de fabrication et de mise en œuvre, de nombreux efforts ont été entrepris pour développer des méthodes de synthèse et des techniques de purification efficaces et ainsi produire des NTC de bonne qualité et à grande échelle. Le marché mondial des NTC est dominé par quelques fournisseurs opérant dans de multiples secteurs d'activité et localisés principalement en Asie (44 % en 2010), aux Etats-Unis (29 % en 2010) et en Europe (24%). La capacité de production mondiale a considérablement augmenté ces cinq dernières années, franchissant 2500 tonnes en 2010. Elle pourrait atteindre près de 13000 tonnes en 2016 (*figure I.29*)[V. Patel.2011].

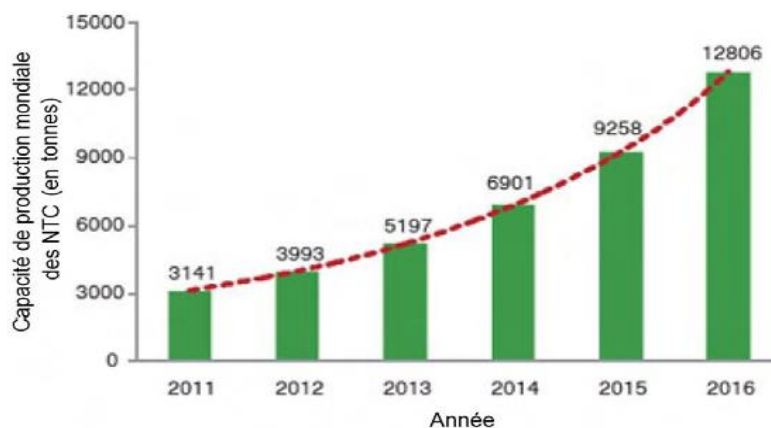


Figure I.29 : Estimation de l'évolution de la capacité de production mondiale de NTC) [V. Patel.2011].

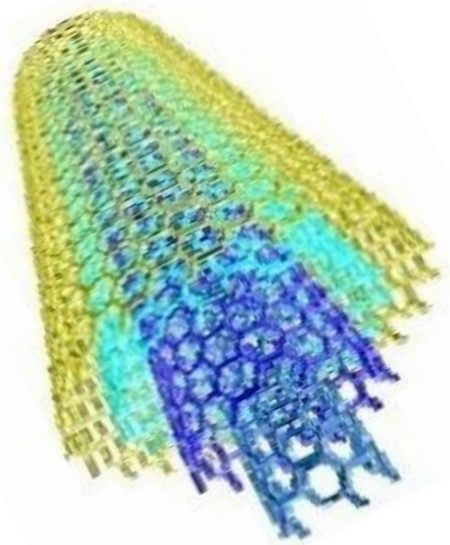
La plupart des compagnies qui produisent à l'échelle industrielle des NTC ont focalisé leur production et le développement de leur équipement sur la synthèse par CCVD (83% de la production mondiale en 2010) et particulièrement celle de MWNT. C'est le cas de Bayer Material Science ou Nanocyl, mais également d'Arkema-France qui a développé la production des MWNT Graphistrength en mettant au point un pilote (production de 10t/an) en Février 2006, puis une unité industrielle dont la capacité de production atteint 400t/an [F. Bourdiol, 2013]. La société de conseil D&Consultants, mandatée par la Direction Générale de

la Compétitivité de l'industrie et des Services (DGCIS), a mené une étude auprès des entreprises françaises identifiées comme possédant une activité dans les NM [Consultants ,2012]. Ainsi, en 2010, 11% des entreprises productrices de NM recensées se positionnaient sur la production de NF et de nanotubes (incluant celle de NTC), ce qui représente plusieurs dizaines de tonnes produites par an pour un CA d'environ 100 M€.

I.12 Conclusion:

Ce premier chapitre a été consacré majoritairement à l'état de l'art sur les études fondamentales concernant les nanotubes de carbone et leurs importances dans le domaine des nanosciences que dans leur côté applicatif. Leurs dimensions particulières ainsi que leurs propriétés diverses ouvrent à l'industrie des perspectives d'innovations nombreuses et prometteuses. 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.

Nous avons ensuite exposé les différentes propriétés des nanotubes et leur vaste champ d'application, ainsi que l'influence de la structure géométrique du nanotube sur ses propriétés électroniques. En outre, la propriété remarquable d'être métallique ou semi-conducteur suivant son élicité. Mais malgré les progrès significatifs dans ce domaine, La toxicité reste un inconvénient majeur des (*NTC*), est directement liée à leur taille nanométrique et surtout à leur grand facteur de forme. En effet, tout comme les fibres d'amiante, les (*NTC*) peuvent facilement infiltrer les cellules et provoquer à long terme des cancers. Les propriétés physiques remarquables des 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 matériaux composites polymères haute performance.



CHAPITRE II

LES NANOCOMPOSITES POLYMÈRE-NANOTUBES DE CARBONE

II.1 Introduction

La recherche académique en science des polymères constitue un intérêt certain pour la société actuelle. Bien qu'une industrie des polymères ait déjà été présente au XIXe siècle, l'étude des polymères n'est devenue véritablement une science qu'après 1920 lorsque Staudinger défendit la théorie macromoléculaire alors en opposition avec le concept d'agrégats moléculaires. Avec l'essor industriel observé depuis cette époque, toutes les technologies que nous connaissons actuellement (depuis l'avion supersonique jusqu'aux batteries de téléphones mobiles en passant par les tissus synthétiques utilisés quotidiennement) sont le fruit de l'élaboration d'un grand nombre de matériaux qui possèdent chacun des propriétés spécifiques, mais surtout adaptées aux conditions d'utilisation visées. Beaucoup d'opportunités technologiques pour les matériaux polymères ont en effet émergé ces dernières années dans plusieurs domaines : énergie, environnement, santé, transport.

Le développement de l'utilisation des polymères dans un futur très proche est ainsi tout d'abord conditionné par la connaissance fondamentale du comportement de leur structure. Il est également nécessaire de comprendre dans un deuxième temps les propriétés intrinsèques de chaque polymère (résistance mécanique, thermique, isolation, imperméabilité aux gaz etc. En outre, l'ajout de charges à une matrice polymère permet d'obtenir des matériaux composites avec des propriétés particulières. Récemment, une nouvelle classe de matériaux présentant de nouvelles propriétés a vu le jour. Ces derniers sont appelés nanocomposites (NC). On appelle un nanocomposite, un système hétéro phase composé d'une phase dont l'une des dimensions au moins est nanométrique. Idéalement dans ce type de système, la composition est la structure du matériau varient à l'échelle de nanomètre. Toutefois le terme de nanocomposite couvre un ensemble plus vaste de matériaux, En effet ils s'entend de composite dont l'un des constituants possède des dimensions allant jusqu'à une certaine de nanomètres, bien que dans ce cas, le terme méso composite soit plus approprié.

De nombreuses nanocomposites sont élaborés à partir d'un polymère dans lequel sont dispersées des nanoparticules, En effet l'incorporation des nanocharges au sein de matériaux polymères permet de profondément modifier leurs propriétés tel que mécanique thermique ou magnétique ou ainsi d'élargir leur domaine d'application.

Ce chapitre décrira 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). Enfin, nous traitons particulièrement la dispersion des renforts dans la matrice polymère et la production mondiale des nanocomposites à base (polymère / NTC).

II.2 Notions Fondamentales sur la structure des polymères

Les polymères sont des macromolécules constituées par l'enchaînement d'un grand nombre de molécules de taille beaucoup plus petite. Les petites molécules qui se combinent les unes aux autres pour former les molécules de polymères sont appelées monomères et les réactions par lesquelles elles se combinent sont appelées polymérisations. Ce processus peut être schématisé comme suit:



Où M est la molécule de monomère, Mn est la molécule de polymère, n le nombre de motifs monomères de la macromolécule (le degré de polymérisation). Le terme polymère est plutôt réservé pour définir le matériau obtenu de manière naturelle ou par synthèse organique. Le terme plastique souligne plus fortement le caractère de matériau de synthèse fini (à partir duquel des pièces sont produites selon des technologies spécifiques), il définit moins la structure du matériau et les réactions requises pour son élaboration. L'appellation matériau polymère est une combinaison des définitions d'un plastique et d'un polymère. 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]. La structure moléculaire est également définie par les liaisons entre les atomes. Il faut considérer des liaisons fortes intramoléculaires et des liaisons faibles inter chaînes. Une élévation de la température ou l'application d'une contrainte engendrera la rupture des liaisons faibles tandis que les liaisons fortes seront conservées. Les liaisons atomiques le long de la chaîne moléculaire sont de type covalent. Elles sont de forte intensité (300 à 1500 kJ/mol) mais peuvent rendre la chaîne plus flexible si la température est suffisante, de sorte que la macromolécule peut prendre une forme de pelote. Les liaisons inter chaînes sont des liaisons hydrogène ou de Van der Waals. Elles sont effectivement faibles puisque leur énergie est de l'ordre de quelques dizaines de kJ/mol et souvent inférieure à (50 kJ/mol). Ces liaisons existent entre deux atomes de deux molécules voisines mais également entre deux atomes d'une même molécule rendus voisins par le repliement de la chaîne. La cohésion entre les chaînes est donc assurée par ces liaisons secondaires.

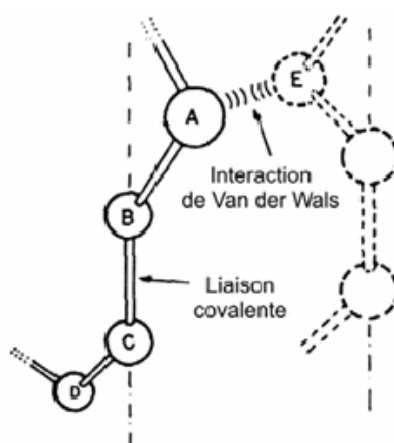


Figure II.1 Les liaisons entre les atomes dans les polymères. [Gse, 1988]

Le squelette de la macromolécule est le plus souvent composé d'atomes de carbone. D'autres atomes ou des groupements latéraux peuvent être attachés au squelette par liaison primaire. Le (tableau II.1) présente la structure chimique de quelques polymères.

Tableau II.1. Structures chimiques de quelques polymères. [Com, 2005]

TYPE DE POLYMERE	STRUCTURE CHIMIQUE	DOMAINE D'UTILISATION
(PE) Polyéthylène	$\text{H}_2\text{C}=\text{CH}_2 \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{C}-\text{C} \\ \quad \\ \text{H}_2 \quad \text{H}_2 \end{array} \right)_n \rightarrow$	C'est le matériau d'emballage par excellence. Réservoirs de voitures, bouteilles, flacons, bidons,
(PP) Polypropylène	$\text{H}_2\text{C}=\underset{\text{CH}_3}{\text{CH}} \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{C}-\text{C} \\ \quad \\ \text{H}_2 \quad \text{CH}_3 \end{array} \right)_n \rightarrow$	C'est un plastique dur. On le retrouve dans tous les matériaux de plomberie. Bouteilles rigides, intérieures de lave vaisselles, cordes
(PVC) Polychlorure de vinyle	$\text{H}_2\text{C}=\underset{\text{Cl}}{\text{CH}} \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{C}-\text{C} \\ \quad \\ \text{H}_2 \quad \text{Cl} \end{array} \right)_n \rightarrow$	Tuyauterie, pots de margarine, blisters, bouteilles d'eau minérale, barrières extérieures, films d'emballage alimentaire
(PTFE) Polytétrafluoroéthylène	$\text{F}_2\text{C}=\text{CF}_2 \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{F} \quad \text{F} \\ \quad \\ \text{C} \quad \text{C} \\ \quad \\ \text{F} \quad \text{F} \end{array} \right)_n \rightarrow$	Tuyaux, joints et raccords, robinet et vannes pour matériel de laboratoire, revêtements anti-adhérents
(PS) Polystyrène	$\text{H}_2\text{C}=\underset{\text{Ph}}{\text{CH}} \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{C}-\text{C} \\ \quad \\ \text{H}_2 \quad \text{Ph} \end{array} \right)_n \rightarrow$	Emballages, pots de yaourt, armoire de toilette, cassettes audio, brosses à dents.
(POE) PolyOxyde d'éthylène	$\text{H}_2\text{C}-\underset{\text{O}}{\text{CH}_2} \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{C}-\text{C}-\text{O} \\ \quad \\ \text{H}_2 \quad \text{H}_2 \end{array} \right)_n \rightarrow$	On l'utilise en cosmétique.
(PMMA) Polyméthacrylate de méthyle	$\text{H}_2\text{C}=\underset{\text{O}=\text{C}-\text{OCH}_3}{\text{C}} \begin{array}{c} \text{CH}_3 \\ \end{array} \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{C}-\text{C} \\ \quad \\ \text{H}_2 \quad \text{COOCH}_3 \end{array} \right)_n \rightarrow$	Plaques pour vitres, globes, feux arrière des voitures, lentilles d'appareils photo
(PA) Polyamides avec l'exemple du nylon	$\text{H}_2\text{N}-(\text{CH}_2)_{10}\text{COOH} \rightarrow \left(\begin{array}{c} \text{O} \\ \\ \text{N}-\text{C} \\ \quad \\ \text{H} \quad (\text{CH}_2)_{10} \end{array} \right)_n \rightarrow$	On s'en sert pour la fabrication de fibres synthétiques.

II.3 Différentes classes de 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 types de polymérisation, comme base de la classification.

II.3.1 Classification selon l'origine : Les polymères classés selon l'origine peuvent être comme **les polymères naturels** sont des composés organiques formant la matière vivante, comme les protéines, les acides nucléiques, la cellulose, la chitine... ,**les polymères artificiels :** Obtenus par modification chimique d'un polymère naturel, exemple: méthylcellulose et **les polymères synthétiques** qui sont les matières plastiques, les élastomères, les fibres, les adhésifs.[Teraoka et al., 2001].

II.3.2 Classification selon l'architecture : Selon Tomalia[Tomalia et al., 2001],les architectures macromoléculaires peuvent être divisées en quatre grandes familles : les polymères linéaires, ramifiés, réticulés et plus récemment, les polymères dendritiques.

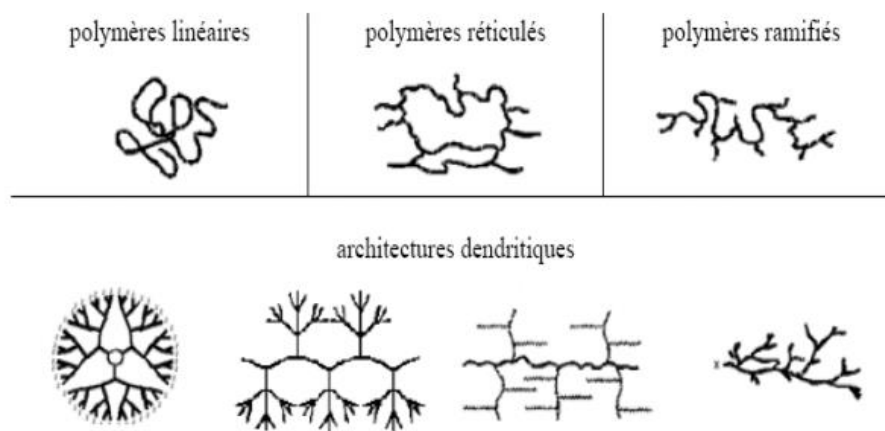


Figure II.2: Classification des architectures macromoléculaires[Tomalia et al., 2001].

Les polymères d'architecture linéaire sont essentiellement obtenus par des techniques de polymérisation en chaîne (« vivante », depuis de nombreuses années, ou radicalaire contrôlée, plus récemment) ou des réactions de polymérisation par étapes ou polycondensation (entre monomères strictement di fonctionnels).

Les architectures ramifiées découlent de réactions de transfert de chaîne, ou bien sont générées par des réactions de greffage. Dans tous les cas, ces architectures linéaires ou ramifiées définissent le domaine des thermoplastiques. Le Nylon, le Plexiglas (polymères

linéaires), dont la production a débuté dans les années 1930, ou bien le polyéthylène basse densité (polymère branché), produit à partir des années 1960, sont des exemples de thermoplastiques. L'introduction de liaisons covalentes entre chaînes de polymères linéaires ou ramifiés aboutit à la troisième famille, les polymères réticulés ou « cross linked polymers ». Paul Flory a étudié le premier ces nouvelles architectures dès le début des années 1940. Elles définissent aujourd'hui le domaine communément appelé des thermodurcissables. Les résines époxy et les caoutchoucs sont des exemples de systèmes polymères réticulés. -Les systèmes dendritiques constituent la quatrième famille d'architecture macromoléculaire. C'est Paul Flory en 1953 qui a le premier évoqué la possibilité de synthétiser des dendromères à partir de monomères multifonctionnels, dans son célèbre livre "Principles of Polymer Chemistry" [P.J. Flory, 1953]. Mais ce n'est qu'à la fin des années 1970 que Vögtle [Buhleier et al., 1978] a décrit la première synthèse de dendromères (qu'il a appelé « arborols »), suivi par Tomalia [Tomalia et al., 1985] et Newkome [G.R. Newkome et al., 2003].

II.3.3 Classification selon la structure chimique

La structure chimique des motifs permet une classification des composés macromoléculaires en homopolymères et copolymères.

Les homopolymères sont des polymères à qu'une seule unité, ces homo polymères 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. [S. Jouenne 2005] Il existe au sein des homopolymères différentes familles, on trouve: les homopolymères linéaires, branchés et étoilés.

Les copolymères sont des polymères qui possèdent plusieurs unités, comme pour les homo polymères, les copolymères peuvent se classer dans différentes familles, citons: le mode statistique, alterné, séquencé et greffé.

II.3.4 Classification selon le comportement thermique

Les polymères sont souvent classés d'après leurs propriétés thermodynamiques selon trois différents types, les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères.

Les thermoplastiques ramollissent sous l'effet de la chaleur, ils deviennent souples, malléables et durcissent à nouveau quand on les refroidit, ces matériaux conservent leurs propriétés et ils sont facilement recyclables. Leurs polymères de base sont constitués par des macromolécules linéaires reliées par des liaisons faibles qui peuvent être rompues sous l'effet

de la chaleur ou de fortes contraintes, elles peuvent alors glisser les unes par rapport aux autres pour prendre une forme différente et quand la matière refroidit, les liaisons se reforment et les thermoplastiques gardent leurs nouvelles formes. [B. Frédéric, 2001]. Les principales matrices TP utilisées (possédant tous une tenue en température supérieure à (100 °C) sont les suivantes :

- Polyamide (PA): tenue au choc, bonne résistance à la fatigue et aux hydrocarbures.
- Polytéraphthalate éthylénique et butylénique (PET, PBT) : bonne rigidité, bonne ténacité.
- Polycarbonate (PC): tenue au choc.
- Polysulfure de phénylène (PPS): résistance à l'hydrolyse.
- Polyoxyméthylène (POM): bonne tenue à la fatigue.
- Polysulfure (PSU et PPS): bonne stabilité chimique, peu de fluage, tenu au chaud.
- Polypropylène (PP): peu onéreux et assez stable en température, mais combustible.

De plus en plus, on utilise des thermoplastiques (tenue thermomécanique est de l'ordre de 140 °C), en particulier les suivants :

- Polyamide-imide (PAI);
- Polyéther-imide (PEI);
- Polyéther-sulfone (PES);
- Polyéther-éther-cétone (PEEK).

Dans le tableau qui suit des Propriétés physiques et mécaniques de plusieurs types de résines Thermoplastiques sont présentés:

Tableau II.2 : Caractéristiques moyennes des matrices thermoplastiques (TP). [Hassen 2010]

Matrices (TP)	Masse volumique (Kg.m ³)	Module d'élasticité Longitudinale (MPa)	Coefficient de poisson	Contrainte de rupture (traction)	Allongement à rupture (%)	Coefficient de délitation thermique
PP	900	1200	0,4	30	20à400	9×10^{-5}
PPS	1300	4000	/	65	100	5×10^{-5}
PA	1100	2000	0.35	70	200	8×10^{-5}
PES	1350	3000	/	85	60	6×10^{-5}
PEI	1150	3300	/	105	60	6×10^{-5}
PEEK	1300	4000	/	90	50	5×10^{-5}

Les 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. [E. Charles et al 2003]. D'autres familles sont également utilisées

(polyuréthanes, mélamines, silicones..) mais encore en quantités faibles pour les applications composites. Le tableau suivant regroupe les caractéristiques physiques et mécaniques de différents types de résines thermodurcissables.

Tableau II.3 : Caractéristiques moyennes des matrices thermodurcissables (TD). [Hassen 2010]

Matrices (TD)	Masse volumique (Kg.m ³)	Module d'élasticité longitudinale (MPa)	Module cisaillement (MPa)	Coefficient de poisson	Contrainte de rupture (traction)	Allongement à rupture (%)	Coefficient de délitation thermique
Epoxyde	1200	4500	1600	0.4	130	2	10×10^{-5}
Phénolique	1300	3000	1100	0.4	70	2.5	1×10^{-5}
Polyester	1200	4000	1400	0.4	80	2.5	8×10^{-5}
Polycarbonate	1200	2400	/	0.35	60	/	6×10^{-5}
Vinylester	1150	3300	/	/	75	4	5×10^{-5}
Silicone	1100	2200	/	0.5	35	/	/
Uréthane	1100	700 à 7000	/	/	30	100	/
Polymide	1400	4000à19000	1100	0.35	70	/	8×10^{-5}

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.[O.Billard,1998].

II.4 Structures moléculaire des polymères solides

Les polymères, qui sont constitués de macromolécules, présentent un agencement plus ou moins régulier de ces molécules ; ils sont, soit amorphes, soit partiellement cristallisés.

II.4.1 Polymères amorphes ont une structure moléculaire disposée aléatoirement (fig. II. 3); ils n'ont pas de point de fusion précis mais se ramollissent progressivement à mesure que la température augmente.

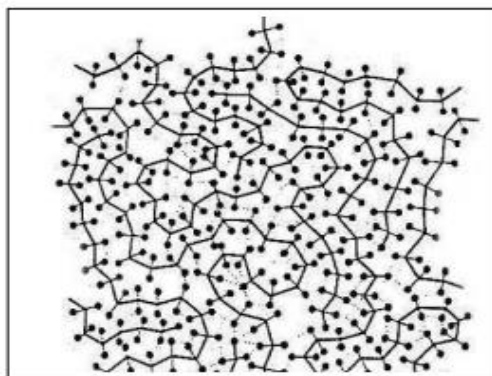


Figure II.3: Structure d'un polymère amorphe [TOUKA 2013].

Ces matières changent de viscosité lorsqu'elles sont chauffées, mais ont rarement un flux aussi aisé que les matières semi-cristallines. La transition vitreuse est le principal changement d'état intervenant dans les polymères amorphes. Il correspond au passage d'un état liquide surfondu à un état vitreux lors du refroidissement dans la région de la température de transition vitreuse T_g (glass transition température). Bien que ce phénomène ne corresponde pas à une transition de phase au sens thermodynamique du terme, il se manifeste par une variation importante des propriétés dimensionnelles, mécaniques, thermiques [S.Hingorani et al 1993].

II.4.2 Polymères semi-cristallins

Les deux facteurs responsables de l'apparition de zones cristallines dans certains polymères : L'existence de conformations stables des chaînes, elles même engendrées par une structure régulière; l'existence de chaînes porteuses de groupes capables d'interactions moléculaires fortes (liaisons hydrogène) leur permettant de s'organiser dans un encombrement minimal (état énergétique le plus stable).

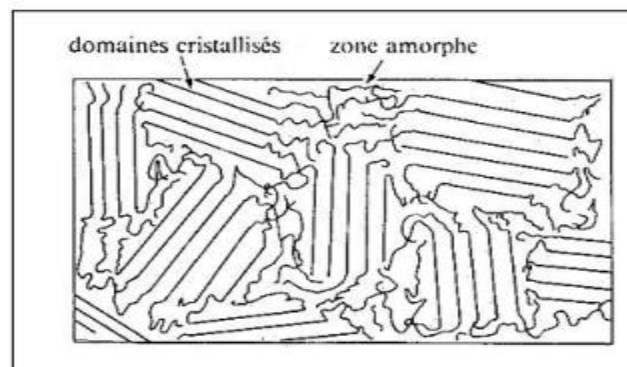


Figure II.4: structure d'un polymère semi cristallin [TOUKA, 2013].

Les mailles cristallines unitaires ainsi constituées s'assemblent dans des structures de plus grande taille qui peuvent prendre des formes de cristallites ou de sphérolites. Les cristallites sont formées de chaînes repliées en forme d'accordéon; les parties rectilignes des repliements s'ajustent les unes contre les autres en empilements réguliers (figure 2. 2); les dimensions des cristallites sont de quelques dizaines de nanomètres. Les sphérolites sont des structures à symétrie circulaire issues de l'association de cristallites; leur diamètre peut varier de quelques micromètres à quelques millimètres.

II.5 Applications des polymères

Les polymères constituent une des principales révolutions techniques du XX^{ème} siècle. Ceux-ci sont utilisés pour un nombre extraordinaire d'applications à tous les échelons de la vie. (Tableau II-2). [Barlow 1991], [Boudou 2002]

Tableau II.4 : Les domaines d'application des polymères

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

II.6 Du composite au nanocomposite

Les nanocomposites constituent une classe de matériaux à part entière. En effet bien qu'ils aient la même composition que les composites classiques, notamment concernant la nature de la matrice, leur différence réside dans la taille des composants (matrice ou renfort) et dans le fait que certaines propriétés spécifiques n'apparaissent qu'à l'échelle du nanomètre. Les composites avec des renforts micrométriques ont montré certaines de leurs limites. Leurs propriétés résultent de compromis : l'amélioration de la résistance, par exemple, se fait au détriment de la plasticité ou de la transparence optique. Les nanocomposites peuvent pallier à certaines de ces limites et présentent des avantages face aux composites classiques à renforts micrométriques. Depuis une dizaine d'années, on a pu assister à un intérêt grandissant pour une nouvelle classe de matériaux renforcés par des particules de taille sub-micronique, les nanocomposites. La spécificité de ces nouvelles particules réside dans le fait qu'au moins une de leur dimension est à l'échelle nanométrique. Dans la vaste famille des nanocomposites, les

élastomères renforcés avec du noir de carbone figurent sans contestation parmi les premiers nanocomposites développés par les manufacturiers de pneumatique.

II.6.1. Les matériaux composites

Ils sont fondamentalement conçus pour des applications définies en raison de leurs constructions et propriétés. Régulièrement, un polymère a besoin des modifications pour une gamme de fonctions supérieures qui peuvent avoir besoin de propriétés structurales ou physiques différentes. Une technique de modification est l'addition des charges aux polymères pour produire des composites, avec les propriétés améliorées, telles que le perfectionnement des propriétés mécaniques, la conductivité électrique ou la stabilité thermique. [Huang et al., 2005], [Shakeri, 2013] Un matériau composite est un assemblage de deux matériaux non miscibles, constitué de deux phases (ou plus) non miscibles ayant des propriétés et des rôles différents, l'une continue, est appelée matrice et l'autre, discontinue, appelée renfort, les composants doivent être physiquement identifiés, il doit exister une interface distincte entre eux. On cherche généralement par cette association une complémentarité pour avoir une synergie de propriétés, conduisant à un matériau aux performances globales améliorées. [AMBID, 2007]

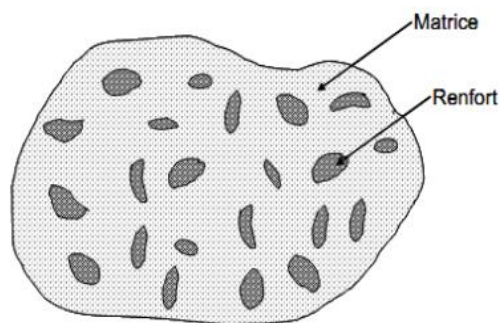


Figure II.5 : Représentation schématique d'un matériau composite[M. AMBID,2007]

Les propriétés des matériaux composites dépendent de trois facteurs :

- De la nature et les propriétés des matériaux constituants,
- De la géométrie et la distribution du renfort,
- Des interactions entre les constituants et la nature de l'interface matrice/renfort.

Le renfort sera caractérisé par sa forme, sa taille, sa concentration et son orientation. La concentration en renfort est définie par la fraction volumique ou massique. [M. AMBID,2007]

II.6.2. Qu'est ce qu'un matériau nanocomposite?

L'idée d'améliorer les propriétés des matériaux en combinant deux phases aux propriétés différentes n'est pas nouvelle. On retrouve à travers l'histoire des exemples de matériaux que l'on peut considérer comme nanocomposites; certaines colorations de peintures mayas proviennent d'inclusion de nanoparticules métalliques et d'oxyde dans un substrat de silicate amorphe. En 1917, le noir de carbone a été introduit dans la composition des pneumatiques, ce qui a eu pour conséquence de multiplier par cinq leur durée de vie.[J.M.Gloaguen et Lefebvre.2008]. Pour les applications industrielles, la plupart des composites sont constitués d'une matrice et d'un renfort. Le renfort se présente généralement sous forme de particules, tissus ou structures et assure la tenue mécanique, la matrice est généralement un polymère qui lie les points de renfort et participe au transfert des contraintes subit par le matériau final. [N. ANDRES ,2008]. Plus particulièrement, on appelle un nanocomposite, un système hétéro-phase constitué de plusieurs composants et qui possède des propriétés qu'aucun des constituants ne posséderait seul, dont le renfort possède au moins une des trois dimensions de l'ordre du nanomètre.[S. BIZET,2004].

II.6.3 Classification des nanocomposites

On peut appliquer l'ancienne classification des composites suivant la nature de la matrice, En 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.6.3.1 Les nanocomposites à matrice organique

Aussi appelés composites à matrice polymère, ils sont sûrement les plus développés du fait de l'importance commerciale de ces derniers et de la maîtrise (coût et savoir-faire) de nombreux processus de fabrication. Les composites à matrice organique se subdivisent en deux groupes : Les matrices thermoplastiques et les matrices thermodurcissables.

II.6.3.1.1 Les nanocomposites à matrices thermoplastiques

L'intérêt des thermoplastiques réside dans leur faible coût, résultant à la fois de matières premières disponibles et des procédés de fabrication. Toutefois, ce faible coût est lié à des propriétés mécaniques et thermomécaniques faibles. Cependant, ils

possèdent la propriété de pouvoir être mis en forme plusieurs fois par chauffage et refroidissement successifs. Ils peuvent donc être récupérés et facilement recyclés.

II.6.3.1.2 Les nanocomposites à matrices thermodurcissables

Contrairement aux composites à matrices thermoplastiques, les composites à matrices thermodurcissables ne peuvent être mises en forme qu'une fois. En effet, après polymérisation par apport de chaleur en présence d'un catalyseur, ces résines conduisent à un réseau très réticulé qui ne peut être détruit que par un apport important de chaleur. Ainsi, ils possèdent des propriétés mécaniques et thermiques plus élevées que les composites à matrices thermoplastiques.

II.6.3.2 Les nanocomposites 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.

II.6.3.3 Les nanocomposites 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.

II.6.4 Propriétés des nanocomposites (polymère/NTC)

L'idée d'améliorer les propriétés des matériaux en combinant deux phases aux propriétés différentes n'est pas nouvelle, même au niveau nanométrique. On retrouve à travers l'histoire des exemples de matériaux très anciens que l'on peut considérer comme des nanocomposites même si cette approche n'a bien évidemment pas été voulue initialement.

II.6.4.1 Propriétés électriques

La littérature cite énormément de travaux de recherche visant à mettre au point un matériau nanocomposite à base de CNTs avec des performances électriques satisfaisantes [Li, 2007] - [Kilbride, 2002]. Les différentes approches s'intéressent notamment

à favoriser l'apparition du phénomène de percolation [Kirkpatrick, 1973] qui met en évidence le passage du caractère isolant à celui de conducteur du composite. Hart et al. ont fabriqué un composite à base de CNTs et une matrice polymère en polystyrène ayant une conductivité électrique de 10 S/cm à 2 % de CNTs [Grossiord, 2008]

II.6.4.2 Propriétés thermiques

L'élaboration d'un matériau nanocomposite 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 époxy ou du polyuréthane chargée à 0,5 % en masse de CNTs [Cai, 2008], [Wang, 2009], comme représenté ci-dessous :

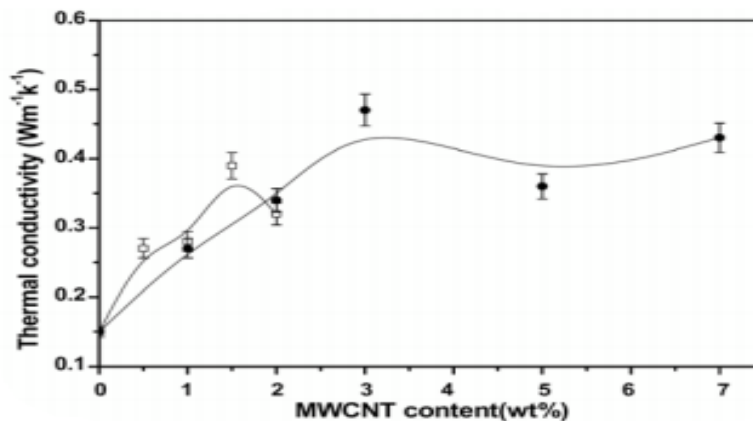


Figure II.6 : Evolution de la conductivité thermique dans un nanocomposite à matrice polyuréthane, avec des MWNTs modifiés par deux voies chimiques différentes [Cai, 2008]

II.6.4.3 Propriétés mécaniques

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 ce 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.6.4.4 Comportement au feu

L'utilisation de nano-charges 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 et al., 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 même si le mécanisme n'est pas encore totalement élucidé[Zidour, 2012].

II.6.4.5 Propriétés optiques et photovoltaïques

Avant la fin de la première moitié de ce siècle, la conversion directe de la lumière du soleil en électricité grâce au photovoltaïque devrait franchir le seuil qui le rendra compétitif par rapport aux autres sources de production d'électricité. L'oxyde d'indium-étain (90 % indium, 10 % étain) est le matériau le plus utilisé actuellement pour la fabrication d'électrodes transparentes. Appliqué en couches minces sur une pellicule de plastique transparent, il confère à cette pellicule des propriétés conductrices tout en préservant sa transparence. Toutefois, à cause de sa friabilité, de sa faible capacité à plier et de sa faible résistance à l'abrasion, il est inadéquat pour de nombreuses applications. De plus, l'indium se fait rare et son coût s'en trouve en conséquence augmenté. Les nanotubes de carbone offrent une alternative intéressante, car ils sont mécaniquement plus souples et résistants que l'oxyde d'indium-étain, tout en offrant une meilleure conductivité électrique. Ces électrodes peuvent être utilisées dans des produits tels que les écrans tactiles, les cellules photovoltaïques, les écrans à cristaux liquides, les systèmes d'éclairage à diodes électroluminescentes organiques (OLEDs), les téléphones cellulaires. Canestraro et al [Canestraro et al., 2006], ont démontré l'amélioration des propriétés optiques (absorption de la lumière) et des propriétés électriques (transfert de charges) par l'incorporation de (NTC) dans un film de poly-3-hexylthiophène pour la préparation d'appareils photovoltaïques.

II.6.5 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 composite. C'est l'interface matrice/renfort qui sera déterminante au niveau des propriétés finales du composite, et notamment du point de vue mécanique [Ajayan, 2007]. Il est à rappeler que pour la plupart des matrices polymères, la compatibilité avec les CNTs est faible du fait de leurs structures chimiques très différentes. En effet, l'adhésion entre un CNT et un polymère est mauvaise du fait des tensions superficielles trop élevées [Gao, 2005]. Ce désagrément empêche par ailleurs une dispersion efficace et homogène des CNTs à l'intérieur de la matrice. De nombreuses études sont menées afin de comprendre et d'améliorer les phénomènes à l'interface [Wei, 2006], [Ajayan, 2000]. Il s'agit principalement de travailler au niveau de la cohésion entre les deux éléments constitutifs du composite. Ceci peut être réalisé grâce à une modification de surface des CNTs avant leur insertion dans la matrice.

II.6.6 Elaboration des nanocomposites polymères

Les méthodes d'élaboration des nanocomposites polymères/nanotubes de carbone (NTC) sont toutes basées sur une première étape de dispersion des nanoparticules dans un liquide, elles diffèrent toutefois par le type de phase organique [H. ALTHUES et al., 2007] et par le traitement à effectuer ensuite : traitement thermique, élimination du solvant éventuel. La (Figure II.7) illustre les différentes voies possibles pour élaborer des nanocomposites polymères. On peut regrouper ces voies en trois familles (Figure II.7) :

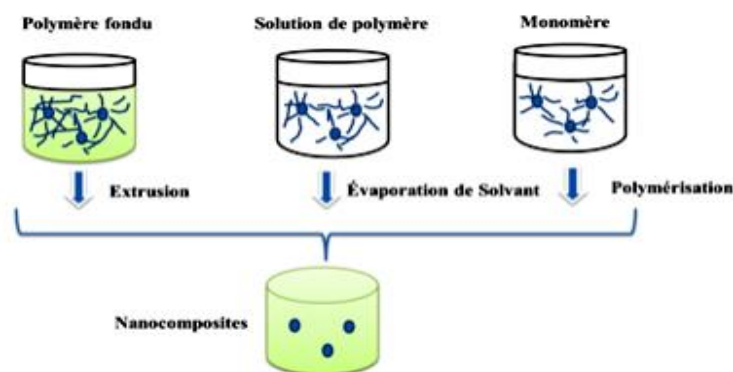


Figure II.7: Méthodes d'élaborations des nanocomposites polymères : a) mise en œuvre dans le fondu, b) mise en solution et c) polymérisation in situ [H. ALTHUES et al 2007].

II.6.6.1 Mise en œuvre dans le fondu

Une des techniques classiques pour préparer des composites polymères consiste à disperser des particules dans un polymère, généralement un thermoplastique, à l'état fondu. La dispersion des particules est améliorée si elles sont fonctionnalisées par des molécules

organiques dont la nature chimique est compatible avec celle du polymère. Cette méthode est largement utilisée pour intégrer des nanoparticules d'argiles dans des polyoléfines par exemple. Des groupements fonctionnels cationiques tels que les sels d'ammonium sont utilisés pour modifier la surface des particules et produire ainsi des organo-argiles afin d'obtenir une dispersion homogène dans la matrice [J.Y. NAM et al., 2003].

II.6.6.2 Mise en solution

Cette méthode consiste à disperser des nanoparticules dans une solution polymère à l'aide d'un solvant adéquat, puis à évaporer ce solvant pour former des films ou des feuilles nanocomposites. La solubilité du polymère et la dispersabilité des nanoparticules dans le solvant sont cruciales pour obtenir un matériau homogène. Par exemple, l'équipe de Joseph Lik Hang Chau [J. CHAU et al., 2007] a utilisé cette méthode en 2007 pour préparer des films nanocomposites transparents avec un indice de réfraction élevé. Ces films peuvent être utilisés dans les composants optiques.

II.6.6.3 Polymérisation in Situ

Cette méthode consiste à disperser des nanoparticules dans des solutions adaptées de monomères puis à effectuer une polymérisation classique afin d'obtenir des nanocomposites.

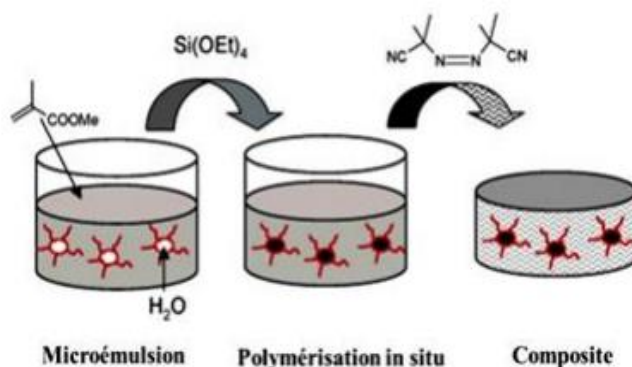


Figure II.8 : Préparation in-situ des nanoparticules inorganiques dans des micelles inverses pour l'élaboration de nanocomposites polymères [R. PALKOVITS et al., 2005]

L'équipe de S. Kaskel [R. PALKOVITS et al., 2005] par exemple a employé cette voie en 2005 pour préparer des nanocomposites transparents à base de SiO₂/PMMA. Cette équipe a d'abord préparé des micelles inverses à base d'eau, de tensioactif (AOT) et de monomère (MMA) puis elle a réalisé la préparation des nanoparticules de silice à l'intérieur des micelles par sol-gel. Elle a ensuite rajouté un initiateur pour effectuer la polymérisation (Figure II.8).

II.6.7 Dispersion des renforts

La mise en forme de matériaux composites à matrice polymère thermodurcissable, 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 thermo-plastique. La dispersion des renforts au sein de la matrice est certainement l'étape fondamentale du procédé de fabrication de nanocomposites.

II.6.7.1 Utilisation des ultrasons

La seule technique employée au laboratoire pour disperser les CNTs était l'usage des ultrasons, qui est une technique très connue et utilisée en abondance dans le domaine [Xiong, 2006], [Sluzarenko, 2006]. Ce procédé 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.9).

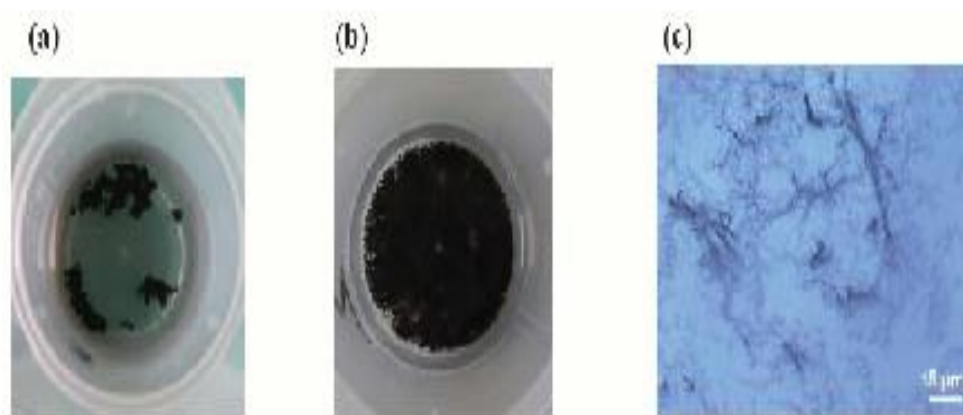


Figure II.9 : L'influence de la dispersion des (CNTs) par ultrasons. (a) (CNTs) dans l'éthanol avant passage aux ultrasons. (b) Après 1 heure aux ultrasons. (c) Image microscope optique d'une gouttelette de base + (CNTs) après 2 heures de dispersion. Des agrégats sont encore présents. [Bozlar, 2009]

Les inconvénients de l'utilisation des ultrasons sont le volume de matière limité et la nécessité des liquides de basse viscosité pour qu'elle soit efficace. Egalement, les ultrasons n'engendrent pas suffisamment de force de cisaillement pour « désagglomérer » les NTC.

Des recherches [Lu ,1996], [Gu ,2008] ont montré que l'énergie fournie par les vibrations aux fréquences ultrasonores induit des défauts, voire même la coupure des NTC. Malgré ces points négatifs, l'utilisation d'ultrasons reste bien souvent nécessaire pour disperser les (NTC) lorsque ceux-ci sont en suspension dans un solvant (avant de mélanger ce dernier à la matrice polymère). Les ultrasons permettent en effet de séparer les amas de tubes, allant même jusqu'à les individualiser. L'étude réalisée par [Liao , 2004] montre l'importance de l'utilisation des ultrasons pour améliorer la dispersion des (NTC).

II.6.7.2 Dispersion mécanique par tricylindre

A l'origine, cet appareil a été conçu pour broyer des produits dans l'industrie pharmaceutique ou alimentaire (fig II.10 a). Son utilisation pour disperser les (CNTs) est récente. Thostenson et al [Thostenson et al., 2006], ont montré que le tricylindre est un outil assez performant pour disperser de manière homogène les (CNTs) dans une résine époxy. Ils ont pu ainsi obtenir des niveaux de conductivités électriques et thermiques supérieurs à d'autres travaux (utilisant notamment les ultrasons).

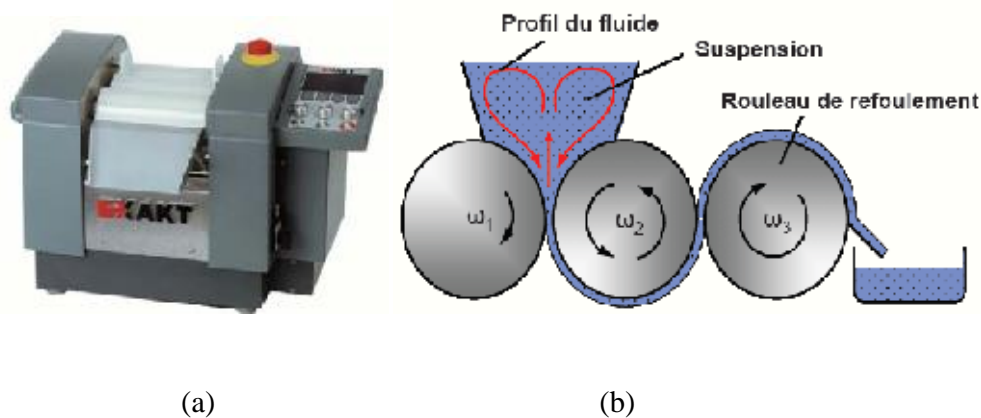


Figure II.10 : Schéma du circuit d'un fluide dispersé par tricylindre) Tricylindre Exakt 80E (Source : ExaktVertriebsGmbH, Allemagne).b) (Source : IPAT, TUBraunschweig, Allemagne).[Bozlar ,2009]

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 à disperser est introduite au niveau des rouleaux 1 et 2. (Figure II.10b) 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 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]

$$\begin{cases} \omega_2 = \frac{1}{3} \omega_3 \\ \omega_1 = \frac{1}{3} \omega_3 \end{cases} \quad (1.2)$$

Le second paramètre que l'on peut modifier avec cet appareil est la distance entre chaque rouleau. Elle peut être comprise entre (5 et 130 μm). La combinaison de ces deux paramètres permettant aussi bien de régler la vitesse de rotation des rouleaux (forces de cisaillement) et la distance (pression exercée sur le fluide).

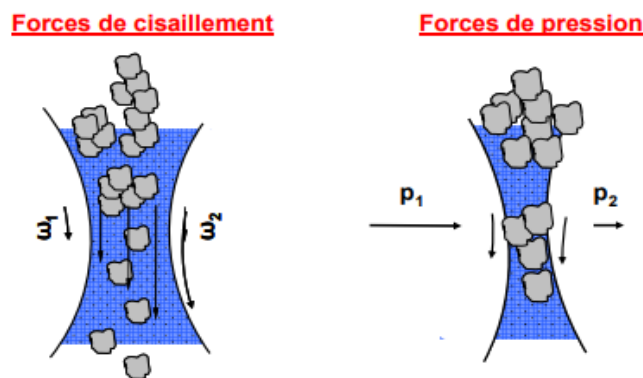


Figure II.11 : Actions mécaniques exercées sur le fluide
(Source : IPAT TU-Braunschweig, Allemagne).

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

II.7 Le marché mondial des NTC

À l'heure actuelle, le marché se développe sa présence. Le rapport de recherche présente une évaluation complète du marché et contient une tendance future, Les Nanocomposites polymères mondiale atteindra le million dollars à la fin de 2025. Ce nouvel intérêt pour les nanocomposites a déjà trouvé preneur dans plusieurs secteurs industriels : le constructeur automobile allemand Audi a mis en place des pièces composites intégrant des nanotubes de carbone dans le système de distribution d'essence, afin d'éviter l'apparition

d'étincelles. La production annuelle mondiale des nanocomposites quant à elle se limite actuellement à quelques milliers de tonnes, principalement pour la câblerie et l'emballage. Mais en 2010, on s'attend à ce que cette production passe à 500 000 tonnes par an. Des marchés ont été identifiés dans les secteurs des transports, de l'ingénierie et de la haute technologie grâce aux propriétés de ces matériaux qui permettent l'allègement, le renfort des structures et une conception différente des pièces avec, par exemple, la possibilité de travailler sur la réduction d'épaisseur. Le marché américain des nanomatériaux a été évalué à 900 millions d'euros en 2007. Celui-ci devrait atteindre 30 milliards d'euros en 2020. Comme la figure II.12 l'illustre, la fabrication de plastique connaît une ascension vertigineuse au XX^e siècle. En 1950, 1,7 million de tonnes de matières plastiques sont produites mondialement, alors qu'en 1989, ce sont 99 millions de tonnes qui sont produites. Seulement 22 ans plus tard, en 2011, ce sont 280 millions de tonnes soit trois fois plus de plastiques qui sont fabriqués (PlasticsEurope, 2012). Quatre-vingt-dix pour cent de cette consommation sont des polymères thermo-plastiques de grande consommation, soit le polyéthylène (PE), le polypropylène (PP), le téréphtalate de polyéthylène (PET), le polychlorure de vinyle (PVC) et le polystyrène (PS) [Andrady and Neal, 2009].

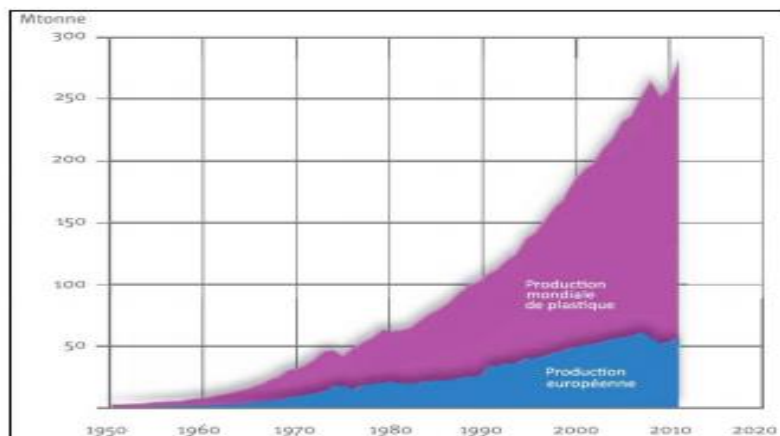


Figure 2.12 : Production mondiale de plastiques 1950-2011. Comprend les thermoplastiques, polyuréthanes, thermodurcissables, élastomères, adhésifs, enduits et matériaux d'étanchéité et fibres PP. Les PET, PA et fibres polyacryliques ne sont pas compris [tiré de: PlasticsEurope, 2012, p.8].

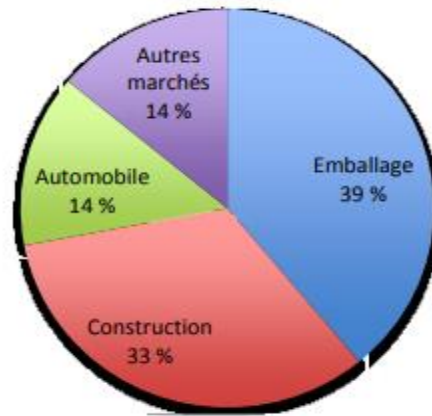
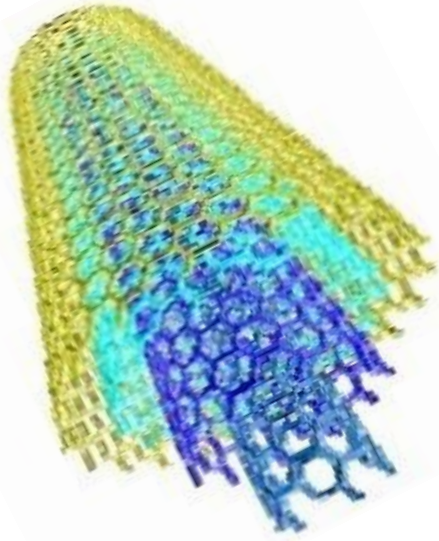


Figure II.13 : Marché de l'utilisation finale des plastiques
[Inspiré de : Gouvernement du Canada, 2011].

Au Canada, trois grands marchés occupent une grande part du total des plastiques consommés, soit l'emballage, la construction et l'automobile. La figure 1.2 illustre la proportion de chacun des marchés. En considérant sa part de la consommation mondiale de résine, le Canada assurerait environ 2 % de la totalité de la production mondiale de produits en plastique (Gouvernement du Canada, 2011).

II.8 Conclusion

Les nanocomposites à matrice polymère ont une structure très complexe par rapport aux structure classique, d'une part de la nature de la matrice qui est cristalline/semi-cristalline et d'autre part de l'incorporation des renforts nanométriques de nature complètement différente qui sont les NTC's. Leur fabrication implique l'utilisation d'espèces chimiques spécifiques et nécessaires pour les rendre compatibles aux différents constituants, C'est l'interface matrice/renfort qui donne l'aspect finale des propriétés du composite, notamment du point de vue mécanique. L'objet est d'étudier l'impact de ces spécificités sur les propriétés électriques, thermique, mécanique, optiques et photovoltaïques. Les nanocomposites se développent dans de nombreux secteurs car elles peuvent repousser certaines limites technologiques. Mais sont également confrontés au problème de leur coût. Le premier facteur à contrôler est la taille et bien évidemment la distribution et la répartition homogène des nanoparticules dans la matrice qui confèrent au matériau ses propriétés spécifiques. Il faut tout d'abords développer de nouvelles techniques et procédés pour atteindre la phase d'industrialisation. Le second problème est celui de l'approvisionnement des nanocomposants à l'image de la production en masse de nanotubes de carbone qui malgré leurs nombreux avantages, ne sont pas encore produits en quantité suffisante.



CHAPITRE III

GÉNÉRALITÉS SUR LES
THÉORIES DES POUTRES ET
LES APPROCHES DES
FONDATIONS ÉLASTIQUES

III.1. Introduction

La théorie des plaques est utile pour déterminer des solutions analytiques de modèles mécaniques simples. L'avantage des solutions analytiques sur les prévisions obtenues par des méthodes numériques est de permettre de visualiser l'influence de différents paramètres (de forme, de taille, de comportement du matériau.). Ceci permet de mieux comprendre un système mécanique ou de mieux optimiser son architecture, dans le cadre d'une première approche d'un problème de conception ou de compréhension. 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 et dynamique de la structure ainsi que la méthode de résolution à appliquer. C'est en 1888 que Love utilisa les hypothèses de Gustav Kirchhoff, elles-mêmes inspirées des hypothèses d'Euler-Bernoulli pour fonder une théorie des plaques minces (également appelée théorie classique ou théorie de Kirchhoff- Love). La théorie des plaques semi- épaisses (théorie des déformations du premier ordre) a été consolidée par Mindlin à partir des travaux de [Rayleigh, 1945], [Timoshenko, 1921], [Reissner, 1945] et [Uflyand, 1948]. Ensuite, des théories d'ordre supérieur sont venues améliorer les hypothèses des théories classiques et du premier ordre lorsque l'épaisseur de la plaque devient plus importante. Les différentes théories existantes peuvent donc être classées en trois principales catégories: théorie classique des plaques minces (appelée aussi théorie de Kirchhoff-Love), théorie des plaques semi- épaisses du premier ordre (appelée aussi théorie de Mindlin-Reissner), théories d'ordre supérieur applicables aux plaques épaisses (comme celle de Reddy).

Ce chapitre résume brièvement en premier lieu les hypothèses et les théorèmes utilisés pour la modélisation des structures comme les plaques. 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 plaques. Les théories des plaques permettent l'obtention d'une solution approchée qui donne une bonne idée sur les efforts et les déplacements.

Dans la deuxième partie on s'intéresse à présenter les différents approches des fondations élastiques; plusieurs études ont été proposées pour traiter des modifications du modèle de Winkler dans le but de le rendre plus efficace et plus logique en introduisant certaines formes d'interaction entre les ressorts tels que des éléments en flexion [Hetényi, 1946], des couches de cisaillement [Pasternak 1954], des membranes sous traction constante [Filonenko-Borodich

,1940]. Nous nous sommes particulièrement basés sur l'approche de la fondation « Kerr » en raison de cette particularité en terme de précision par rapport aux d'autres approches.

III.2. Définition d'une plaque

On peut définir une plaque comme étant un solide délimité par deux plans parallèles, les faces de section quelconque dont l'axe est perpendiculaire aux faces (Figure III.1).

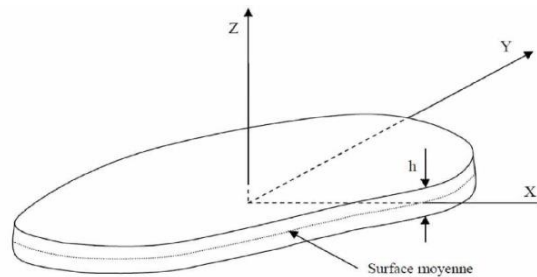


Figure III.1 .Géométrie d'une plaque de forme arbitraire
[ITT Nadjjet 2017]

On définit donc :

- Le plan moyen, ou plan médian : plan situé à équidistance entre les faces (c'est l'équivalent de la ligne moyenne des poutres);
- Le feuillet neutre : élément de matière d'épaisseur infinitésimale situé autour du plan moyen (l'équivalent de la fibre neutre des poutres) c'est le plan (o, x, y) d'équation de contrainte = 0;
- Une fibre normale : ensemble des points situés sur une normale au plan médian, à un endroit (x,y) donnée : elle a pour direction z .

On appelle h l'épaisseur de la plaque; le plan inférieur est donc le plan $z = -h/2$ et le plan supérieur est le plan $z = h/2$

III.3. Théories de déformation des plaques

On peut classer les différentes théories existantes en trois principales catégories: théorie classique des plaques minces (appelée aussi théorie de Kirchhoff-Love), théorie des plaques semi-épaisses du premier ordre (appelée aussi théorie de Mindlin-Reissner), théories d'ordre supérieur applicables aux plaques épaisses (comme celle de Reddy).

III.3.1. Théorie classique des plaques minces (CPT)

Kirchhoff a adopté les hypothèses cinématiques pour les plaques minces, à deux dimensions celles adoptées pour les poutres sans déformation en cisaillement, appelées poutres d'Euler-Bernoulli.

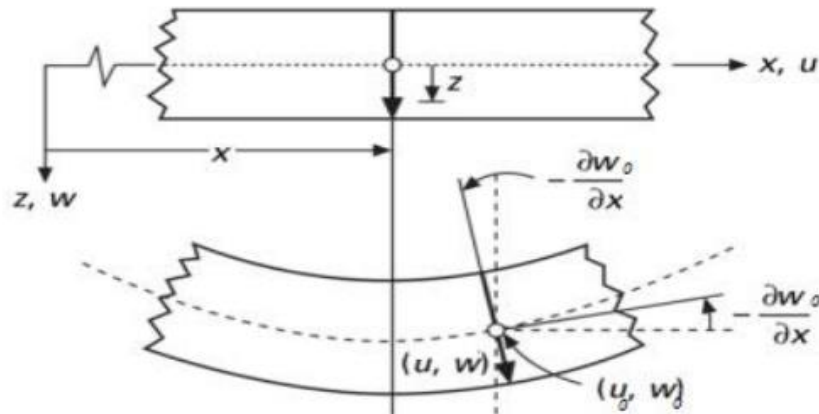


Figure III.2 : Illustration de la plaque de Love Kirchhoff
[Kirchhoff,1950]

Les hypothèses de Kirchhoff reprises par Love (1888) [ITT ,2017] sont les suivantes : La plaque est d'épaisseur petite devant les autres dimensions (rapport d'élancement h/a ou $h/b \leq 0.05$). Elle possède un plan moyen, également appelé plan neutre. Les sections droites, initialement normales au plan neutre, restent planes et normales à celui-ci après déformation. La déformation en cisaillement transverse est donc négligée (Fig. III.2).

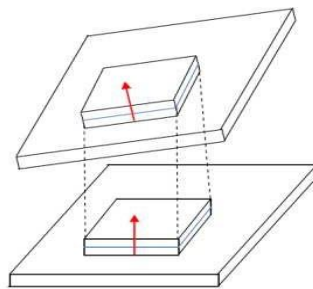


Figure III.3 : Déformation d'une plaque mince.
[love-Kirchhoff, 1950].

Les termes non linéaires du déplacement sont négligés. L'inertie de rotation est aussi négligée. La contrainte normale dans la direction transversale est petite, donc négligeable comparativement aux contraintes appartenant au plan de la plaque. Il est à noter que l'augmentation d'une manière significative de l'effet de la déformation en cisaillement transverse est marquée lorsque le rapport d'élancement h/a ou h/b est supérieur ou égal à 0.05. Etant donné que cette

théorie néglige la flexibilité de cisaillement transverse, ceci conduit à une surestimation de la rigidité de flexion et par conséquent une surestimation des fréquences de vibration et une sous-estimation des déplacements. Les composantes des champs de déplacements pour cette théorie des plaques minces s'expriment comme suit :

$$\begin{aligned} u(x, y, z) &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} \\ v(x, y, z) &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial y} \\ w(x, y, z) &= w_0(x, y) \end{aligned} \quad (3.1)$$

Avec (u_0, v_0, w_0) sont les composantes du champ de déplacement sur le plan moyen de la Plaque ($z = 0$).

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

III.3.2. Théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDPT)

Cette théorie est considérée comme une amélioration de la théorie classique des plaques minces (théorie de Kirchhoff et également appelée théorie de Mindlin) est une extension des travaux de Timoshenko [Timoshenko, 1921]. Cette amélioration consiste à rajouter la déformation en cisaillement transverse dans les hypothèses cinématiques. La distribution de cette déformation est supposée constante dans l'épaisseur. Le champ des déplacements est alors présenter comme suit

$$\begin{aligned} u &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} + z \phi_x \\ v &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial y} + z \phi_y \\ w &= w_0(x, y) \end{aligned} \quad (3.2)$$

Où : u, v, w sont les déplacements le long des coordonnées x, y et z d'un point du plan moyen (plan $z = 0$); ϕ_x et ϕ_y sont les rotations de la normale à la section transversale par rapport aux axes y et x respectivement. Le facteur de correction du cisaillement est nécessaire pour la théorie des déformations du premier ordre, la détermination de ce dernier est difficile à cause de sa dépendance à la fois, de la géométrie, du coefficient de Poisson à travers l'épaisseur, des charges appliquées et des conditions aux limites.

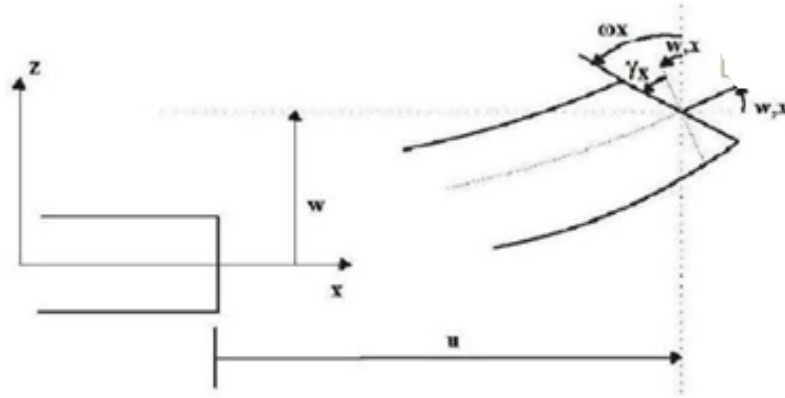


Figure III.4 : Cinématique de Timoshenko
[Timoshenko et al., 1972]

Timoshenko a été le premier à avoir étudié les effets des déformations de cisaillement et de l'inertie de rotation dans l'analyse des poutres, c'est pourquoi le modèle de la poutre avec une théorie du premier ordre est aussi appelé modèle ou poutre de Timoshenko. Les théories de déformation en cisaillement d'ordre élevée ont été développées, afin d'éviter l'introduction d'un facteur de correction.

III.3.3. Théories de déformation en cisaillement d'ordre supérieur (HSDPT)

La théorie d'ordre élevé est basée sur une distribution non linéaire des champs dans l'épaisseur. Contrairement à la théorie CPT et la théorie FSDPT avec les acceptations de la distribution linéaire du déplacement par l'épaisseur, Par conséquent, on tient compte des effets de la déformation transversale de cisaillement et / ou de la déformation normale transversale. Ces modèles n'exigent pas des facteurs de correction. Les références sur de tels modèles peuvent être trouvées dans [Hildebrand et al, 1949]; [Naghdi, 1957]

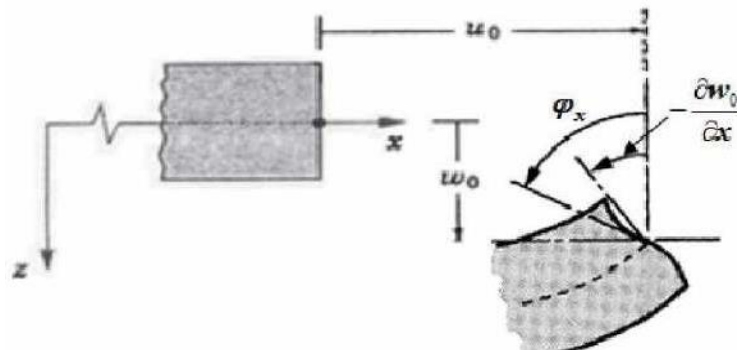


Figure III.5 : Illustration de la plaque d'ordre élevé [ITT Nadjjet 2017].

Le champ de déplacement est généralement écrit comme suit :

$$\begin{aligned} u &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} + \psi(z) \phi_x \\ v &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial y} + \psi(z) \phi_y \\ w &= w_0(x, y) \end{aligned} \quad (3.3)$$

Avec : (u_0, v_0, w_0) et (ϕ_x, ϕ_y) sont les déplacements en membrane et les rotations autour des axes y et x , respectivement, $\psi(z)$ est une fonction de cisaillement transverse caractérisant les théories correspondantes.

En effet, les déplacements de la théorie classique de plaque (CPT) est obtenue par en prenant $\psi(z) = 0$, alors que la théorie de premier ordre (FSDPT) peut être obtenue par $\psi(z) = z$.

Les déplacements de théorie de déformation de cisaillement de la troisième de Reddy (TSDT) [Reddy, 1997]; [Hilderbrand et al, 1949] sont obtenus par :

$$\psi(z) = z \left(1 - \frac{4}{3h^2} z^2 \right) \quad (3.4)$$

Le champ de déplacement membranaire est cubique dans le modèle de Reddy, IL donne une bonne approximation pour les contraintes de cisaillement transverse par rapport à la solution d'élasticité tridimensionnelle.

Les conditions aux limites sur les surfaces libres sont satisfaites. Et la distribution des contraintes de cisaillement transverse est parabolique dans l'épaisseur

Le modèle sinus (SSDT) est proposé par Touratier [Touratier, 1991] qui est différent des autres modèles d'ordre supérieurs puisqu'il n'utilise pas de fonction polynomiale. En introduisant une fonction trigonométrique sinusoidale pour modéliser la répartition des contraintes de cisaillement dans l'épaisseur. La fonction de cisaillement transverse s'écrit comme suit:

$$\psi(z) = \frac{h}{\pi} \sin\left(\frac{\pi z}{h}\right) \quad (3.5)$$

Les modèles (sinus) prennent une forme cosinusoidale dans l'épaisseur de la poutre déterminent les contraintes de cisaillement transverses. La solution et la précision de ce modèle est exacte et meilleure par rapport à la théorie de Reddy. [Karama et al, 2003] a développé la version exponentielle de la théorie de déformation de cisaillement d'ordre élevé (The exponential shear

deformation plate theory ESDPT) et obtenue en prenant :

$$\psi(z) = ze^{-2\left(\frac{z}{h}\right)^2} \quad (3.6)$$

L'influence de la prise en compte du comportement de la fondation élastique sur le flambement des plaques des nanotubes de carbone mono paroi (SWCNT) intégrés dans une matrice (polymère) sera étudiée. Les développements proposés utilisent également une approche analytique.

III.4. Les fondations élastiques

Plusieurs études existent dans la littérature sur la modélisation de fondation élastique Winkler. Zhou [Zhou 1993] et Eisenberger [Eisenberger, 1994] ont étudié une solution générale aux vibrations des poutres sur différent fondation élastique Winkler. Eisenberger et Clastornik [Eisenberger, 1987] ont présenté la vibration et le flambement d'une poutre sur différent fondation élastique Winkler. Une réponse dynamique d'une poutre de Timoshenko avec une masse en mouvement concentré a été résolue par Lee [Lee, 1998]. En outre, certains chercheurs [Ma, 2009] [Civalek, 2007] ont étudié l'analyse des fondations élastiques avec les modèles Winkler-Pasternak. En plus de différente méthode de transformation des structures sur fondation élastique, comme la méthode différentielle quadratique (DQM) sont aussi utilisés largement. Le modèle de Winkler considère la base élastique comme une série de ressorts séparés sans effets d'accouplement. Ceci a été amélioré plus tard par Pasternak qui a tenu compte des interactions entre les ressorts séparés.

III.4.1 Différents modèles des fondations élastiques

Toutes les charges d'une structure doivent être transférées à la fondation, et l'ensemble structure et fondation doivent agir ensemble pour supporter les charges. Le développement des modèles plus réalistes de fondation et des méthodes simplifiées pour résoudre ce problème complexe d'interaction fondation-structure est très important pour arriver à des conceptions sûres et économiques. Cependant, plusieurs chercheurs ont essayé de créer un modèle le plus commode pour représenter le comportement physique de la fondation d'une manière plus réelle, en effet les modèles les plus anciens et les plus connues sont cités ci-dessous.

III.4.1.1 Modèle de Winkler

Aujourd'hui le modèle de fondation le plus connu et le plus utilisé pour l'analyse de l'interaction sol-structure est celui de Winkler, (1867) (figure III.6). En effet Winkler a défini le sol comme étant un empilement de tranches indépendantes et chaque tranche de sol est modélisée par un ressort vertical sur lequel s'appuie la fondation. Cependant pour calculer les contraintes s'exerçant sous une fondation, Winkler a supposé que la réaction du sol exercée en chaque point sous la fondation est proportionnelle à la déflexion de la fondation. En effet la déformation verticale caractéristique de la fondation est donc définie par l'utilisation de ressorts identiques, indépendants, étroitement espacés et linéairement élastiques. La constante de proportionnalité de ces ressorts est connue sous le nom de coefficient de réaction du sol. Ce modèle est défini par la formule suivante :

$$p(x) = k_w \cdot b \cdot w(x) \quad (3.7)$$

Où $p(x)$ représente la réaction (pression) de la fondation, k_s est le coefficient de réaction du sol, b est la largeur de la fondation et $w(x)$ représente le déplacement vertical.

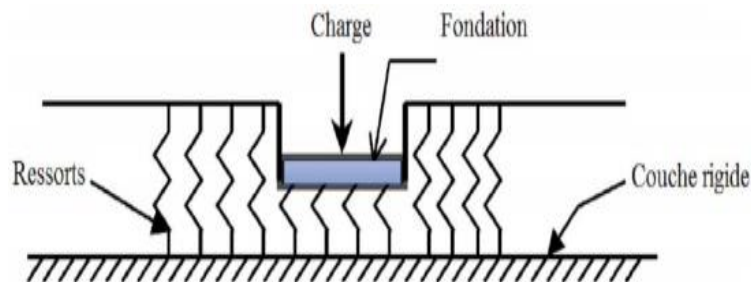


Figure III.6 : Schéma représentative du modèle de fondation de Winkler [Seguini, 2016].

L'appréciation de la rigidité des ressorts de façon réaliste est la principale difficulté. En effet, de nombreuses manières de déterminer leurs valeurs numériques sont trouvées dans la littérature comme dans [Schmitt 1998], [Balay 1985], [Biot 1937],[Vlassov et al. 1956], [Vesic 1963], [Selvadurai 1985],[Hoshiya 2000].

Les discontinuités dans le sol sont représentées par le biais des variations des raideurs. Le modèle de Winkler suppose que la conduite se déforme élastiquement en épousant la déformation du sol, ce qui mène à la proportionnalité entre contraintes et déformations du type Jasmin Buco (2007).

III.4.1.2 Modèle élastique continue

Le module de Young E et le coefficient de Poisson ν caractérisent La modélisation du sol comme un milieu semi-infini, élastique, continu, permet de prendre en compte la continuité des tassements. Les premiers travaux dans ce domaine sont les travaux de Boussinesq (1885) qui a étudié le problème d'un milieu semi-infini homogène isotrope linéaire élastique soumis à une charge verticale concentrée P (Fig. 3.7). Pour résoudre le problème de l'interaction fondation-structure en général, l'application de la théorie du model élastique continue aboutit à des problèmes mathématiques complexes. Des solutions à ces problèmes, ont été proposées par [Gorbunov,1949], [Lur'e, 1964], [Harr me, 1987],[Popovg, 1971].

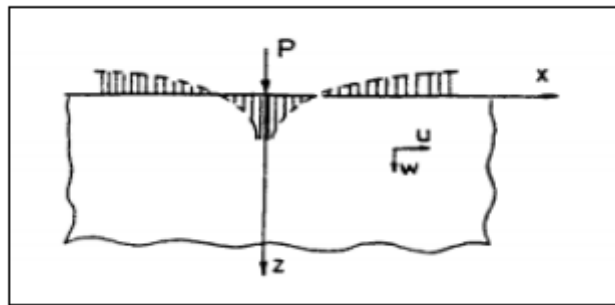


Figure III.7 : Tassement du sol dû à une charge concentrée pour le modèle élastique Continue (d'après Selvadurai, 1979)[Selvadurai 1979].

La complexité mathématique du modèle élastique continue et le défaut inhérent au modèle de Winkler dans la description du comportement continu d'une fondation réel ont conduit, à introduire des hypothèses simplificatrices, pour le développement d'autres modèles.

III.4.1.3 Modèle de Filonenko-Borodich

Le modèle de fondation de Filonenko-Borodich, (1945) est peut-être considéré comme l'un des modèles les plus anciens à deux-paramètres. En effet ce modèle de fondation inclut une membrane élastique (tirant) qui est tractée et qui est relié au-dessous par des ressorts (FigureIII.8). Ce tirant est soumis à un champ de tension constant T (traction) et il tient compte de l'interaction entre les éléments adjacents du ressort. La relation entre le champ de

contrainte de surface p et la déflexion correspondante w est définie pour une fondation rectangulaire ou circulaire par l'expression suivante :

$$q(x, y) = K_s w(x, y) - T \nabla^2 w(x, y) \quad (3.8)$$

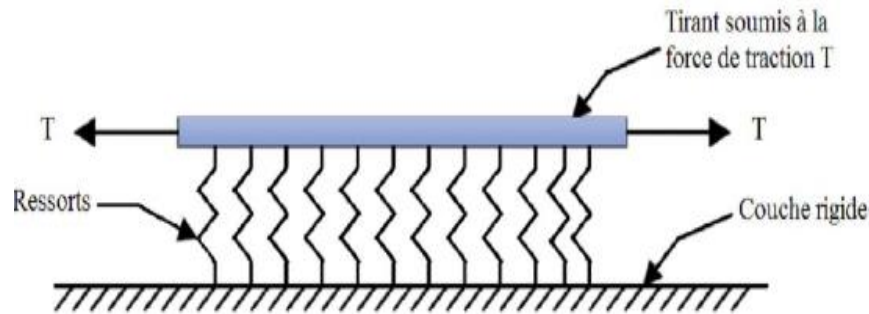


Figure III.8 : Schéma représentant le modèle du Filonenko-Borodich [Filonenko 1945]

$$\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} \quad (3.9)$$

Et K_s est le coefficient de réaction du sol. Les deux constantes élastiques du modèle sont le coefficient de réaction K_s et la tension T . En outre, le même type de fondation qui prend en considération le liquide qui est en contact avec la surface de traction a été aussi suggéré par Schiel, 1942.

III.4.1.4 Modèle d'Hetenyi

En 1946 Hetenyi a proposé un modèle de fondation caractérisé par l'indépendance d'interaction entre les éléments du ressort soit accomplie en incluant dans le cas bidimensionnel d'une poutre élastique et dans le cas tridimensionnel d'une plaque (Figure III.9). En effet il a été supposé aussi que la poutre ou la plaque se déforme seulement en flexion et que la rigidité de flexion d'une poutre ou d'une plaque caractérise l'interaction entre les éléments du ressort du modèle de Winkler.

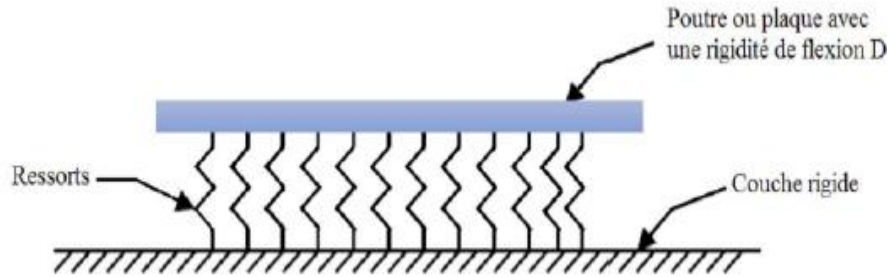


Figure III.9 : Fondation de Hetenyi [Winkler 1867].

L'expression reliant le tassement w à la pression q est :

$$q(x, y) = K_S w(x, y) - D \nabla^4 w(x, y)$$

$$D = \frac{E_P h_P^3}{12(1 - \nu_P^2)} \quad (\text{III.10})$$

$$\nabla^4 = \frac{\delta^4}{\delta^4 x} + \frac{\delta^4}{\delta^4 y}$$

En supposant que la couche de cisaillement est isotrope dans le plan (x, y) avec un module de cisaillement $G_x = G_y = G_p$, on obtient :

$$q(x, y) = K_S w(x, y) - G_p \nabla^2 w(x, y) \quad (\text{III.11})$$

Le coefficient de réaction K_S et la rigidité à la flexion D de la plaque sont Les deux constantes élastiques du modèle, ∇^4 est l'opérateur laplacien.

III.4.1.5 Modèle de Pasternak

Pasternak a proposé le modèle de comportement du sol en (1954), il considère l'interaction de cisaillement entre les éléments du ressort de la fondation de Winkler et cela en reliant les extrémités des ressorts à une poutre ou à une plaque se composant des éléments verticaux incompressibles qui se déforme seulement sous l'effet d'un cisaillement transversal (Figure III.10).

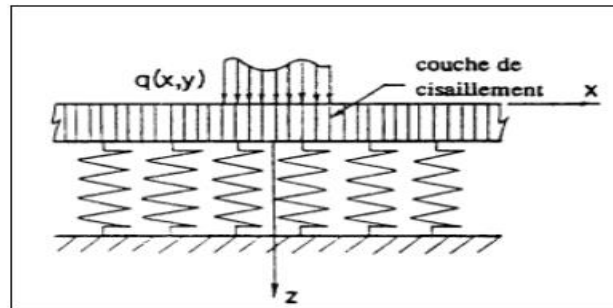


Figure III.10 : Schéma du modèle de Pasternak
[Pasternak 1954]

En considérant la couche de cisaillement comme étant isotrope dans le plan (x, y) avec un module de cisaillement $G_x = G_y = G_p$, on obtient :

$$q(x, y) = K_w w(x, y) - K_s \nabla^2 w(x, y) \quad (3.12)$$

Les deux constantes élastiques du modèle de Pasternak sont le coefficient de réaction K_w et le module de cisaillement K_s .

III.4.1.6 Modèle de Reissner

Le modèle bi-paramétrique a été proposé par Reissner (1958). Des hypothèses supplémentaires en partant du modèle élastique continue, concernant les déplacements et les contraintes, sont introduites afin de simplifier la résolution des équations de base d'un milieu continu isotrope élastique et linéaire. Les contraintes normales et tangentielles appliquées sur les faces d'un élément du sol sont supposées négligeables ($\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz}$). La couche du sol, d'épaisseur H , repose sur un substratum rigide. Les déplacements u , v et w , respectivement dans les directions x , y et z , sont définis de la façon suivante (Emile Youssef 1994): $u = v = w = 0$ au substratum rigide ($z = H$), $u = v = 0$ à la surface du sol ($z = 0$). La relation entre le tassement vertical w de la surface du sol et la charge q devient :

$$c_1 w - c_2 \nabla^2 w = q - \frac{c_2}{4c_1} \nabla^2 q$$

$$c_1 = \frac{E}{H} \quad c_2 = \frac{HG}{3} \quad (3.13)$$

E : module d'Young du sol,
 G : module de cisaillement du sol,
 H : épaisseur de la couche de sol.

III 4.1.7 Modèle de Vlazov et Leontiev

Vlazov (1949) a proposé une formulation pour la modélisation du sol, basée sur l'application de la méthode vibrationnelle en partant du modèle élastique continue. La couche de sol, d'épaisseur H , est considérée comme un milieu élastique linéaire isotrope, reposant sur un substratum rigide. Le déplacement horizontal $u(x,z)$ est supposé nul dans tout le massif de sol.

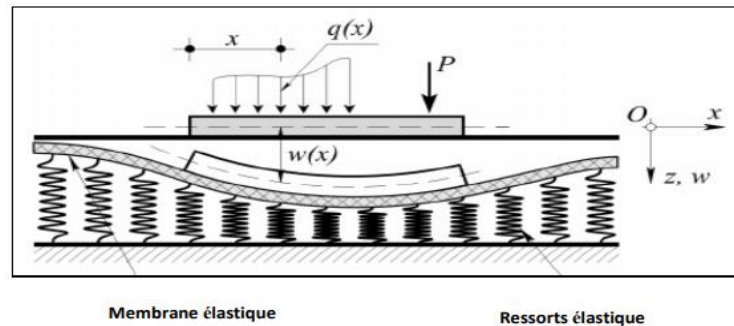


Figure III.11: Schéma du modèle de Vlazov et Leontiev [Vlazov 1949].

Par contre, le déplacement vertical est supposé donné par :

$$w(x, z) = w(x) \cdot h(z) \quad (3.14)$$

où $h(z)$ est une fonction qui décrit la variation du déplacement $w(x, z)$ selon l'axe z , telle que : $h(0) = 1$ et $h(H) = 0$. Vlazov et Leontiev (1966) ont proposés plusieurs variations, parmi lesquelles les variations linéaires et exponentielles telles que :

$$h(z) = \left(1 - \frac{z}{H}\right) \quad (3.15)$$

$$h(z) = \frac{\operatorname{sh}\left[\frac{\gamma}{L}(H-z)\right]}{\operatorname{sh}\left[\frac{\gamma H}{L}\right]} \quad (3.16)$$

Où γ et L sont des constantes.

En appliquant le principe du travail virtuel, les équations d'équilibre dans la direction z , sont obtenues. Ainsi, la réponse du sol, sous une charge q , est donnée par :

$$K = \frac{E}{(1-\nu^2)[1-\nu^2(1-\nu)^2]} \int_0^H \left(\frac{dh}{dz} \right)^2 dz \quad (3.17)$$

$$q(x) = kw(x) - 2t \frac{d^2w(x)}{dx^2} \quad (3.18)$$

$$t = \frac{E}{4(1-\nu^2)[1+\nu(1-\nu)]} \int_0^H h^2 dz \quad (3.19)$$

E : module de Young du sol,
 ν : Coefficient de Poisson
 H : épaisseur de la couche de sol

III.4.1.8 Modèle de Kerr

Kerr a introduit une couche de cisaillement dans la fondation Winkler et les constantes de ressort au-dessus et au-dessous de cette couche sont supposées être différentes selon cette formulation [Kerr 1964]. En effet la figure III.12 représente le modèle mécanique adopté par Kerr, (1965) et l'équation différentielle de ce modèle peut être exprimée comme suit :

$$\left(1 + \frac{K_w}{K_c} \right) p(x, y) = \frac{K_s}{K_c b} \nabla^2 p(x, y) + K_w b w(x, y) - K_s \nabla^2 w(x, y) \quad (3.20)$$

Où $w(x)$ est la déflexion de la première couche K_1 est la constante de rigidité de ressort de la première couche; K_2 est la constante de rigidité de ressort de la deuxième couche.

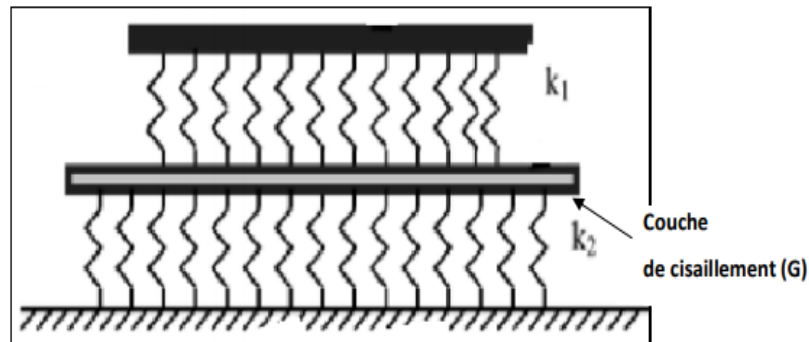


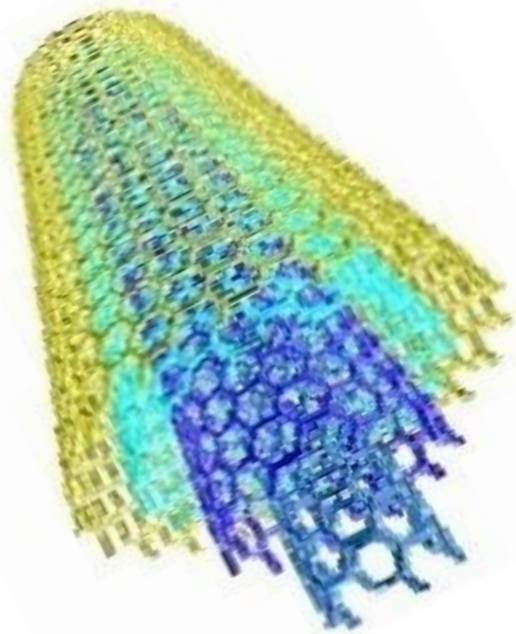
Figure III.12: Schéma représentant le modèle de fondation de type Kerr [Gorbunov 1949]

Dans cette étude la théorie d'élasticité est utilisée pour développer un modèle analytique pour but d'analyser le flambement des plaques des nanotubes de carbone mono paroi (SWCNT) intégrés dans une matrice (polymère) et supporter par une fondation élastique Kerr.

III.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté l'historique des théories des plaques. Après nous sommes attachés à présenter les différentes équations de base de la théorie d'élasticité. par la suite une démonstration des différents types des théories des plaques telles que la théorie classique des plaques minces (CPT), théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDPT) et la théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé (HSDPT).

En deuxième partie de ce chapitre nous avons présenté les différentes approches qui sont basées sur des hypothèses très simplificatrices des fondations des structures et qui sont peu valides dans la pratique notamment en ce qui concerne le comportement de fondation et le problème de l'interaction fondation /structure. En effet, le comportement de fondation est supposé élastique linéaire. Le défaut inhérent au modèle de Winkler c'est la discontinuité de la discrétisation de la fondation et de son comportement car en réalité la fondation a un comportement plus complexe et la complexité du modèle mathématique du model élastique continue a conduit, à introduire des hypothèses simplificatrices, pour le développement d'autres modèles, pour palier dans une certaine mesure à la complexité d'un modèle mathématique idéal, tels que les modèles de Pasternak, FilonenkoBorodich, Reissner, d'Hetenyi, Vlazov, Leontiev et , Kerr. Ils sont basé sur le principe du model de Winkler. On atténue son comportement discontinu par l'introduction d'une interaction mécanique entre les ressorts par l'intermédiaire de membranes élastiques capables d'avoir des déformations tangentielles. Le comportement de la fondation étant d'une extrême complexité, son étude conduit à l'utilisation de divers modèles. Pasternak a proposé un modèle du comportement de la fondation en tenant compte de l'existence d'une interaction de cisaillement entre les ressorts. 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. De plus, pour plusieurs types de matériaux de fondation, ni le modèle de fondation Winkler ni le modèle de fondation à deux paramètres ne peuvent représenter de façon réaliste les mécanismes d'interaction entre les plaques et les milieux de contact.



CHAPITRE IV

REVUE DES TRAVAUX
ANTÉRIEURS SUR LES CNTRC

IV.1 Introduction

Actuellement, les composites renforcés par des nanotubes de carbone (CNTRC) reposant sur un milieu élastique continuent de susciter un intérêt de plus en plus grandissant au sein de la communauté scientifique; en incluant naturellement les physiciens et les chimistes, mais aussi les biologistes, notamment pour leurs applications qui ouvrent des horizons totalement nouveaux par rapport aux matériaux conventionnels dans plusieurs domaines industrielles comme le domaine médicale, aéronautique et même la construction navale. Ceci s'explique en particulier par leur procédé de fabrication de plus en plus élémentaire et de moins en moins onéreux au niveau industriel, mais surtout du fait de leurs propriétés intrinsèques multifonctionnelles exceptionnelles. Les structures nano-composites à matrice polymère renforcées par des nanotubes de carbone bénéficient d'une spécificité à combiner plusieurs aspects qui leurs permettent de pouvoir facilement s'incorporer dans des domaines pluridisciplinaires.

Pour le comportement mécanique des structures d'ingénierie fabriquées à partir de CNTRC, il existe un nombre limité de travaux de recherche concernant les réponses mécaniques des structures CNTRC soumises à différentes charges. En général, le problème de la faible liaison interfaciale entre les NTC et le polymère peut se produire dans les structures CNTRC. Cependant, ce problème peut être résolu en faisant varier le renforcement par les NTC au sein d'une matrice homogène sur la direction du gradient [Shen, 2009]. Par ailleurs, plusieurs méthodes et théories sont utilisées avec succès pour traiter les structures NTC / polymère sous différentes formes telles que les poutres, les plaques et les coques minces ou encore les solides de formes cylindriques et également l'analyse du comportement des CNTRC sous différentes charges [Yas et al., 2012], [Wattanasakulpong et al., 2013].

Le problème de flambement et de flexion des poutres et des plaques reposant sur une fondation déformable est le plus fréquemment rencontré dans de nombreuses applications technologiques et d'ingénierie. Même si l'approche de la mécanique des milieux continus fournit les données les plus complexes sur le comportement mécanique de diverses structures comprenant un système de fondation, cela reste très insuffisant pour prétendre maîtriser la réponse statique et dynamique de ce type de nanostructure et nécessite plus d'expériences de comparaison entre les différents modèles de fondation. Le modèle de Winkler considère la fondation comme étant un système formé par un ensemble de ressorts indépendants, c'est le modèle le plus rudimentaire qui a été largement adopté pour étudier le problème des structures qui ont une fondation dite élastiques

L'absence d'une contrainte de cisaillement et de découplage des ressorts individuels à l'intérieur de fondation Winkler conduisent à un changement brusque irréaliste du déplacement de la surface de la fondation entre les régions chargées et non chargées. La fondation Pasternak dite «à deux paramètres» suppose l'existence d'interactions de cisaillement entre les éléments du ressort. Ceci peut être accompli en reliant les extrémités des ressorts à une structure constituée d'éléments verticaux incompressibles, qui ne se déforme que par cisaillement transversal. (Nguyen 2017, Thai et Choi 2011, Wattanasakulpong et Chaikittiratana 2015, Shen et Zhu 2012). Pour améliorer d'avantage le modèle de fondation à deux paramètres, (Kerr 1965) avait étudié une nouvelle fondation basée sur trois paramètres appelés modèle de fondation «à trois paramètres». Le rôle majeur de ce modèle est de fournir plus de flexibilité dans le contrôle du degré de continuité fondation-surface entre les régions chargées et non chargées du système structure-fondation. Pour plusieurs types de matériaux de fondation, ni le modèle de fondation Winkler ni le modèle de fondation à deux paramètres ne peuvent représenter de façon réaliste les mécanismes d'interaction entre les poutres et les milieux de contact (Kerr 1964). La complexité très élevée du comportement du système CNTRC aux différentes sollicitations impose des simplifications maximales en tenant compte que des aspects les plus importants et les plus significatifs comme la faible liaison interfaciale entre les NTC et le polymère, la dispersion du renfort NTC dans la matrice polymère, ...

IV.2 La mesure de l'état de dispersion des nanotubes de carbone dans la matrice polymère

Park et son groupe en (2002) ont analysé la dispersion de nanotubes de carbone simple paroi par polymérisation in situ sous sonication. Les propriétés mécaniques ainsi que la stabilité thermique ont également été améliorées avec l'incorporation du SWNT.

Bai et al (2003) ont investigué l'effet de la longueur et de la taille globale des MWNT sur l'amélioration de l'efficacité des propriétés mécaniques et électriques des nanocomposites. Ils ont révélé que l'ajout de MWNT a augmenté le module de Young et réduit la contrainte de rupture. Dans ce cas, le prétraitement des MWNT a cependant eu un effet beaucoup plus modéré sur l'efficacité de l'amélioration.

Song et al (2005) ont analysé l'influence des états de dispersion des nanotubes de carbone sur les propriétés physiques des nanocomposites époxy. D'après l'observation morphologique par FESEM et TEM, il a été constaté que lorsque le solvant n'était pas utilisé dans le processus de dispersion des NTC, des agrégats de NTC vierges restaient dans les nanocomposites.

Foster et al en (2005) ont diagnostiqué la dispersion et séparation de phases des nanotubes de carbone dans des films de polymère ultrafin. La dispersion a été obtenue par un choix approprié du solvant organique (NMP) et une sonication des solutions de polymère /

SWNT. Les particularités de la séparation de phases dans les films ont été étudiées par microscopie à force atomique (avec application du mode de modulation de force pour cartographier la distribution des nanotubes au sein de la matrice polymère) et spectroscopie Raman

Huang et al (2006) par leur étude sur la Rhéologie de dispersion des nanotubes de carbone dans une matrice polymère ont révélé qu'à plusieurs caractéristiques rhéologiques universelles; à une concentration de nanotubes supérieure à une valeur caractéristique $n_c \sim 2-3$ wt %, le réseau de gel élastique efficace est formé, tandis que le composite à faible concentration reste un liquide visqueux. Ils ont utilisé cette approche rhéologique pour déterminer les effets du vieillissement et de la réaggrégation.

Moniruzzaman et al (2006) ont examiné les nanocomposites polymères contenant des nanotubes de carbone et l'évaluation de leur état de dispersion. Il a montré que les propriétés physiques dépendent de la taille, du rapport d'aspect, du chargement, de l'état de dispersion et de l'alignement des nanotubes dans les nanocomposites polymères.

Li et al (2007) ont traité à cisaillement élevé l'induction d'une dispersion homogène de nanotubes de carbone à parois multiples vierges dans un élastomère thermoplastique. Ils ont démontré que la dispersion des UMWNT dans une matrice polymère dépend fortement de la contrainte de cisaillement exercée lors du traitement à l'état fondu. Les résultats ont indiqué que le traitement à cisaillement élevé est une méthode efficace pour améliorer la dispersion des nanotubes de carbone non modifiés dans une matrice polymère.

Villmow et son équipe (2008) ont examiné l'influence des conditions d'extrusion bi-vis sur la dispersion des nanotubes de carbone à parois multiples dans une matrice poly (acide lactique). L'état de dispersion a été étudié par microscopie optique à partir de laquelle un indice de dispersion a été quantifié. Une microscopie électronique à transmission a été réalisée pour observer la dispersion de MWNT et la formation de réseaux à l'échelle submicronique.

Kasaliwal et al (2011) ont traité l'influence de la viscosité à l'état fondu de la matrice polymère et du poids moléculaire sur la dispersion d'agglomérat MWCNT. Les résultats indiquent qu'avec l'augmentation de la viscosité de la matrice, la dispersion d'agglomérats s'améliore lors de l'utilisation de conditions de mélange constantes, mais pire si l'on considère les valeurs de contraintes de cisaillement comparables.

Kim et al (2012) ont fait une modification de surface pour la dispersion efficace des nanotubes de carbone dans les solvants et les polymères. La caractérisation quantitative des modifications de surface et des dispersions CNT ainsi que le paramètre d'interaction Flory-

Huggins basé sur le paramètre de solubilité pour les NTC, qui est corrélé avec la dispersion dans les milieux environnants ont été discutés.

IV.3 La faible liaison interfaciale entre les NTC et le polymère

En général, le problème de la faible liaison interfaciale entre les NTC et le polymère peut se produire dans les structures CNTRC. Cependant, une solution est possible en faisant varier le type de distribution du renfort par les NTC au sein d'une matrice homogène disposée selon une direction choisie.

Chen et al (2009), ont publié une étude sur le renforcement des résines époxy avec des nanotubes de carbone à parois multiples pour améliorer les propriétés mécaniques et cryogénique. L'augmentation de l'efficacité de renforcement est assurée par le passage de la température ambiante à la température de l'azote liquide qui est de 77 °K. Une forte liaison interfaciale CNT – époxy est observée en raison de la contraction thermique de la matrice époxy due aux importantes différences des valeurs des coefficients de dilatation thermique de l'époxy et des MWCNT.

Strus et al (2009), ont effectué une étude sur l'énergie interfaciale entre les nanotubes de carbone et les polymères. Des mesures à partir de tests de pelage à l'échelle nanométrique au microscope à force atomique ont permis de démontrer que la spectroscopie de force de pelage AFM peut être utilisée pour distinguer les composants élastiques des composants interfaciaux lors d'un test de pelage à l'échelle nanométrique, permettant ainsi la mesure directe de l'énergie interfaciale entre un nanotube ou une nanofibre individuelle et une surface de matériau donnée. La méthode proposée fournit un cadre expérimental pratique pour cribler rapidement différentes combinaisons de polymères et de nanotubes fonctionnalisés pour une résistance interfaciale optimale.

Ma et al (2010) ont élaboré une étude sur la Dispersion, interaction interfaciale et ré-agglomération de nanotubes de carbone fonctionnalisés dans des composites époxy par laquelle ont montré, l'existence de fortes corrélations entre la fonctionnalisation aminée, la dispersion, la mouillabilité, l'interaction interfaciale et le comportement de ré-agglomération des NTC et les propriétés mécaniques et thermomécaniques correspondantes aux composites CNT / époxy. Également, est observé une meilleure adhérence interfaciale entre la matrice et les NTC fonctionnalisés par des liaisons covalentes se traduisant par des propriétés de flexion et thermomécaniques améliorées par rapport à celles sans fonctionnalisation.

Ahmad et al., (2010), ont fait une investigation interfaciale des nanocomposites Al_2O_3 renforcées par des nanotubes de carbones multi-parois et ils ont tiré les conclusions

suivantes : les améliorations prometteuses résultantes de la ténacité à la rupture sont de 94 % et de 65 % avec respectivement 2 et 5 % en poids de CNT par rapport à l' Al_2O_3 monolithique. Ceci a été attribué à la bonne dispersion des CNT dans la matrice, au pontage des fissures par les CNT et aux connexions interfaciales fortes entre les CNT et la matrice. Également, la production d'une phase interfaciale primaire d'oxy-carbure d'aluminium via un processus de réduction carbothermique localisé. Cette phase d'interface a vraisemblablement une bonne compatibilité chimique et des connexions solides avec les CNT et la matrice et a conduit les nanocomposites à une ténacité à la rupture plus élevée.

Yang et al (2010) ont examiné l'effet de la fonctionnalité de nanotubes de carbone sur la conductivité thermique du composite époxy. Les résultats de cette étude ont montré que les images au microscope électronique à balayage des surfaces de fracture de la matrice époxy et que les benzène-carboxylique (BTC-MWCNT) présentent une solubilité et une compatibilité plus élevées que les MWCNT vierges. Le BTC a été greffé sur les MWCNT, créant une liaison covalente rigide entre les MWCNT et la résine époxy et formant un réseau efficace pour le flux de chaleur.

Lv, P et al., (2011), ont réalisé une étude sur l'augmentation de la résistance interfaciale dans les composites (fibre de carbone / époxy) par le contrôle l'orientation et la longueur des nanotubes de carbone cultivés sur les fibres. Les analyses ont révélé que les hybrides MWCNT – CF ont une bonne mouillabilité avec la résine époxy en raison de la rugosité de surface et de l'action capillaire. Également, les tests de fragmentation composite à une seule fibre ont révélé une amélioration remarquable de la résistance au cisaillement interfaciale (IFSS) contrôlée par l'orientation et la longueur des MWCNT. Avec un alignement perpendiculaire à la matrice des MWCNT ont montré un IFSS élevé dans le composite époxy en raison d'une meilleure mouillabilité et d'une grande interface de contact entre les hybrides et la résine.

En 2012 Hedayati, et al, ont examiné l'influence des CNT agglomérés classés sur la vibration des plaques sectorielles annulaires renforcées de CNT reposant sur la fondation Pasternak, le CNT intégré dans une matrice polymère et son inter-phase environnante est remplacée par une fibre équivalente pour prédire les propriétés mécaniques du composite nanotube de carbone / polymère. Ils ont révélés que les CNT agglomérés et les paramètres de rigidité des fondations élastiques ainsi que les divers paramètres géométriques ont une influence directe sur les caractéristiques de vibration des plaques sectorielles annulaires reposant sur les fondations élastiques Pasternak.

Ning et al (2012) ont présenté l'amélioration de l'interaction interfaciale dans le composite polymère semi-cristallin / charge via la cristallisation interfaciale, ils ont constatés que l'une des clés pour atteindre la haute performance de ces composites est une bonne interaction interfaciale entre la matrice polymère et la charge ainsi que la possibilité d'améliorer l'interaction interfaciale polymère / charge via la cristallisation du polymère à la surface des charges, c'est-à-dire la cristallisation interfaciale. Ces résultats sont basés sur les derniers développements de la cristallisation interfaciale dans le composite polymère / charge. A savoir, la détermination des caractéristiques structurales / morphologiques de diverses modes de cristallisation interfaciale ainsi que la détermination des diverses influences sur la structure / morphologie finale de la cristallisation hybride et les mécanismes de nucléation et/ou de croissance des comportements de cristallisation à l'interface polymère / charge.

Chu et al (2013) ont fait l'objet d'une investigation pour améliorer l'interface et les propriétés mécaniques des composites à matrice Cu – Cr renforcée de nanotubes de carbone. Cette étude s'est focalisée sur une approche efficace pour établir une interface solide entre le nanotube de carbone (CNT) et la matrice Cu par l'introduction de l'élément de chrome (Cr) allié à la matrice. La microstructure d'interface et les propriétés mécaniques des composites sont caractérisées respectivement par des tests de microscopie électronique à transmission à haute résolution (HRTEM), de dureté et de traction. Comparés aux composites CNT / Cu, les composites CNT / CNT – Cr présentent une amélioration de la liaison interfaciale et des propriétés mécaniques, ce qui est attribué à la formation d'une fine couche de transition intermédiaire Cr_3C_2 entre les CNT et la matrice Cu – Cr.

Zhao et al (2017) ont étudié les performances mécaniques, thermiques et interfaciale des composites renforcés de fibres de carbone aromatisés par des nanotubes de carbone en matrice / interface. Un test de fragmentation à fibre unique combiné à une spectroscopie aux rayons X dispersive en énergie a été appliqué de manière créative pour calculer la résistance au cisaillement interfaciale et des améliorations de 45,2 % et 10,14 % ont été obtenues pour les composites hiérarchiques à base de fibres modifiées CNT (CF-CNTs / EP) et à base de composites sur matrice renforcée de CNT (CF / EP-CNT), respectivement. Des augmentations de 24,42 % pour les CF-CNT / EP et de 10,41 % pour les CF / EP-CNT dans la résistance à la traction ont été obtenues séparément. Les supériorités des CF-CNT / EP sont dérivées de cette couche d'interface à gradient formée en raison de l'introduction des CNT dans l'interface et cela n'était pas évident dans les CF / EP-CNT.

IV.4 Comportement des structures FG-CNT au flambement par différentes théories de déformation par cisaillement

En 2014 Tounsi et son équipe ont développés une nouvelle théorie trigonométrique d'ordre élevé incluant l'effet d'étirement pour l'analyse statique de plaques composites avancées telles que les plaques à gradation fonctionnelle. Le nombre de fonctions inconnues impliquées dans cette théorie n'est que de cinq contre six ou plus dans le cas d'autres théories de cisaillement et de déformation normale. Les équations gouvernantes sont dérivées par l'utilisation principe du travail virtuel et le concept de surface physique neutre. Du moment que l'effet de couplage étirement-flexion dans la formulation à base de surface neutre est négligé, les équations et conditions aux limites des plaques fonctionnellement graduées basées sur la surface neutre ont les formes simples comme celles des plaques isotropes. La solution analytique de type Navier est obtenue pour une plaque à gradation fonctionnelle soumise à une charge transversale pour des conditions aux limites simplement supportées, tandis que la comparaison avec les résultats correspondants est effectuée pour vérifier l'exactitude et l'efficacité de la théorie actuelle.

Une nouvelle théorie simple de déformation sinusoïdale par cisaillement à trois inconnues pour les plaques fonctionnellement graduées a été étudiée par Tounsi et son équipe en 2016. L'analyse de flexion et de vibration libre des plaques à gradation fonctionnelle (FG) est développée. La caractéristique significative de cette formulation est que, en plus d'inclure une variation sinusoïdale des déformations transversales de cisaillement à travers l'épaisseur de la plaque, elle ne traite que trois inconnues comme la théorie classique des plaques (CPT), au lieu de cinq comme dans le puits- théorie connue de la première déformation par cisaillement (FSDT) et théorie de la déformation par cisaillement d'ordre supérieur (HSDT). Un facteur de correction de cisaillement n'est donc pas nécessaire. Les études de vérification montrent que la théorie proposée est non seulement précise et simple pour résoudre les comportements de flexion et de vibration libre des plaques FG, mais également comparable aux autres théories de déformation par cisaillement d'ordre supérieur qui contiennent plus d'inconnues.

Kiani, Y. en 2016 a analysé la réponse au flambement de cisaillement des plaques rectangulaires composites renforcées de nanotubes de carbone (CNTRC) dans un environnement thermique. La théorie des plaques du premier ordre a été adoptée pour construire les équations de base de la plaque. Une formulation Ritz bidimensionnelle avec des polynômes à base de Chebyshev est mise en œuvre pour obtention des matrices de rigidité

élastique et géométrique de la plaque. La méthode de résolution proposée peut être utilisée pour des supports d'arête arbitraires dans le plan et hors plan. Après avoir effectué des études de convergence et de comparaison pour montrer l'efficacité et la précision de la méthode proposée, des études paramétriques sont menées pour examiner les influences des conditions aux limites, la fraction volumique des NTC, le modèle gradué des NTC, l'environnement thermique et la géométrie des plaques. Les résultats ont montrés la capacité de flambement par cisaillement de la plaque peut être améliorée grâce à une distribution graduelle fonctionnelle des NTC. En outre, l'enrichissement de la matrice avec des CNT améliore les charges de flambement de cisaillement des plaques FG-CNTRC.

En 2019 Vuong, P et al. Ont investigués le flambement non linéaire et le post flambement de segments de coque toroïdale FGM entourés de fondations élastiques dans un environnement thermique et soumis à une charge de torsion. La méthode analytique. Est basé sur la théorie de la couche de déformation par cisaillement du troisième ordre de Reddy (TSDT) avec non-linéarité géométrique au sens de von Karman, les équations gouvernantes sont dérivées. En utilisant la méthode de Galerkin et une fonction de contrainte, les expressions de forme fermée sont obtenues pour déterminer la charge de torsion critique et les courbes de charge-déflexion après la flexion. Les effets de la forme géométrique, des propriétés du matériau, du champ de température et des paramètres de fondation sur la stabilité des coques sont examinés en détail.

IV.5 Problème de la stabilité des plaques et poutres CNTRC sous charges thermiques

Mirzaei et al (2015) ont élaboré une étude sur le phénomène de rupture dans une poutre sand-wich thermiquement post-bouclé dépendant de la température avec des plaques frontales FG-CNTRC. Les résultats numériques complets sont interprétés ci-dessous :

- la charge limite supérieure de la poutre augmente à mesure que le gradient de température augmente.

- la fraction volumique des NTC affecte la charge de rupture et l'intensité de rupture de la poutre, tandis que l'influence du profil gradué des NTC sur les caractéristiques de rupture est presque négligeable.

Tounsi et al (2016). Ont fait une étude Sur la stabilité thermique des plaques à gradation fonctionnelle (FGM) avec un coefficient de dilatation thermique, par l'utilisation d'une théorie qui tient compte de la distribution parabolique des déformations transversales de cisaillement et satisfait les conditions aux limites de traction nulle sur les surfaces de la plaque sans utiliser le facteur de correction de cisaillement. Des résultats numériques complets sont

présentés pour examiner Les influences de nombreux paramètres de la plaque sur la différence de température de flambement tels que le rapport de dilatation thermique, le rapport d'aspect, le rapport côté / épaisseur et l'indice de gradient seront étudiés.

Krenich et al (2017) de l'université de sidi belabes ont évoqué la stabilité thermique des feuilles simple-posées de graphène (SLGSs) se reposant sur le milieu élastique de Winkler-Pasternak est étudiée. Des équations non locales de l'élasticité d'Eringen sont présentées dans la théorie quatre-variable nouvelle de plaque considérant les influences à petite échelle. L'avantage de la théorie présentée est que, en plus de considérer l'effet à échelle réduite, le champ de déplacement est exprimé avec seulement quatre inconnus en utilisant des termes intégraux indéterminés. Les solutions analytiques sont déterminées pour trois types de variations de la température comme hausse d'uniforme, linéaire et non linéaire de la température dans l'épaisseur du SLGS. Les effets induits par déformation de cisaillement, rapport d'épaisseur, paramètre de taille, et coefficients élastiques tous de base sont examinés.

Attia et Tounsi en (2015) ont investigué l'analyse des vibrations gratuite de plaques à gradation fonctionnelle avec des propriétés dépendant de la température à l'aide de quatre théories de plaques affinées variables. Dans cet article, quatre théories variées des plaques raffinées sont présentées pour analyser les vibrations des plaques à gradation fonctionnelle (FG) dépendant de la température. Les propriétés des matériaux de la loi de puissance et les charges thermiques linéaires en régime permanent sont supposées être échelonnées le long de l'épaisseur. Des conditions thermiques uniformes, linéaires, non linéaires et sinusoïdales sont imposées à la surface supérieure et inférieure pour les plaques FG simplement supportées. Une étude numérique est menée pour montrer l'effet de la composition du matériau, de la géométrie de la plaque et des champs de température sur les caractéristiques de vibration. En conclusion les théories actuelles sont non seulement précises mais aussi simples pour prédire les réponses aux vibrations libres des plaques FG dépendant de la température.

Kolahchi et al (2016) ont fait l'analyse de stabilité dynamique de plaques visco-renforcées CNT, fonctionnellement gradées et dépendantes de la température reposant sur un milieu élastomère orthotrope. Les résultats indiquent que la distribution CNT près du haut et du bas est plus efficace que celles distribuées à proximité du plan médian pour augmenter la région d'instabilité dynamique DIR.

Tounsi, et son équipe (2016) ont traité la stabilité thermique des plaques sandwich à gradation fonctionnelle en utilisant une théorie de déformation par cisaillement simple. Les résultats révèlent que :

- l'indice de fraction volumique, le type de chargement et l'épaisseur des couches à gradation fonctionnelle ont une influence significative sur le flambement thermique des plaques sandwich à gradation fonctionnelle.

- De plus, les résultats numériques de la théorie actuelle de simple déformation par cisaillement du premier ordre peuvent atteindre la même précision que la théorie conventionnelle existante de la déformation par cisaillement du premier ordre qui a plus de nombre d'inconnues.

Ansari (2017) a étudié l'analyse de flambement et de vibration de plaques de secteur annulaires composites renforcées de nanotubes de carbone à gradation fonctionnelle sous charge thermique. Après avoir vérifié la précision de la méthode de la quadrature différentielle variationnelle (VDQ), Les résultats indiquent :

- les effets de paramètres importants sur la stabilité et le comportement vibratoire des plaques de secteur annulaires composites renforcées de nanotubes.

- les distributions graduellement fonctionnelles des NTC dans le sens de l'épaisseur et l'augmentation des coefficients de fondation élastique peuvent améliorer la stabilité de la structure.

Menasria et Tounsi(2017) par la nouvelle et la simple théorie HSDT de l'analyse de la stabilité thermique des plaques sandwich FG, ont éprouvé l'influences des rapports d'aspect et d'épaisseur, de l'indice de matériau, du type de chargement et du type de plaque sandwich sur le flambement critique et la stabilité thermique.

Kiani, Y. (2017) a examiné Post-flambement thermique des plaque composites renforcées FG-CNT. Des résultats numériques sont donnés pour les plaques FG-CNTRC. Il est montré que le motif FG-X entraîne une température de flambement plus élevée et diminue également la déflexion post-bouclage de la plaque. En outre, ce type de composites est désireux de présenter l'instabilité secondaire qui est désignée par un phénomène de rupture dans le chemin d'équilibre après flambement.

Long et al (2019) ont investigué le Comportement thermique post-bouclage des modèles de plaques sandwich composites renforcées de CNT reposant sur des fondations élastiques avec des bords contraints tangentiellement et des propriétés dépendantes de la température. Des résultats numériques sont donnés pour explorer les influences de divers paramètres tels que les caractéristiques des NTC, les caractéristiques géométriques de la plaque et les conditions aux limites. Il est montré que, dans la plupart des cas, le FG-X des NTC est le cas le plus influent car il entraîne des températures de flambement critiques plus élevées.

Van et al (2020) ont traité le Post-flambement thermique de plaques composites renforcées de CNT déformables par cisaillement avec des bords retenus tangentiellement et des propriétés dépendantes de la température. De nouvelles conclusions de cette étude montrent que les influences des propriétés dépendantes de la température sur le comportement post-bouclage deviennent plus sérieuses à mesure que les bords des plaques sont partiellement mobiles, la fraction volumique CNT est plus élevée, les fondations élastiques sont plus rigides, les plaques sont plus épaisses et / ou la température change linéairement à travers l'épaisseur.

IV.6 Comportement statique des poutres / plaques sur fondation déformable

En 2010, Tounsi et son équipe ont analysé la réponse statique de plaques à gradation fonctionnelle (FGP) simplement supportées soumises à un uniforme transversal charge (UL) ou une charge répartie sinusoïdalement (SL) et reposant sur une fondation élastique est examinée à l'aide d'un nouveau modèle de déplacement hyperbolique. La présente théorie satisfait exactement les conditions aux limites de contrainte sur les surfaces supérieures et inférieures de la plaque. Aucun facteur de correction de cisaillement transversal n'est nécessaire, car une représentation correcte de la déformation de cisaillement transversale est donnée. La fondation est modélisée comme une fondation de type Pasternak à deux paramètres, ou comme une fondation Type Winkler ainsi le deuxième paramètre est zéro. Les équations d'équilibre d'une plaque à gradation fonctionnelle sont données basées sur la théorie de la déformation par cisaillement hyperbolique des plaques présentées. Les effets de la rigidité et de l'indice de gradient de la fondation sur les réponses mécaniques des plaques sont discutés. Les résultats montrent que les fondations élastiques affectent de manière significative le comportement mécanique des plaques épaisses à gradient fonctionnel.

Bouderba et Tounsi en 2013 ont traité de la réponse en flexion thermomécanique de plaques fonctionnellement graduées reposant sur des fondations élastiques Winkler-Pasternak. Les formulations théoriques sont basées sur une théorie de déformation par cisaillement trigonométrique récemment développée (RTSDT). La théorie tient compte de la distribution trigonométrique de la contrainte de cisaillement transversale et satisfait les conditions de contrainte de cisaillement transverse libre sur les surfaces supérieure et inférieure de la plaque sans utiliser de facteur de correction de cisaillement. Contrairement à la théorie conventionnelle de la déformation par cisaillement trigonométrique. La fondation élastique est modélisée comme une fondation Pasternak à deux paramètres. Les résultats des théories de

déformation par cisaillement sont comparés ensemble. Des exemples numériques couvrent les effets de l'indice de gradient, du rapport hauteur / largeur de la plaque, du rapport côté / épaisseur et des paramètres de fondation élastique sur le comportement thermomécanique des plaques à gradation fonctionnelle.

Khelifa et al. ont investigué l'analyse de flambage avec effet d'étirement de nanotubes de carbone à gradation fonctionnelle renforcée poutres composites reposant sur une fondation élastique. Les nanotubes de carbone à paroi unique (SWCNT) sont alignés et distribués dans matrice polymère avec différents modèles de renforcement. Les propriétés des matériaux des poutres CNTRC sont estimées en utilisant la règle du mélange. La caractéristique importante de ce modèle est que, en plus d'inclure l'effet de déformation de cisaillement et Effet d'étirement il ne traite que 4 inconnues sans inclure de facteur de correction de cisaillement. Les équations d'équilibre ont été obtenues en utilisant le principe des déplacements virtuels. Les modèles mathématiques fournis dans cet article sont validés numériquement par comparaison avec certains résultats disponibles. Nouveaux résultats d'analyses de flambement des poutres CNTRC basées sur la théorie actuelle avec L'effet d'étirement sont présentés et discuté en détail. Les effets de différents paramètres de la poutre sur les réponses au flambement de poutre CNTRC sont discutés.

IV.7 Comportement dynamiques poutres / plaques sur fondation déformable

Le problème des poutres sur fondation déformable est le problème le plus fréquemment rencontré et a de nombreuses applications en ingénierie et en science. Même si l'approche mécanique du continuum fournit les données les plus complètes sur les comportements mécaniques des différentes structures sous système de fondation, cela réside dans le fait qu'une expérience considérable de comparaison entre les différents modèles de fondation est requise. Dans la plupart des applications, la plaque CNTRC repose sur un support de fondation élastique. Le plus simple et le premier type de fondation élastique est présenté par Winkler comme le modèle de fondation «à un paramètre», car il se caractérise uniquement par la rigidité verticale des ressorts de fondation Winkler.

Abderrahmane Besseghier (2015) a focalisé son étude sur les propriétés vibratoires non linéaires d'un zigzag intégré à simple paroi les nanotubes de carbone (SWCNT).il a utilisé Le modèle de type Winkler pour simuler l'interaction du SWCNT en zigzag avec un milieu élastique environnant. La relation entre les amplitudes de déviation et les fréquences de

résonance du SWCNT sont dérivées par la méthode de l'équilibre harmonique. L'équivalent de Young Le module et le module de cisaillement pour SWCNT en zigzag sont dérivés par l'utilisation d'un modèle équivalent en énergie. La simulation des résultats montrent que la chiralité du nanotube de carbone en zigzag ainsi que le milieu élastique environnant jouent d'avantage rôles importants dans la vibration non linéaire des nanotubes de carbone à simple paroi.

A. Semmah et Tounsi (2019) ont étudié les caractéristiques de flambement thermique du nitrure de bore à simple paroi en zigzag (SWBNNT) intégré dans un milieu élastique par un seul paramètre en utilisant le model de fondation de type Winkler à l'aide d'un cisaillement non local de premier ordre théorie de la déformation (NFSDT). Ce modèle prend en compte l'effet à petite échelle ainsi que l'effet de la déformation de cisaillement transversale des nanotubes. Une solution sous forme fermée pour la température critique de flambement non dimensionnelle est obtenue dans cette étude. En outre, l'effet du paramètre non local, le module de fondation élastique de Winkler, le rapport de la longueur au diamètre, la déformation de cisaillement transversale et l'inertie rotative sur la température critique de flambement sont étudiées et discutées.

Yansong et al. (2013) ont eu pour objet l'analyse sur La vibration libre d'une plaque magnéto-électro élastique reposant sur une fondation Pasternak est étudié sur la base de la théorie de Mindlin. Les champs électriques et magnétiques dans le plan peuvent être ignorés pour assiettes. Selon l'équation de Maxwell et la condition aux limites magnétoélectriques, la variation des potentiels électriques et magnétiques le long de la direction d'épaisseur de la plaque est déterminée. Par l'utilisation du principe d'Hamilton, les équations de mouvement régissant les plaques magnéto-électro élastique sont dérivées. Les résultats numériques révèlent les effets des potentiels magnétiques, coefficients de ressort et de cisaillement de la fondation Pasternak sur la vibration la fréquence. Ces résultats peuvent être utiles dans l'analyse et la conception de structures intelligentes construit à partir de matériaux magnéto-électro élastique. En fait, le premier type de fondation élastique et le deuxième type présenté par Pasternak introduisaient le deuxième paramètre de fondation pour tenir compte de l'existence d'une contrainte de cisaillement à l'intérieur du milieu de fondation, ce qui a donné lieu au modèle de fondation dit «à deux paramètres» :

Thai et Choi 2011 ont développés une théorie raffinée des plaques pour les plaques en FGM reposant sur des fondations élastiques. Elle tient compte la variation quadratique des déformations de cisaillement transversales à travers l'épaisseur.ils ont modélisés la fondation

élastique comme une fondation Pasternak à deux paramètres. Les équations de mouvement sont dérivées par l'utilisation du principe d'Hamilton.

Dehghan et Baradaran (2011) ont utilisés une combinaison des méthodes des éléments finis (FE) et de la quadrature différentielle (DQ) pour résoudre les équations de valeurs propres (flambement et vibrations libres) des plaques rectangulaires épaisses reposant sur des fondations élastiques. La fondation élastique est décrite par le modèle Pasternak (à deux paramètres). Il est conclu que la méthode mixte FE-DQ a un bon comportement de convergence; et une précision acceptable peut être obtenue par la méthode avec un degré de liberté raisonnable.

Tounsi et Benahmed (2016) ont investigué une théorie de déformation de cisaillement hyperbolique quasi-3D efficace et simple est développée pour analyses de flexion et de vibration de plaques à gradation fonctionnelle (FG) reposant sur une fondation élastique à deux paramètres. La fondation est décrite par le modèle Pasternak (deux paramètres). Les propriétés des matériaux de la plaque sont supposées varier en continu dans le sens de l'épaisseur par une distribution simple des lois de puissance en termes de fractions volumiques des constituants.

Nguyen en 2017 a analysé les réponses aux vibrations paramétriques non linéaires des plaques composites stratifiées rectangulaires soumises à la fondation Pasternak, sous une charge de compression périodique dans le plan appliquée le long de deux bords opposés, sont théoriquement étudiées par utilisation de la méthode de rigidité dynamique étendue. Les effets de divers paramètres tels que la charge statique, la charge dynamique, le rapport d'aspect, les conditions aux limites, l'orthotropie et le facteur de rigidité de la fondation sur les régions d'instabilité dynamique et les caractéristiques de vibration paramétrique non linéaire sont étudiés et discutés.

Wattanasakulpong et Chaikittiratanan 2015 ont publiés un article sur le comportement statique et dynamique des plaques composites renforcées de nanotubes de carbone reposant sur la fondation élastique Pasternak, y compris la couche de cisaillement et les ressorts Winkler. Les plaques sont renforcées par des nanotubes de carbone à simple paroi avec quatre types de distributions de matériau de renforcement aligné de manière uniaxiale. Ils ont présentés les analyses de flexion, de flambage et de vibration de ces plaques. D'après leurs résultats numériques, ils ont révélés que la déflexion des plaques diminue avec l'augmentation des constantes de ressort; tandis que la charge de flambement et la fréquence naturelle augmentent en fonction de l'augmentation des facteurs pour chaque type de plaque.

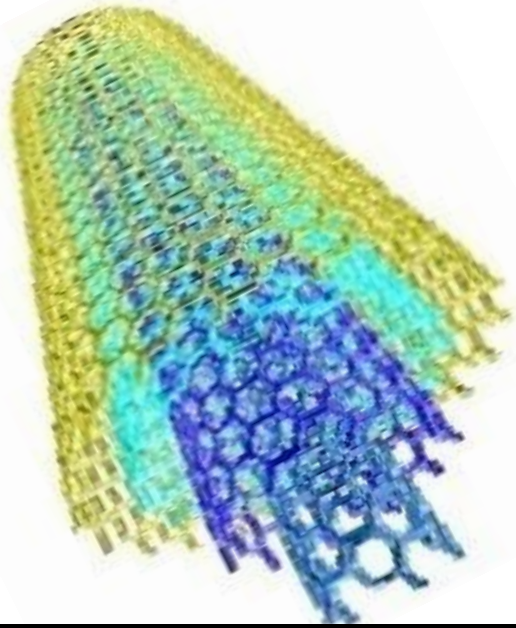
Shen et Zhu 2012 Ont présentés le post-bouclage en compression dans des environnements thermiques et le post-bouclage thermique en raison d'une élévation de température uniforme d'une plaque sandwich avec des feuilles de face composites renforcées de nanotubes de carbone (CNTRC) reposant sur une fondation élastique Pasternak. ils ont révélés que la rigidité de la fondation, les changements de température, la fraction volumique de nanotubes de la feuille de face et le rapport d'épaisseur de la feuille de noyau à face ont des effets significatifs sur la charge de flambement en compression et le comportement de post-bouclage de la plaque sandwich, alors que cet effet sur le comportement thermique post-bouclage est moins prononcé pour la même plaque sandwich.

Bounouara et Tounsi, A. (2016). Ont étudié une théorie de déformation par cisaillement non locale d'ordre zéro pour la vibration libre de plaques nanométriques fonctionnellement graduées reposant sur une base élastique. Le modèle prend en considération les influences de petite échelle et la variation parabolique des déformations de cisaillement transversales à travers l'épaisseur de la plaque nanométrique et ainsi, il évite l'utilisation de facteurs de correction de cisaillement. De plus, dans cette théorie actuelle, l'effet de la déformation de cisaillement transversal est inclus dans les déplacements axiaux en utilisant les forces de cisaillement au lieu des déplacements de rotation comme dans les théories de plaque d'ordre élevé disponibles. Boulefrakh et Tounsi (2019) ont dédié une étude sur l'effet des paramètres de la fondation visco-Pasternak sur les propriétés de flexion et de vibration d'une plaque FG épaisse. Dans cette recherche, un simple modèle de déformation par cisaillement hyperbolique quasi 3D est utilisé pour la flexion et le comportement dynamique de plaques à gradation fonctionnelle (FG) reposant sur des fondations visco-Pasternak. La caractéristique importante de cette théorie est qu'elle inclut l'effet d'étirement de l'épaisseur en ne considérant que 4 inconnues, ce qui est inférieur à ce qui est utilisé dans la théorie de la déformation par cisaillement du premier ordre (FSDT). La fondation du visco-Pasternak est prise en compte en ajoutant l'influence de l'amortissement au modèle de fondation habituel qui se caractérise par le module de Winkler linéaire et le module de fondation de Pasternak.

Le modèle de fondation Kerr est particulièrement intéressant car il découle du célèbre modèle de fondation à deux paramètres de Winkler Pasternak pour lequel le milieu de fondation est visualisé comme composé d'un ressort inférieur et supérieur séparés par une couche de cisaillement incompressible. Le modèle de fondation de type Kerr est caractérisé par trois paramètres: les modules de ressort inférieur et supérieur et le module de section de la couche de cisaillement. Même si le modèle de fondation de type Kerr a été développé depuis

le milieu des années 60, peu de chercheurs ont étudié le problème des poutres reposant sur une fondation de type Kerr. Cependant, il est constaté que diverses recherches fondées sur la théorie et concernant le flambement des NTC incorporés dans une matrice polymère reposant dans la fondation de Kerr sont rares dans la littérature.

Pour formuler les solutions sous forme fermée de plaques CNTRC simplement supportées, la méthode Navier est utilisée. En 1820, Navier présente à l'Académie des sciences de France un article sur la solution de pliage de plaques rectangulaires simplement supportées par double série trigonométrique. La solution de Navier est parfois appelée la solution forcée des équations différentielles car elle transforme «de force» l'équation différentielle en une équation algébrique, facilitant ainsi considérablement les opérations mathématiques requises. Diverses méthodes numériques sont utilisées pour prédire les problèmes linéaires et non linéaires apparus en physique, les applications de la chimie, de la mécanique et de l'ingénierie sont les suivantes: méthanphétamine par éléments finis, méthodes par éléments spectraux (Dehghan et al. 2016), méthode des noyaux radiaux à échelle variable (Dehghan et Mohammad 2015 a, Dehghan et Mohammadi 2015 b), techniques sans maillage (Dehghan et Abbaszadeh 2019, Dehghan et Abbaszadeh 2016). Dehghan et Shokri (2008) ont utilisé une méthode numérique pour la résolution de l'équation sinuso-Gordon bidimensionnelle en utilisant les fonctions de base radiales. Dehghan et al. (2016) ont utilisé la méthode de l'élément spectral le genre pour résoudre l'équation de sous-diffusion anormale modifiée fractionnaire dans le temps.



CHAPITRE V

FORMULATION THÉORIQUE DE FLAMBEMENT DE PLAQUES CNTRC REPOSANT SUR LA FONDATION ÉLASTIQUE KERR

V.1 Introduction

La révolution dans les domaines de la science et de la mécanique des matériaux a marqué la naissance de l'invention du matériau nanocomposites. Le concept de cette nouvelle classe des matériaux à inciter les chercheurs de les adopter aux éléments de structures exposés aux actions environnementales sévères. A cet effet, l'étude et l'analyse structurelle des éléments de structure comme les plaques en polymère renforcé par des nanotubes de carbone sont indispensables.

Il a été présenté au chapitre précédent que la théorie des plaques ont été bien développé Afin de déterminer correctement la réponse des plaques en polymère renforcé par des nanotubes de carbone sous une charge axiale. L'objet de toute théorie est basé sur le système d'équations d'équilibre pour faire un calcul approché des grandeurs généralisées, de compatibilité, de conditions aux limites sur les bords, complété par une loi de comportement reliant les contraintes et les déformations généralisées. Ce chapitre est consacré à la modélisation du comportement mécanique au flambement de plaques en matériaux composites renforcées par des nanotubes de carbone reposant sur une fondation élastique Kerr. Les équations gouvernantes sont dérivées en utilisant le principe de Hamilton, la méthode Navier est utilisée pour formuler des solutions de problème de flambement sous forme de plaques CNTRC simplement supportées. L'effet de divers paramètres des plaques renforcées tels que les rapports d'aspect, la fraction volumique, les types de renforcement, les paramètres des facteurs constants de la fondation de Kerr et l'épaisseur des plaques sur la charge critique de flambement de plaques CNTRC sont étudiés et discutés.

V.2 Plaques CNTRC

Considérons une plaque CNTRC ayant une longueur (a), une largeur (b) et une épaisseur (h) qui repose sur la fondation élastique Kerr, y compris une couche de cisaillement et deux ressorts Winkler, comme le montre la figure V.1 (a). la figure V.1 (b) est pour but d'illustrer les trois modèles différents de distribution des nanotubes de carbone à travers l'épaisseur de la plaque . On peut voir que les UD-CNT ont une distribution uniforme des nanotubes de carbone à paroi simple (SWCNT); tandis que les O-CNT et les X-CNT ont une distribution symétrique.

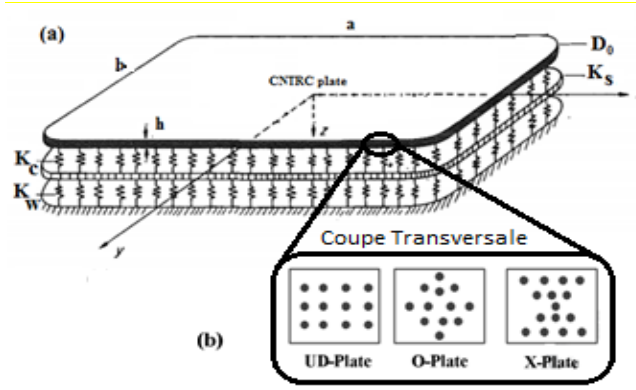


Figure V.1 Géométrie d'une plaque CNTRC supportée par le modèle de fondation Kerr (a) et coupes transversales avec différents modèles de renforcement de nanotubes de carbone (b).

Deux types de plaques CNTRC, à savoir, à distribution uniforme (UD) et à gradient fonctionnel (FG) renforcés par un nanotube de carbone aligné, sont considérés.

Les propriétés des couches de la plaque matériaux FG-CNTRC sont supposées être graduées dans le sens de l'épaisseur. Le transfert de charge entre le nanotube et les phases polymères est loin d'être parfait (par exemple, les effets de surface, les effets de gradients de déformation, les effets de contraintes couplées intermoléculaires, etc.). Par conséquent, nous introduisons le paramètre d'efficacité CNT (η_1, η_2, η_3) pour considérer les propriétés du matériau dépendant de la taille. Les valeurs du paramètre d'efficacité CNT sont estimées en faisant correspondre le module élastique des CNTRC observé à partir des résultats de simulation de dynamique moléculaire (MD) avec les résultats numériques obtenus à partir de la règle de mélange. En utilisant la règle du mélange, les propriétés effectives des matériaux des plaques- CNTRC fabriquées à partir d'un mélange de SWCNT et d'une matrice polymère isotrope peuvent être estimées. Cette règle inclut les paramètres d'efficacité CNT (η_1, η_2, η_3) afin de tenir compte des propriétés correctes du matériau (Han et Elliott 2007). Ainsi, les propriétés des matériaux des plaques CNTRC peuvent être exprimées comme suit (Shen 2009).

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

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

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

Il est défini que $E_{11}^{cnt}, E_{22}^{cnt}$ sont les modules de Young et G_{12}^{cnt} indiquent le module de cisaillement de SWCNTs, E^p et G^p représentent les propriétés de la matrice isotrope. η_1, η_2 et η_3

sont des paramètres d'efficacité CNT / matrice. Le V_{cnt} et V_p sont les fractions volumiques des nanotubes de carbone et de la matrice, respectivement, et il est à noter que la somme des fractions volumiques des deux constituants est égale à l'unité. Pour d'autres propriétés en termes de coefficient de Poisson (ν) et de densité massique (ρ), celles-ci peuvent s'écrire:

$$V_{12} = V_{cnt} V_{12}^{cnt} + V_p V_p^p, \rho = V_{cnt} \rho^{cnt} + V_p \rho^p \quad (5.2)$$

Pour considérer les plaques CNTRC avec trois motifs de renforcement sur l'épaisseur de la plaque, les modèles mathématiques utilisés pour décrire les distributions de matériaux peuvent être écrits comme (Zhu et al. 2012):

$$\text{UD- CNTs} \quad V_{cnt} = V_{cnt}^* \quad (5.3a)$$

$$\text{O- CNTs} \quad V_{cnt} = 2 \left(1 - 2 \frac{|z|}{h} \right) V_{cnt}^* \quad (5.3b)$$

$$\text{X- CNTs} \quad V_{cnt} = 4 \left(\frac{|z|}{h} \right) V_{cnt}^* \quad (5.3c)$$

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

$$V_{cnt}^* = \frac{W_{cnt}}{W_{cnt} + (\rho^{cnt} / \rho^m)(1 - W_{cnt})} \quad (5.4)$$

Où W_{cnt} est la fraction massique du nanotube de carbone dans la plaque nanocomposite. Dans cette étude, les paramètres d'efficacité CNT (η) associés à la fraction volumique (V_{cnt}^*) sont données (Zhu et al. 2012) :

$$\eta_1 = 0.149 \text{ et } \eta_2 = \eta_3 = 0.934 \quad \text{dans le cas de } V_{cnt}^* = 0.11$$

$$\eta_1 = 0.150 \text{ et } \eta_2 = \eta_3 = 0.941 \quad \text{dans le cas de } V_{cnt}^* = 0.14$$

$$\eta_1 = 0.149 \text{ et } \eta_2 = \eta_3 = 1.381 \quad \text{dans le cas de } V_{cnt}^* = 0.17$$

V.3 Équation du mouvement

Le champ de déplacement basé sur la théorie d'un point matériel situé à (x, y, z) dans les plaques CNTRC est donné ci-dessous (Zenkour 2006, Zenkour 2009) :

$$\begin{cases} u(x, y, z) = u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0(x, y)}{\partial x} + \Psi(z) \phi_x \\ v(x, y, z) = v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0(x, y)}{\partial y} + \Psi(z) \phi_y \\ w(x, y) = w_0(x, y) \end{cases} \quad (5.5)$$

Il est à noter que le champ de déplacement dans l'équation. (5.5) peut être facilement adapté à diverses théories des plaques en choisissant une fonction de forme appropriée.

Par exemple, la théorie classique des plaques (CPT):

$$\Psi(z) = 0 \quad (5.6a)$$

La théorie de la déformation de cisaillement du premier ordre (FSDT):

$$\Psi(z) = Z \quad (5.6b)$$

Théorie de la déformation par cisaillement du troisième ordre (TSDT):

$$\Psi(z) = z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2} \right) \quad (5.6c)$$

Théorie de la déformation de cisaillement sinusoïdal (SSDT):

$$\Psi(z) = \frac{h}{\pi} \sin\left(\frac{\pi z}{h}\right) \quad (5.6d)$$

Théorie de la déformation de cisaillement exponentielle (ESDT):

$$\Psi(z) = z \cdot e^{-2(z/h)^2} \quad (5.6 e)$$

Théorie de la déformation de cisaillement hyperbolique (HySDT) :

$$\Psi(z) = h \cdot \tanh\left(\frac{z}{h}\right) - z \sec h^2\left(\frac{1}{2}\right) \quad (5.6f)$$

Dans laquelle u_0, v_0 et w_0 sont les déplacements suivant les directions x, y et z dans le plan médian de la plaque, ϕ_x, ϕ_y sont la rotation totale en flexion de la section transversale en tout point du plan de référence (figure V.2). Si le dernier terme de l'équation (5.5) est négligé, les déplacements sont réduits à la théorie classique des plaques (CPT).

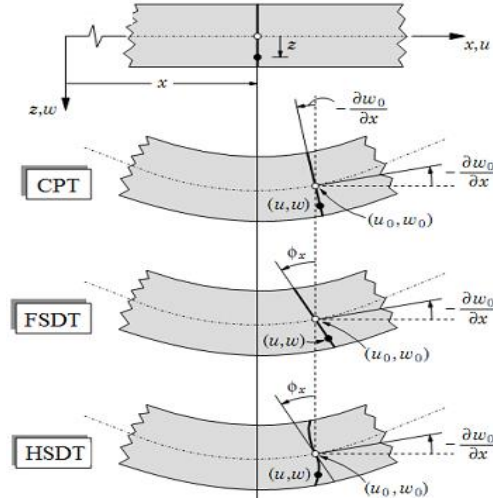


Figure V.2 Description de la déformation de la plaque selon les théories classiques (CLPT), du premier ordre (FSDT) et d'ordre élevé (HSDT).

Les déformations axiales et les déformations de cisaillement transversales sont donnée par

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{Bmatrix} - z \begin{Bmatrix} \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ 2 \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y} \end{Bmatrix} + \Psi(z) \begin{Bmatrix} \frac{\partial \phi_x}{\partial x} \\ \frac{\partial \phi_y}{\partial y} \\ \left(\frac{\partial \phi_x}{\partial y} + \frac{\partial \phi_y}{\partial x} \right) \end{Bmatrix} \quad (5.7a)$$

$$\begin{Bmatrix} \gamma_{xz} \\ \gamma_{yz} \end{Bmatrix} = \frac{\partial \Psi(z)}{\partial z} \begin{Bmatrix} \phi_x \\ \phi_y \end{Bmatrix} \quad (5.7b)$$

L'expression des relations constitutives s'écrit sous la forme

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{yz} \\ \tau_{xz} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 & 0 & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & Q_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & Q_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{xz} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (5.8)$$

Où Q_{ij} sont les constantes élastiques transformées

$$Q_{11} = \frac{E_{11}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}, \quad Q_{22} = \frac{E_{22}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}, \quad Q_{12} = \frac{\nu_{21}E_{11}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}}$$

$$Q_{66} = G_{12}, \quad Q_{55} = G_{13}, \quad Q_{44} = G_{23}$$

$$G_{13} = G_{23} = G_{12} \left(\frac{\eta_3}{\frac{V_{cnt}}{G_{12}^{cnt}} + \frac{V_p}{G^p}} \right)$$

Le principe de Hamilton est l'un des principes variationnels en mécanique. Toutes les lois de la mécanique peuvent être dérivées en utilisant le principe de Hamilton. C'est donc l'un des

principes les plus fondamentaux et les plus importants de la mécanique et de la physique mathématique. Le principe de Hamilton est appliqué pour produire les équations énergétiques.

$$(\delta U_s + \delta U_f + \delta V) = 0 \quad (5.09)$$

Où δU_s , δU_f et δV sont la variation virtuelle de l'énergie de déformation, l'énergie potentielle virtuelle de la fondation élastique et le travail virtuel effectué par des forces externes.

Premièrement, l'expression de l'énergie de déformation virtuelle est :

$$\delta U = \int_{-h/2}^{h/2} \int_A (\sigma_{xx} \delta \varepsilon_{xx} + \sigma_{yy} \delta \varepsilon_{yy} + \sigma_{xy} \delta \gamma_{xy} + \sigma_{yz} \delta \gamma_{yz} + \sigma_{xz} \delta \gamma_{xz}) dA dz \quad (5.10)$$

En remplaçant Eq. (5.7) dans l'Eq. (5.10), on obtient :

$$\delta U = \int_A \left\{ N_{xx} \delta u_0 - M_{xx} \delta \phi_{x,x} + P_{xx} \delta \varphi_{x,x} + N_{yy} \delta v_{0,y} - M_{yy} \delta w_{0,yy} + P_{yy} \delta \phi_{y,y} + N_{xy} (\delta u_{0,y} + \delta v_{0,x}) - 2M_{xy} \delta w_{0,xy} + P_{xy} \delta (\phi_{x,y} + \delta \phi_{x,y}) + R_{yz} \delta \phi_y + R_{xz} \delta \phi_x \right\} dx dy \quad (5.11)$$

Les résultantes des contraintes peuvent être définies comme suit:

$$(N_{xx}, N_{yy}, N_{xy}) = \int_{-h/2}^{h/2} (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (5.12a)$$

$$(M_{xx}, M_{yy}, M_{xy}) = \int_{-h/2}^{h/2} z (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (5.12b)$$

$$(P_{xx}, P_{yy}, P_{xz}) = \int_{-h/2}^{h/2} \Psi(z) (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (5.12c)$$

$$(R_{xz}, R_{yz}) = \int_{-h/2}^{h/2} \frac{\partial \Psi(z)}{\partial z} (\sigma_{xz}, \sigma_{yz}) dz \quad (5.12d)$$

En remplaçant Eq. (5.8) dans l'Eq. (5.12), on obtient les résultantes de contrainte sous forme de composantes de déplacement et de rigidité du matériau.

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{Bmatrix} &= \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{12} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(0)} \\ \varepsilon_{yy}^{(0)} \\ \varepsilon_{xy}^{(0)} \end{Bmatrix} + \\ &\begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & 0 \\ B_{12} & B_{22} & 0 \\ 0 & 0 & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(1)} \\ \varepsilon_{yy}^{(1)} \\ \gamma_{xy}^{(1)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(\psi)} \\ \varepsilon_{yy}^{(\psi)} \\ \gamma_{xy}^{(\psi)} \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (5.13a)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{xx}^{(0)} = \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \varepsilon_{yy}^{(0)} = \frac{\partial v_0}{\partial x} \\ y_{xy}^{(0)} = \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} \end{array} \right. ; \left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{xx}^{(1)} = -\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ \varepsilon_{yy}^{(1)} = -\frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ y_{xy}^{(1)} = -2\frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y} \end{array} \right. ; \left\{ \begin{array}{l} \varepsilon_{xx}^{(\psi)} = \frac{\partial \phi_x}{\partial x} \\ \varepsilon_{yy}^{(\psi)} = \frac{\partial \phi_y}{\partial y} \\ \gamma_{xy}^{(\psi)} = \frac{\partial \phi_x}{\partial y} + \frac{\partial \phi_y}{\partial x} \end{array} \right. ; \left\{ \begin{array}{l} \gamma_{xz}^0 = \phi_x \\ \gamma_{yz}^0 = \phi_y \end{array} \right. \quad (5.14)$$

Où ϕ_x, ϕ_y sont la rotation totale en flexion de la section en tout point du plan de référence (fig 2)

Et $A_{ij}, B_{ij}, C_{ij}, D_{ij}, E_{ij}, F_{ij}, H_{ij}$ sont les composants de rigidité du matériau, définis par

$$[A_{ij}, B_{ij}, D_{ij}] = \int_{-h/2}^{h/2} Q_{ij} [1, z, z^2] dz; \quad i, j = 1, 2, 6 \quad (5.15a)$$

$$[C_{ij}, E_{ij}, F_{ij}] = \int_{-h/2}^{h/2} \Psi(z) Q_{ij} [1, z, \Psi(z)] dz; \quad i, j = 1, 2, 6 \quad (5.15b)$$

$$H_{44} = \int_{-h/2}^{h/2} \left(\frac{\partial \Psi(z)}{\partial z} \right)^2 Q_{44} dz; \quad (5.15c)$$

$$H_{55} = \int_{-h/2}^{h/2} \left(\frac{\partial \Psi(z)}{\partial z} \right)^2 Q_{55} dz \quad (5.15d)$$

Dans cette étude, on suppose que les plaques CNTRC reposent sur la fondation élastique Kerr composée de deux couches de ressort interconnectées par une couche de cisaillement (Kerr 1964, Vancauwelaert et al.2002). Ainsi, pour résoudre ce problème, l'énergie virtuelle potentielle résultant de la fondation élastique doit être impliquée dans cette enquête qui est:

$$\begin{aligned} \delta U_f = & \frac{1}{1 + \frac{K_w}{K_c}} \int K_w w_0 \delta w_0 - K_s \left(\frac{\delta w_0}{\partial x} \frac{\partial \delta w_0}{\partial x} + \frac{\delta w_0}{\partial y} \frac{\partial \delta w_0}{\partial y} \right) dx dy - \\ & \frac{1}{1 + \frac{K_w}{K_c}} \int \frac{K_s D_0}{K_c} \left(\frac{\delta^5 w_0}{\partial x^5} \frac{\partial \delta w_0}{\partial x} + 3 \frac{\partial^4 \delta w_0}{\partial x^4} \frac{\partial^2 \delta w_0}{\partial y^2} + 3 \frac{\partial^4 \delta w_0}{\partial y^4} \frac{\partial^2 \delta w_0}{\partial x^2} + 3 \frac{\partial^5 \delta w_0}{\partial x^5} \frac{\partial \delta w_0}{\partial y} \right) dx dy \end{aligned} \quad (5.15e)$$

Où K_w, K_s et K_c sont les constantes des couches de ressort de Winkler, Pasternak et Kerr, respectivement, qui peuvent être obtenues dans des paramètres adimensionnels:

$$\begin{aligned} K_w &= \frac{\beta_w D_0}{a^4}; K_c = \frac{\beta_c D_0}{a^4}; \\ K_s &= \frac{\beta_s D_0}{a^2}; D_0 = \frac{E^p h^3}{12 [1 - (\nu^p)^2]}; \end{aligned} \quad (5.17)$$

Il est à noter que β_w, β_c et β_s sont les facteurs constants de ressort correspondants qui sont les paramètres donnés.

Pour les plaques CNTRC sous charge de flambement, $N_x^0 = \gamma_x N_{cr}$ et $N_y^0 = \gamma_y N_{cr}$ le travail virtuel effectué par ces chargements externes est,

$$\delta V = \int_A \left(N_x^0 \frac{\partial w_0}{\partial x} \frac{\partial \delta w_0}{\partial x} + N_y^0 \frac{\partial w_0}{\partial y} \frac{\partial \delta w_0}{\partial y} \right) dx dy \quad (5.18)$$

En remplaçant les équations (5.11), (5.16) et (5.18) par l'équation. (5.9), Ensuite, l'intégration par parties et la collecte des coefficients de $\delta u_0, \delta v_0, \delta w_0, \delta \varphi_x$ et $\delta \varphi_y$ conduisent aux équations de mouvement suivantes.

$$\delta u_0 : \frac{\partial N_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} = 0 \quad (5.19a)$$

$$\delta w_0 : \frac{\partial^2 M_{xx}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 M_{yy}}{\partial y^2} + 2 \frac{\partial M_{xy}}{\partial x \partial y} + \frac{1}{1 + \frac{K_w}{K_c}} (K_w w_0 + K_s \left(\frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \right)) + \frac{K_s \cdot D_0}{K_c} + \frac{K_s \cdot D_0}{K_c} \left(\frac{\partial^6 w_0}{\partial x^6} + 3 \frac{\partial^6 w_0}{\partial x^4 \partial y^2} + 3 \frac{\partial^6 w_0}{\partial x^2 \partial y^4} + \frac{\partial^6 w_0}{\partial y^6} \right) = 0 \quad (5.19b)$$

$$\delta v_0 : \frac{\partial N_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial x} = 0 \quad (5.19c)$$

$$\delta \varphi_x : \frac{\partial p_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial p_{xy}}{\partial y} - R_{xz} = 0 \quad (5.19d)$$

$$\delta \varphi_y : \frac{\partial p_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial p_{xy}}{\partial x} - R_{yz} = 0 \quad (5.19e)$$

Les conditions aux limites du modèle actuel supposées simplement supportées le long de tous les bords des plaques peuvent être considérées comme:

$$u_0 = w_0 = \phi_x = N_{yy} = M_{yy} = P_{yy} = 0 \quad \text{avec } y = 0, b$$

$$v_0 = w_0 = \phi_y = N_{xx} = M_{xx} = P_{xx} = 0 \quad \text{avec } x = 0, a$$

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

$$\begin{aligned}
u_0(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} U_{MN} \cos(\alpha x) \sin(\zeta y) \\
v_0(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} V_{MN} \sin(\alpha x) \cos(\zeta y) \\
w_0(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} W_{MN} \sin(\alpha x) \sin(\zeta y) \\
\varphi_x(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} \Theta_{xMN} \cos(\alpha x) \sin(\zeta y) \\
\varphi_y(x, y, t) &= \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} \Theta_{yMN} \sin(\alpha x) \cos(\zeta y)
\end{aligned} \tag{5.20}$$

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

Où U_{MN} , et V_{MN} , W_{MN} , Θ_{xMN} et Θ_{yMN} sont des paramètres arbitraires.

En remplaçant l'Eq. (5.20) dans l'Eq. (5.19), nous obtenons les équations ci-dessous pour toute valeur fixe de m et n, pour le problème de flambement, qui sont présentées sous la forme de matrice suivante:

$$\begin{pmatrix} s_{11} & s_{12} & s_{13} & s_{14} & s_{15} \\ s_{12} & s_{22} & s_{23} & s_{24} & s_{25} \\ s_{13} & s_{23} & s_{33} & s_{34} & s_{35} \\ s_{14} & s_{24} & s_{34} & s_{44} & s_{45} \\ s_{15} & s_{25} & s_{35} & s_{45} & s_{55} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} U_{MN} \\ V_{MN} \\ W_{MN} \\ \Theta_{xMN} \\ \Theta_{yMN} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{pmatrix} \tag{5.21}$$

$$\begin{aligned}
s_{11} &= -A_{11}\alpha^2 + A_{66}\zeta^2, \\
s_{12} &= s_{21} = -\alpha\zeta(A_{12} + A_{66}), \\
s_{13} &= s_{31} = -B_{11}\alpha^3 + B_{12}\alpha\zeta^2 + 2B_{66}\alpha\zeta^2 \\
s_{14} &= s_{41} = -C_{11}\alpha^2 - C_{66}\zeta^2, \\
s_{15} &= s_{51} = -C_{12}\alpha\zeta - C_{66}\zeta, \\
s_{21} &= -A_{12}\alpha\zeta + A_{66}\alpha\zeta \\
s_{22} &= -A_{11}\zeta + A_{66}\alpha^2 \\
s_{23} &= s_{32} = B_{12}\alpha^2\zeta + B_{22}\zeta^3 + 2B_{66}\alpha^2\zeta, \\
s_{24} &= -C_{12}\alpha\zeta - C_{66}\alpha\zeta^2, \\
s_{25} &= s_{52} = -C_{22}\zeta^2 - C_{66}\alpha^2, \\
s_{34} &= s_{43} = E_{11}\alpha^3 + E_{12}\alpha\zeta^2 + 2E_{66}\zeta^4 \\
s_{35} &= s_{53} = E_{12}\alpha^2\zeta^2 + E_{22}\zeta^3 + 22E_{66}\alpha^2\zeta,
\end{aligned} \tag{5.22}$$

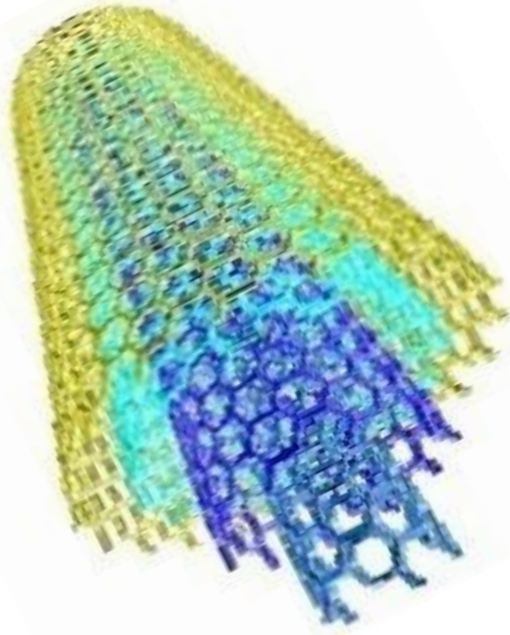
$$\begin{aligned}
s_{33} &= -D_{11}\alpha^4 - 2D_{12}\alpha^2\zeta^2 - D_{22}\zeta^4 - 4D_{66}\alpha^2\zeta^2 \\
&+ \frac{1}{1 + \frac{K_w}{K_c}} (-K_w + K_s(\alpha^2 + \zeta^2)) - \left(\frac{1}{1 + \frac{K_w}{K_c}} \right) \\
&\left(\frac{K_s \cdot D_0}{K_c} (\alpha^6 + 3\alpha^2\zeta^4 + \zeta^6) \right) - N_x^0\alpha^2 + N_y^0\zeta^2, \\
s_{44} &= -F_{11}\alpha^2 - F_{66}\zeta^2 - H_{44}, \\
s_{45} &= s_{54} = -\alpha\zeta(F_{12} + F_{66}), \\
s_{55} &= -F_{22}\zeta^2 - F_{66}\alpha^2 - H_{55}
\end{aligned}$$

Les paramètres utilisés pour présenter les résultats numériques de la charge critique de flambement adimensionnel des plaques CNTRC sont comme suit :

$$\bar{N}_{cr} = \frac{N_{cr}\alpha^2}{\pi^2 D_0} \quad (5.23)$$

V.4 Conclusion

Dans ce chapitre, une solution analytique générale du comportement mécanique de Flambement des plaques CNTRC reposant sur une fondation élastique de type Kerr a été proposée. La présente fondation est composée de deux couches de ressort interconnectées par une couche de cisaillement. Deux types de plaques CNTRC, à savoir, à distribution uniforme et celui à gradient fonctionnel renforcés par un nanotube de carbone aligné ont été considérés. Le transfert de charge entre le nanotube et les phases polymères a été effectué en introduisant le paramètre d'efficacité correspond au module élastique des CNTRC observé à partir des résultats de simulation de dynamique moléculaire (MD) avec les résultats numériques obtenus à partir de la règle étendue de mélange. Cette règle inclut les paramètres d'efficacité. Le champ de déplacement basé sur la théorie d'un point matériel situé dans plaques CNTRC. Afin de produire les équations énergétiques le principe de Hamilton a été utilisé. L'énergie virtuelle potentielle résultant de la fondation élastique est impliquée. La réponse de la plaque CNTRC pour les analyses de flambement a été déterminée par le biais des paramètres adimensionnels. En outre, l'influence de certains paramètres de la plaque comme, la fraction volumique des matériaux constituants, les rapports de l'élanement (largeur/épaisseur) de la plaque et de l'effet des raideurs de la fondation, seront minutieusement étudiés au chapitre suivant.



CHAPITRE VI

RÉSULTATS & DISCUSSIONS

VI.1 Introduction

Le but de ce chapitre est de présenter les résultats numériques issus de l'analyse de la charge critique de flambement des plaques CNTRC simplement supportées repose sur la fondation élastique de type Kerr composée de deux couches de ressort interconnectées par une couche de cisaillement. Cette analyse repose sur la théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé (HSDPT) qui a été détaillée dans le troisième chapitre.

VI.2 Résultats et discussions

Les résultats numériques de l'effet de divers paramètres de la fondation Kerr sur les charges critiques de flambement adimensionnelle des plaques CNTRC sont présentés et discutés. Les propriétés physiques des plaques CNTRC utilisées tout au long de ce travail sont données comme suit :

Le poly m-phénylènevinylène (PMPV) est utilisé comme matrice dont le coefficient de poisson $\nu^p = 0.34$, la masse volumique $\rho^p = 1150 \text{ kg/m}^3$ et le module de Young est $E^p = 2.1 \text{ GPa}$

Pour le matériau de renforcement, sont considérés les nanotubes de carbone monoparoi SWCNTs de type armchair (10, 10) dont les propriétés sont celles prises par Zhu et al. (2012). Où, le coefficient de poisson $\nu_{12}^{cnt} = 0.175$, la masse volumique $\rho^{cnt} = 1400 \text{ kg/m}^3$ et le module de Young $E_{22}^{cnt} = 7.0800 \text{ TPa}$, $E_{11}^{cnt} = 5.6466 \text{ TPa}$, et les module de cisaillement de renfort NTC's sont $G_{12}^{cnt} = G_{13}^{cnt} = G_{23}^{cnt} = 1.9445 \text{ TPa}$

Pour l'étude du flambement de plaques carrées à gradient fonctionnel renforcées par des nanotubes de carbone (FG- CNTRC) on utilise une approche analytique. Le modèle mathématique de la plaque FG-CNTRC est développé sur la base de la théorie de déformation en cisaillement de la plaque du premier ordre (FSDT) et en vertu du principe de Hamilton. Dans le cas de la condition aux limites simplement appuyée sur les quatre côtés de la plaque et en appliquant la méthode de Navier sur les équations différentielles couplées du mouvement, le problème est résolu pour donner la charge critique de flambement. Le détail des différentes étapes de résolution des systèmes d'équations est décrit par un organigramme dont la structure est présentée dans la figure VI.1.

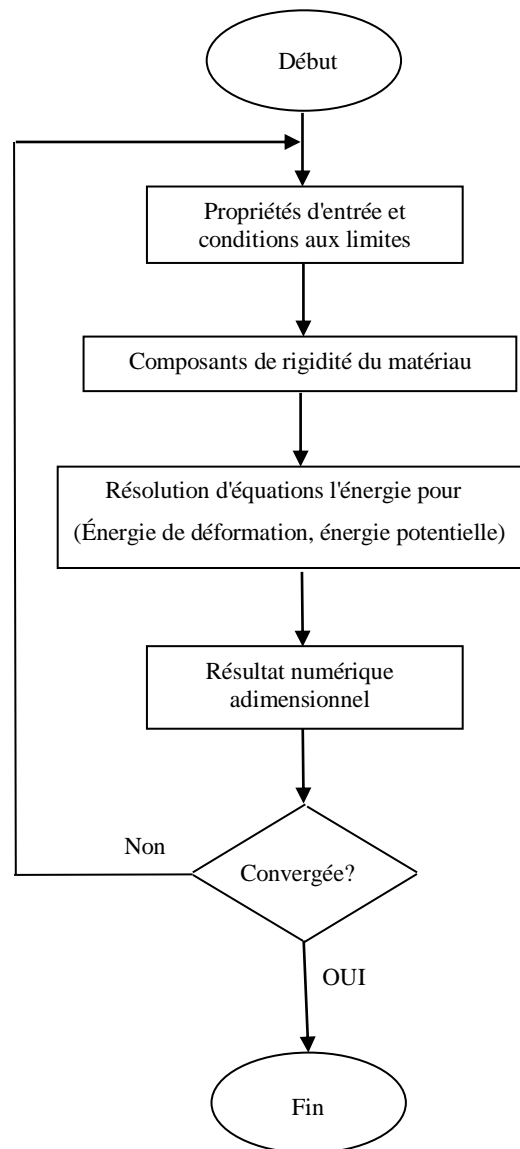


Figure VI.1 : Organigramme de calcul de la charge critique de flambement avec et sans fondation élastique

La charge critique de flambement adimensionnel \bar{N}_{cr} des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique est déterminée tout en tenant compte de la distribution uniforme (UD-CNT) et de la distribution graduée symétrique (X-CNT, O-CNT) de (SWCNT) pour un rapport ($a/h = 10$). Le tableau VI.1 récapitule les résultats obtenus en fonction de la fraction volumique V_{cnt}^* des NTC pour les trois différentes valeurs de la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$, $V_{cnt}^* = 0.14$ et $V_{cnt}^* = 0.17$. Les plaques sont soumises à une charge de compression uniaxiale caractérisée par $(\gamma_x = -1, \gamma_y = 0)$ pour les trois combinaisons des valeurs des constantes des ressorts β_w , β_s et β_c . Représentant le cas sans fondation élastique et les deux modèles avec fondation élastique de type Winkler et Pasternak.

Tableau VI.1 : Les charges critiques de flambement adimensionnelle des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique pour différentes distribution sous compression uniaxiale avec un rapport $a/h = 10$.

Compression Uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$)												
β_w	β_s	β_c	Théories de déformation	$V_{crit}^* = 0.11$			$V_{crit}^* = 0.14$			$V_{crit}^* = 0.17$		
				UD-NTC _s	X-NTCs	O-NTC _s	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTC _s	X-NTC _s	O-NTC _s
0	0	∞	ESDT	20.81	24.56	14.42	23.54	27.21	16.61	32.52	38.00	22.60
			HySDT	20.71	24.36	14.46	23.40	26.97	16.66	32.36	37.77	22.64
100	0	∞	ESDT	21.84	25.58	15.45	24.56	28.23	17.64	33.54	39.03	23.62
			HySDT	21.74	25.38	15.49	24.43	28.00	17.69	33.39	38.79	23.67
100	50	∞	ESDT	31.99	35.73	25.60	34.71	38.38	27.79	43.69	49.18	33.77
			HySDT	31.89	35.53	25.64	34.57	38.15	27.83	43.54	48.94	33.82

Parmi les valeurs des charges critiques dans les trois types de distributions NTC à travers l'épaisseur, la valeur la plus élevée est détectée dans le cas de X-NTC égale à 49.18 pour le modèle de Pasternak avec la théorie de la déformation par cisaillement de la fonction exponentielle ESDT et de 48.94 dans le cas de la théorie de la déformation de cisaillement de la fonction hyperbolique HySDT. Un écart d'environ 5 % est observé entre les valeurs des charges critiques des distributions UD-NTC et X-NTC (43.69) - (49.18). Un écart de 25 % entre la distribution O-NTC et X-NTC (33.77)-(49.18). Ceci peut être expliqué par l'incorporation du renfort près de la surface supérieure et inférieure qui favorise l'élargissement de la plage de la rigidité des plaques en X-NTC par rapport à la distribution uniforme UD-NCT qui offre moins de rigidité à la plaque pendant que le renforcement près du plan médian en O-NTC est le plus faible en terme de la rigidité envers l'instabilité.

Les modèles de fondation récapitulés dans le tableau VI.1, sont le modèle de Winkler et le modèle de Pasternak représentées par les combinaisons ($\beta_w = 100, \beta_s = 0, \beta_c = \infty$) et ($\beta_w = 100, \beta_s = 50, \beta_c = \infty$) respectivement, qui présentent un écart des valeurs de la charge critique de flambement d'environ 60 % pour les trois distributions considérées. En termes de rigidité, le modèle de Pasternak est meilleur par rapport à celui de Winkler.

On peut considérer que la différence de résistance au flambement qui a été mesurée est due au modèle de Pasternak qui tient compte de l'interaction de cisaillement entre les éléments du ressort de la fondation. Ces derniers sont sollicités seulement sous l'effet d'un cisaillement transversal, contrairement à la réaction indépendante des ressorts étroitement espacés et linéairement élastiques dans le modèle Winkler. Les plus faibles valeurs des charges critiques de flambement sont apparues dans le cas où la fondation élastique est négligée ($\beta_w = 0, \beta_s = 0, \beta_c = \infty$). A cet effet, la fondation impose son existence de fait de son impact sur l'élargissement de la plage de rigidité des plaques et en conséquence du

comportement de stabilité des structures de ce type. Si on compare les grandeurs des trois fractions volumique proposé ci-dessus $V_{cnt}^* = 0.11$, $V_{cnt}^* = 0.14$ et $V_{cnt}^* = 0.17$, on constate que le seuil des charges critiques d'ordre 49.18 est atteint pour la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$ face à une légère diminution de 10 % trouvée dans le cas de $V_{cnt}^* = 0.14$ et à celle de $V_{cnt}^* = 0.11$ qui enregistre un écart de 25%. A cet égard, on voit clairement la dépendance de la charge critique de flambement à la fraction volumique représentant la rigidité des plaques.

Le second cas pris en considération dans nos calculs est celui des plaques soumises à une charge de compression biaxiale caractérisée par $(\gamma_x = -1, \gamma_y = -1)$ pour les trois combinaisons des valeurs des constantes des ressorts β_w , β_s et β_c représentant le cas sans fondation élastique et les deux modèles avec fondation élastique de type Winkler et Pasternak. La charge critique de flambement adimensionnel \bar{N}_{cr} des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique sont récapitulées dans le tableau VI.2

Tableau VI.2 Les charges critiques de flambement adimensionnelle des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique pour différentes distribution sous compression Biaxiale avec un rapport $a/h = 10$.

Compression Biaxiale $(\gamma_x = -1, \gamma_y = -1)$												
β_w	β_s	β_c	Théories de déformation	$V_{cnt}^* = 0.11$			$V_{cnt}^* = 0.14$			$V_{cnt}^* = 0.17$		
				UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs
0	0	∞	ESDT	10.41	12.28	7.21	11.77	13.60	8.31	16.26	11.81	11.30
			HySDT	10.36	12.18	7.23	11.70	13.49	8.33	16.18	11.81	11.32
100	0	∞	ESDT	10.92	12.79	7.72	12.28	14.11	8.81	16.77	18.88	19.51
			HySDT	10.87	12.69	7.75	12.21	14.00	8.84	16.69	19.00	19.39
100	50	∞	ESDT	16.13	18.00	12.93	17.49	19.32	14.03	21.98	24.72	17.02
			HySDT	16.08	17.90	12.95	17.42	19.21	14.05	21.90	24.60	17.04

Dans le cas où la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$, la valeur la plus importante entre les trois distributions de renfort de NTC est celle de X-NTC est égale à 18.00 pour la fonction ESDT et de 17.90 pour la fonction de la théorie d'ordre élevé HySDT, contre 16,13 et 16,08 respectivement dans le cas de la distribution UD-NTC. La valeur la plus petite est celle de la distribution O-NTC égale à 12,93 pour ESDT et 12,95 pour HySDT. Cela peut être expliqué par l'augmentation de la rigidité des plaques enregistré dans le cas de la distribution de renfort X-NTC la plus concentré près des faces supérieure et inférieure contrairement à la distribution O-NTC près du plan médian. Cet ordre de classement des distributions (X-NTC, UD-NTC, O-NTC) reste respecté dans les trois cas proposé des fractions volumique $V_{cnt}^* = 0.11$, $V_{cnt}^* = 0.14$ et $V_{cnt}^* = 0.17$. Parmi les trois valeurs de V_{cnt}^* les charges critiques de flambement les plus élevées sont 24.72 pour la distribution X-NTC, 21.98 pour la distribution UD-NTC et

17.02 pour la distribution O-NTC. Ces valeurs correspondent à la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$ où la rigidité des plaques CNTRC augmente avec la valeur de la fraction volumique en CNT. D'après la comparaison des résultats des deux modèles Winkler et Pasternak, les valeurs les plus élevées est celle de modèle Pasternak due à la couche de rigidité et la modélisation de ce type qui tiens en compte l'interaction des ressort de la fondation. Il est à noter que les valeurs les plus petites des charges critiques de flambement sont constatées dans le cas où la fondation élastique est négligée caractérisé par ($\beta_w = 0, \beta_s = 0, \beta_c = \infty$). A cet effet, les constantes des ressorts ont un impact significatif sur les charges de flambement des plaques.

Les résultats montrent que pour la même géométrie et la même distribution des nanotubes suivant l'épaisseur, les valeurs des charges critique de flambement adimensionnelle de la compression biaxiale caractérisée par ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) sont inférieures à celles trouvées dans le cas de chargement uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$). Ceci peut être dû simplement au fait que la plaque à chargement biaxiale est doublement sollicitée dans les deux directions.

Afin de valider notre système d'équation analytique impliquant deux théories de déformation des deux fonctions ESDT et HySDT, nous avons déterminé la charge critique de flambement \bar{N}_{cr} pour les différents paramètres publiés dans les travaux de Wattanasakulpong (2015) [Wattanasakulpong .2015]. dans le tableau VI.3 et Guessas et al. (2018) [Guessas et al. 2018] dans le tableau VI.4, avec différents modèles de distribution de nanotubes de carbone, différentes valeurs de fraction volumique de nanotubes de carbone et avec un rapport d'épaisseur de plaque ($a/h = 10$).

Dans le présent travail, nous confirmons l'importance des fondations qui ont été impliquées en vue d'obtenir de haute résistance des plaques fonctionnellement graduée FG-CNT et d'une meilleure réponse aux différentes sollicitations à l'instar de la compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) et la compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$). Les valeurs de la charge critique de flambement issu de l'utilisation des deux modèles de fondation Winkler et Pasternak sont considérable par rapport à celle dans la composition de la structure où la fondation est négligée.

Le tableau VI.3 représente une comparaison des charges critiques de flambement adimensionnels \bar{N}_{cr} pour différents types de plaques CNTRC soumises à une compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) et à une compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec différent fraction

volumique de CNT associée à différentes valeurs de facteurs de constante de ressort, le rapport largeur / épaisseur des plaques est considéré ($a/h=10$).

Tableau VI.3 Comparaisons des charges critiques de flambement \bar{N}_{cr} adimensionnelle des plaques carrées CNTRC avec et sans fondation élastique pour différentes distribution avec un rapport ($a/h=10$).

Compression Uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$)												
β_w	β_s	β_c	Théories de déformation	$V_{cnt}^* = 0.11$			$V_{cnt}^* = 0.14$			$V_{cnt}^* = 0.17$		
				UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs
0	0	∞	Wattanasakulpong (2015) TSDT	20.68	24.29	14.50	23.36	26.89	16.70	32.32	37.69	22.68
			Wattanasakulpong (2015) SSDT	20.73	24.39	14.45	23.42	27.02	16.65	32.39	37.81	22.63
			Présente ESDT	20.81	24.56	14.42	23.54	27.21	16.61	32.52	38.00	22.60
			Présente HySDT	20.71	24.36	14.46	23.40	26.97	16.66	32.36	37.77	22.64
100	0	∞	Wattanasakulpong (2015) TSDT	21.71	25.31	15.53	24.38	27.92	17.73	33.34	38.72	23.71
			Wattanasakulpong (2015) SSDT	21.76	25.42	15.48	24.45	28.04	17.67	33.42	38.83	23.65
			Présente ESDT	21.84	25.58	15.45	24.56	28.23	17.64	33.54	39.03	23.62
			Présente HySDT	21.74	25.38	15.49	24.43	28.00	17.69	33.39	38.79	23.67
100	50	∞	Wattanasakulpong (2015) TSDT	31.84	35.45	25.66	34.51	38.05	27.86	43.48	48.85	33.84
			Wattanasakulpong (2015) SSDT	31.89	35.55	25.61	34.58	38.18	27.80	43.55	48.97	33.79
			Présente ESDT	31.99	35.73	25.60	34.71	38.38	27.79	43.69	49.18	33.77
			Présente HySDT	31.89	35.53	25.64	34.57	38.15	27.83	43.54	48.94	33.82
Compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$)												
0	0	∞	Wattanasakulpong (2015) TSDT	10.34	12.14	7.25	11.68	13.45	8.35	16.16	18.85	11.34
			Wattanasakulpong (2015) SSDT	10.36	12.20	7.23	11.71	13.51	8.32	16.19	18.90	11.31
			Présente ESDT	10.41	12.28	7.21	11.77	13.60	8.31	16.26	19.00	11.30
			Présente HySDT	10.36	12.18	7.23	11.70	13.49	8.33	16.18	18.88	11.32
100	0	∞	Wattanasakulpong (2015) TSDT	10.85	12.66	7.76	12.19	13.96	8.86	16.67	19.36	11.85
			Wattanasakulpong (2015) SSDT	10.88	12.71	7.74	12.22	14.02	8.84	16.71	19.42	11.83
			Présente ESDT	10.92	12.79	7.72	12.28	14.11	8.81	16.77	19.51	11.81
			Présente HySDT	10.87	12.69	7.75	12.21	14.00	8.84	16.69	19.39	11.83
100	50	∞	Wattanasakulpong (2015) TSDT	15.92	17.72	12.83	17.26	19.03	13.93	21.74	24.43	16.92
			Wattanasakulpong (2015) SSDT	15.94	17.78	12.81	17.29	19.09	13.90	21.77	24.48	16.89
			Présente ESDT	16.13	18.00	12.93	17.49	19.32	14.03	21.98	24.72	17.02
			Présente HySDT	16.08	17.90	12.95	17.42	19.21	14.05	21.90	24.60	17.04

Dans le cas d'une compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$), la comparaison des charges critiques de flambement adimensionnelles \bar{N}_{cr} est faite en considérant trois différentes combinaison des facteurs des consentants de ressorts β_w, β_s et β_c . En se basant sur la première combinaison ($\beta_w = 0, \beta_s = 0, \beta_c = \infty$) où la fondation élastique est négligée, on observe que les valeurs obtenus dans le cas de la fonction HySDT se rapproche avec celle de la fonction SSDT trouvé par Wattanasakulpong (2015). La différence relative des résultats obtenus en

utilisant la fonction Hyperbolique est inférieure de 0.05 par rapport à celle de la fonction sinusoïdale, tandis que cette dernière atteinte 0.34 en comparaison entre théorie d'ordre élevé des deux fonctions TSDT et ESDT.

L'un des facteurs explicatifs étant que les deux fonctions utilisées sont différentes, ce qui influe directement sur la configuration de la déformation de la section. En outre pour la deuxième combinaison ($\beta_w = 100$, $\beta_s = 0$, $\beta_c = \infty$) qui représente le modèle de Winkler, les valeurs obtenus par la fonction HySDT sont en bon accord avec ceux de la fonction SSDT. L'écart de valeur qui a été enregistré entre le résultat de la fondation de Winkler et celui où la fondation est négligée est d'environ 1. Cela peut être expliqué par le fait que le milieu élastique modalisé par les ressorts impliqués dans la fondation Winkler empêche le flambement et en conséquence exige une charge critique supplémentaire.

En revanche et dans le cas de la fondation Pasternak représenté par la troisième combinaison ($\beta_w = 100$, $\beta_s = 0$, $\beta_c = \infty$), l'écart détecté est varié de 0.01 à 0.03 entre les deux fonctions HySDT et SSDT, contre une variation de 0.07 à 0.47 de la fonction TSDT et ESDT. Il est observé également que les valeurs de \bar{N}_{cr} augmentent d'une façon remarquable envers la fondation Winkler, ceci peut être démontré par la présence de la couche de cisaillement qui influe d'une façon significative sur l'amortissement et l'absorption de l'effet de la charge critique de flambement.

Une comparaison des valeurs des charges critiques de flambement adimensionnelles \bar{N}_{cr} sous une compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) a été récapitulée dans la deuxième partie du tableau VI.3. On voit clairement que la description de la charge sous une compression uniaxiale reste valable par la même tendance pour l'ensemble des cas de fractions volumiques et de distributions des renforts de NTC, ainsi qu'avec ou sans fondation élastique proposées ci-dessus. Une marge quasiment nulle entre les résultats de la fonction HySDT et la fonction SSDT altérés entre [0.01 et 0.15] pour les trois cas de fondation, contre [0.04 et 0.3] de la fonction TSDT et ESDT. Il est à noter que cette comparaison nous a permis de mettre en évidence une dissemblance entre les deux modes de compression proposés. On constate que la compression biaxiale a des valeurs importantes que celles trouvées par l'application d'une charge sous forme d'une compression uniaxiale.

Le tableau VI.4 illustre une comparaison des charges critiques de flambement des plaques carrées CNTRC sans fondation élastique avec $V_{cnt}^* = 0.11$ de la présente théorie de déformation avec celle utilisée par Guessas et al. (2018)

Tableau VI.4 Comparaisons des charges critiques de flambement des plaques carrées CNTRC sans fondation élastique avec $v_{crit}^* = 0.11$

Compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$)			
Théories de déformation	UD-NTC	X- NTC	O- NTC
Guessas et al. (2018) FSDT	20.54	23.96	14.98
Présente ESDT	20.81	24.56	14.42
Présente HySDT	20.71	24.36	14.46
Compression Biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$)			
Guessas et al. (2018) FSDT	10.27	11.98	7.49
Présente ESDT	10.41	12.28	7.21
Présente HySDT	10.36	12.18	7.23

On peut observer à partir de cette comparaison le bon accord entre les résultats actuels et ceux obtenus par Guessas et al. (2018). Dans le cas d'une compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$), on constate que les valeurs obtenus de la charge critique de flambement adimensionnel dans le cas de la fonction ESDT se rapproche avec celle de la fonction FSDT trouvé par Guessas et al. (2018) avec une variation d'environ [0.27-0.60].

La différence relative des résultats trouvés en utilisant la théorie d'ordre élevé HSDT en utilisant la fonction Hyperbolique HySDT est entre [0.17-0.42] par rapport à celle de la théorie de premier ordre FSDT. Cette différence signalé par cette comparaison est due de fait que la théorie de premier ordre FSDT tient en compte un facteur de correction, contrairement à la théorie d'ordre élevé qui ne tient pas son introduction.

De plus cette dernière est basée sur une distribution non-linéaire des champs de déplacement à travers l'épaisseur, et qui permet de représenter le gauchissement de la section transversale dans la configuration déformée, le choix de la fonction exponentielle permet aussi un développement en puissance pair et impaire de la variable Z . D'où la précision des valeurs par l'utilisation de la théorie HSDT.

Après avoir validé le modèle existant traité par Wattanasakulpong (2015), en effet l'exploitation des travaux précédents ont permis d'avoir et maîtriser l'outil numérique pour étudier le comportement des plaques mince ou épaisse en composite des structures FG-CNT. Ceci a également permis l'évolution considérable de la compréhension du comportement des composite sous différents sollicitations. Une fois cette phase de maîtrise de la modalisation des nanostructures est achevée. Notre contribution sera l'exploitation de cette technique pour

étudie le comportement au flambement des plaque nanocomposite fonctionnellement gradué FG-NTC reposant sur une fondation.

Il y a eu un nombre considérable d'études ; sur les plaques reposant sur des fondations élastique, dont certains ont étudiés les plaques avec une fondation de modèle Winkler qui suppose qu'il y a une proportionnalité d'interaction entre la contrainte et la déformation du point appliqué dans la fondation, qui est modélisée par les ressorts verticaux discrets ;son inconvénient ce qu'il ne prend pas en compte les déformations de cisaillement transversal dans la fondation ; et également pour la fondation Pasternak qui prend en compte l'effet de l'interaction entre les points de cisaillement dans la fondation, son inconvénient est le contacte directe de la couche de cisaillement avec la structure or que la description réel de la fondation met en exergue la séparation de la structure et la couche de cisaillement, bien entendu par une couche élastique de type Winkler; qui considère deux constantes différentes de ressort K_s et K_w de part et d'autre de cette couche de cisaillement, ce qui reviens tout simplement d'étudier le model de Kerr.

Le modèle utilisé dite Kerr n'a jamais été traité avec tell structure au paravent, ce qui nous a attiré de choisir un tel modèle de fondation, et également de fait qui est le modèle le plus proche qui touche l'aspect réel de la fondation, en considérant une séparation entre la structure et la couche de cisaillement contrairement au modèle Pasternak.

Les résultats obtenus des charges critiques de flambement adimensionnel \bar{N}_{cr} sous une fondation élastique sont présentés dans le tableau VI .5, tout en introduisant les valeurs de constantes des ressort de la fondation de type Kerr β_w , β_s et β_c avec différents valeurs de la fraction volumique ainsi que trois types de distribution de NCT. Le rapport considéré largeur /l'épaisseur égale à 10

Tableau VI.5 Effet des fondations élastiques sur les charges critiques de flambement adimensionnelles \bar{N}_{cr} des plaques carrées CNTRC avec un rapport ($a/h = 10$).

Compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$)												
β_w	β_s	β_c	Théories de déformation	$V_{cnt}^* = 0.11$			$V_{cnt}^* = 0.14$			$V_{cnt}^* = 0.17$		
				UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs	UD-NTCs	X-NTCs	O-NTCs
100	0	100	ESDT	21.33	25.07	14.93	24.05	27.72	17.13	33.03	38.52	23.11
			HySDT	21.22	24.87	14.98	23.91	27.49	17.17	32.88	38.28	23.16
100	0	200	ESDT	21.50	25.24	15.10	24.22	27.89	17.30	33.20	38.69	23.28
			HySDT	21.40	25.04	15.15	24.08	27.66	17.34	33.05	38.45	23.33
100	50	100	ESDT	46.13	49.88	39.74	48.86	52.53	41.93	57.83	63.32	47.91
			HySDT	46.03	49.68	39.78	48.72	52.29	41.98	57.68	63.08	47.96
100	50	200	ESDT	41.41	45.16	35.02	44.14	47.81	37.21	53.11	58.60	43.19
			HySDT	41.31	44.96	35.06	44.00	47.57	37.26	52.96	58.36	43.24
100	100	100	ESDT	70.94	74.68	64.54	73.66	77.33	66.74	82.64	88.13	72.72
			HySDT	70.84	74.48	64.59	73.52	77.10	66.78	82.49	87.89	72.77
100	100	200	ESDT	61.33	65.07	54.93	64.05	67.72	57.13	73.03	78.52	63.11
			HySDT	61.22	64.87	54.98	63.91	67.49	57.17	72.88	78.28	63.15
Compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$)												
100	0	100	ESDT	10.66	12.53	7.466	12.025	13.86	8.563	16.514	19.259	11.55
			HySDT	10.61	12.43	7.489	11.956	13.74	8.586	16.438	19.139	11.57
100	0	200	ESDT	10.74	12.62	7.552	12.110	13.94	8.648	16.600	19.344	11.64
			HySDT	10.69	12.52	7.574	12.042	13.82	8.672	16.524	19.225	11.66
100	50	100	ESDT	20.70	22.57	17.509	22.067	23.90	18.60	28.917	31.661	23.95
			HySDT	20.65	22.47	17.531	21.999	23.78	18.62	28.841	31.542	23.98
100	50	200	ESDT	20.70	22.57	17.50	22.067	23.90	18.60	26.557	29.301	21.59
			HySDT	20.65	22.47	17.531	21.999	23.78	18.62	26.481	29.182	21.62
100	100	100	ESDT	35.46	37.34	32.272	36.830	38.66	33.36	41.320	44.064	36.36
			HySDT	35.41	37.24	32.294	36.761	38.54	33.39	41.243	43.944	36.38
100	100	200	ESDT	30.66	32.53	27.466	32.024	33.86	28.56	36.514	39.258	31.55
			HySDT	30.61	32.43	27.488	31.956	33.74	28.58	36.438	39.139	31.57

Pour une compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$), les deux fonctions utilisées sont la fonction exponentielle ESDT et la fonction dite hyperbolique HySDT de la théorie d'ordre élevé, la fondation nommé Kerr est présenté avec six combinaisons de facteurs des constantes β_w, β_s et β_c . La première combinaison caractérisée par ($\beta_w = 100, \beta_s = 0, \beta_c = 100$) a enregistré un écart de l'ordre 0.04 à 0.24 de la valeur de la charge critique de flambement entre les deux cas des fonctions ESDT et HySDT.

Les valeurs les plus importantes sont celle de la fonction HySDT dans tous les cas de distribution de NTC, ainsi que pour toutes les fractions volumiques. Il est à noter que la distribution X-NTC signale les valeurs les plus élevés entre [24.87 - 38.52], contre [21.22 - 33.03] de la distribution UD-NTC et [14.93 - 23.16] dans le cas de O-NCT. Les valeurs de la charge critique augmentent proportionnellement avec l'augmentation des valeurs de la

fraction volumique. Pour la deuxième combinaison ($\beta_w = 100$, $\beta_s = 0$, $\beta_c = 200$) la charge critique de flambement enregistre une légère amélioration de l'ordre de 0.17 à 0.20 par rapport à la première combinaison. Cela peut être dû à la valeur doublée du facteur de constante $\beta_c = 200$, tandis que la troisième combinaison caractérisée par ($\beta_w = 100$, $\beta_s = 50$, $\beta_c = 100$) a inscrit une éminente amélioration d'environ 125 % de la charge critique en comparaison avec celle de la combinaison précédente. Ce pic revient à l'introduction du facteur de constante $\beta_s = 50$, qui implique la présence de la couche de cisaillement dans la fondation élastique, cette dernière influe directement sur la rigidité du milieu élastique de la fondation. Une fois β_c passe la valeur de 100 et atteint la valeur de 200, on observe une légère diminution de l'ordre de 14%, de la charge critique signalé par la quatrième combinaison ($\beta_w = 100$, $\beta_s = 50$, $\beta_c = 200$) ; cette diminution peut être interprétée par le fait de l'augmentation de la rigidité des ressorts, leurs contacts directs avec la structure perdent l'élasticité de la fondation et par conséquent la réaction se fusionne entre l'ensemble structure-fondation.

A cet effet le comportement sous une sollicitation axiale N_x devient le comportement d'un seul bloc appartenant à une seule structure FG-NTC sans la fondation Kerr. Dans le cas où β_w , β_s et β_c ont des valeurs non nulles, où la combinaison contient les valeurs ($\beta_w = 100$, $\beta_s = 100$, $\beta_c = 100$), on remarque que cette dernière a les valeurs les plus significatives de la charge critique, ce qui revient tout simplement à l'implication de la fondation de modèle de Kerr. On peut dire que la couche de cisaillement qui sépare les deux ressorts de Winkler, a un impact massif sur la stabilité de la plaque soumise à des charges axiales N_x ou N_y . Une fois β_w , β_s et β_c atteignent les valeurs de 200, la couche supérieure de la fondation perd une part de ces propriétés particulièrement sa élasticité de fait de l'augmentation des raideurs des ressorts, ce qui influe directement sur la charge critique de flambement.

A cet égard on peut considérer la fondation comme étant une fondation élastique proche à celle du modèle de Pasternak. D'après les résultats obtenus du tableau VI.5, la structure nanocomposites polymère/nanotube de carbone a un comportement différent envers la sollicitation biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) ; en vue des valeurs trouvées entre les deux cas uniaxiale et biaxiale, on peut tirer des conclusions concernant la charge critique de flambement ; Les structures soumises à une compression uniaxiale ont les valeurs les plus significatives en terme de rigidité par rapport à celle soumise à une compression biaxiale ; on observe également un écart d'environ 100%, cet immense écart favorise la résistance de la structure soumise à une compression uniaxiale contre celle soumise à une sollicitation biaxiale, cela peut être expliqué par la quantité de la charge impliquée par deux axes est doublée en comparaison avec celle impliquée par un seul axe.

Les figures VI.2, VI.3 et VI.4 montrent la variation des charges critiques de flambement adimensionnelle en fonction du rapport a/h avec des valeurs comprise entre 10 et 50. Cette variation est tracé selon différents types de plaques CNTRC reposant sur une fondation Kerr sous une compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) et également selon les trois différents cas proposés de la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11, V_{cnt}^* = 0.14$ et $V_{cnt}^* = 0.17$.

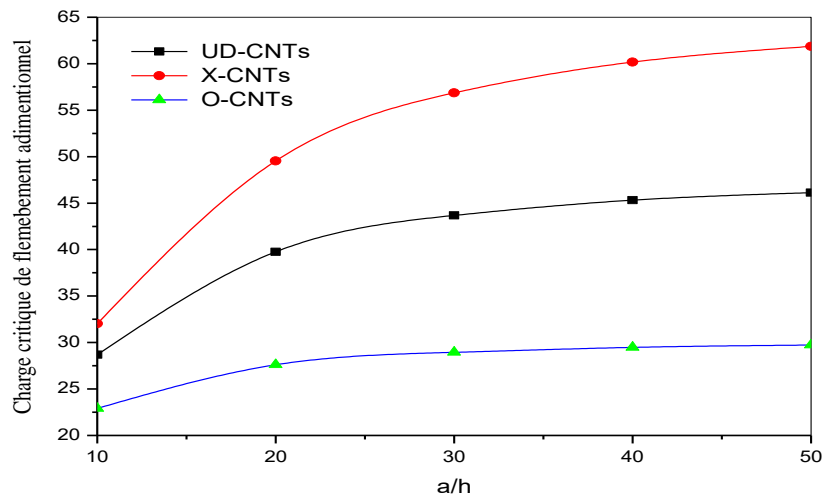


Figure. VI.2 : Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$ et $(b/a=3)$

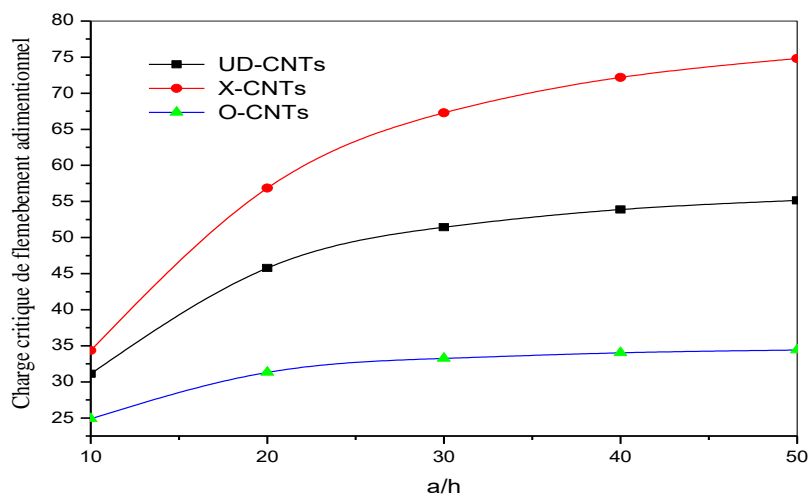


Figure. VI.3: Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types De plaques CNTRC sous compression uniaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$ et $(b/a=3)$

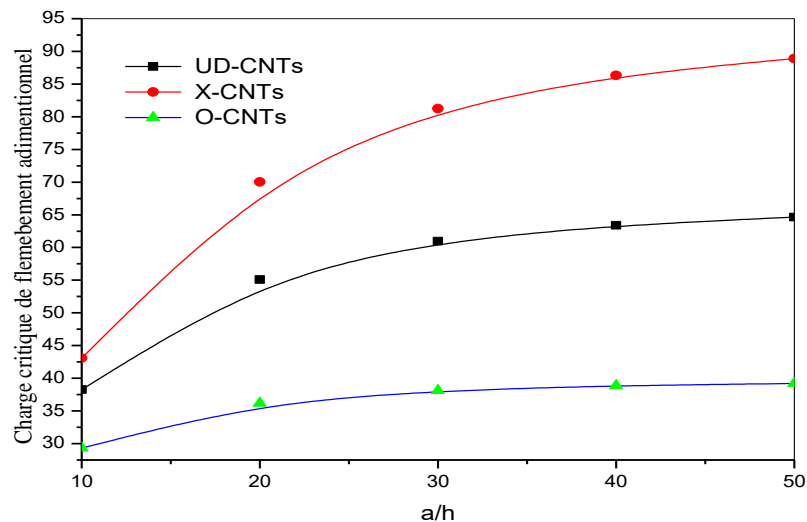


Figure. VI.4: Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$ et $(b/a=3)$

Les figures VI.2, VI.3 et VI.4 montrent que plus le rapport a/h augmente plus la charge critique de flambement adimensionnelle augmente. Cependant et pour le cas de la plaque O-NTC, la courbe relativement marque ca légère augmentation en passant de 22.5 au 27.5 dans la figure VI.2, de 25 au 32.5 dans la figure VI.3 et 29 au 37.5 dans la figure VI.4. Quel que soit le rapport (a/h), la plaque X-NTC possède la charge critique de flambement adimensionnelle la plus grande qui varie sous forme d'une pente entre $[32.5-62.5]$ dans la première figure VI.2, $[34,1-75,2]$ dans la deuxième figure VI.3 et entre $[42.5-89,1]$ dans la dernière figure VI.4. Tandis que de la plaque UD-NTC enregistre les valeurs moyenne entre la distribution X-NTC et O-NTC sous forme d'une pente également dans l'intervalle est délimité entre $[28,2-42.5]$ correspond à la figure VI.2, $[31-52.5]$ dans la deuxième figure VI.3 et finalement pour la troisième figure VI.4 l'intervalle est entre $[36,1-61,2]$. Ceci est dû au fait que la distribution des nanotubes suivant l'épaisseur devient plus faible lorsque la plaque est moyennement épaisse.

De ce fait, une distribution des nanotubes concentrée proche des surfaces haute et basse de la plaque est plus important en termes de rigidité que celle concentrée proche du plan médian. Physiquement, la variation de la charge critique de flambement en fonction du rapport a/h possède l'allure telle que montrée sur les figures. Cette allure de la courbe est due à la forme adimensionnelle utilisée. Pour résumé, plus la plaque est élancée (en augmentant a/h) plus la charge critique de flambement adimensionnel n'est plus grande car la plaque devient beaucoup plus flexible.

Le deuxième groupe des figures VI.5-VI.6-VI.7 montrent la variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$), pour une plaque moyennement épaisse et épaisse avec un rapport a/h varie de 10 au 50 dont les valeurs de la fraction volumique des nanotubes de carbone $V_{cnt}^* = 0.11; 0.14$ et 0.17 .

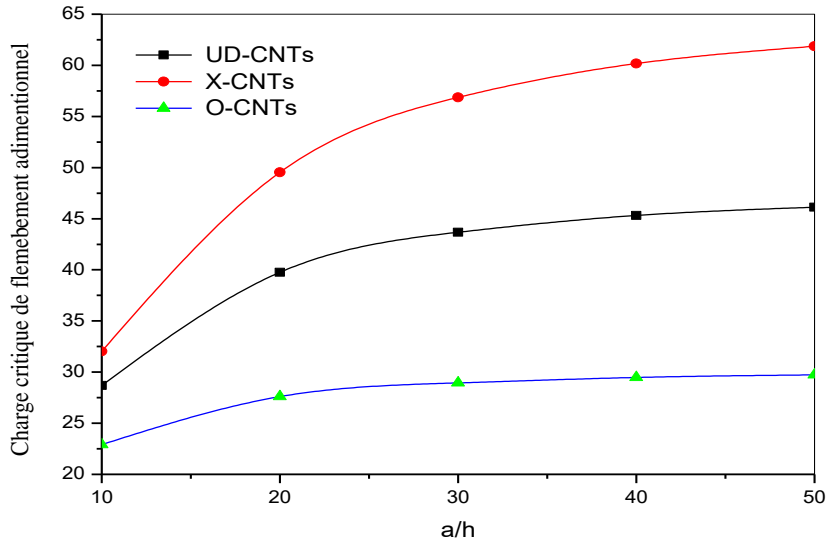


Figure VI.5 : Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$ et $(b/a=3)$

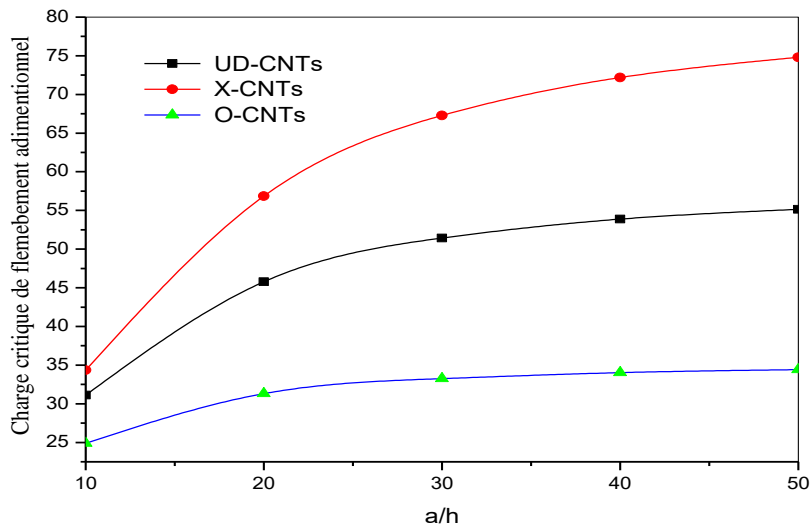


Figure VI.6 : Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$ et $(b/a=3)$

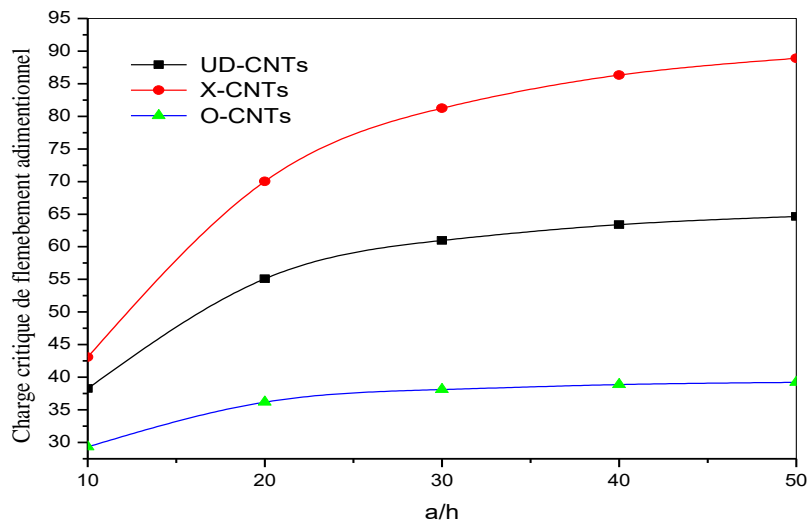


Figure VI.7 : Variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$ et ($b/a=3$)

D'après les courbes illustrés dans le deuxième groupe des figures VI.5, VI.6 et VI.7, On observe que résultats trouvés de la variation de la charge critique de flambement adimensionnel en fonction du rapport (a/h) sont directement proportionnels pour toutes les distributions NTC. La courbe de la plaque O-NTC augmente relativement, en passant de la valeur 23 au 28 dans la figure VI.5, de 25 au 32.5 dans la figure VI.6 et 29.5 au 38 dans la figure VI.7.

Quel que soit le rapport (a/h), la plaque X-NTC marque la valeur la plus grande de la charge critique de flambement adimensionnelle qui varie sous forme d'une pente entre [32.7-62.7] dans la première figure VI.5 [34.2-75.2] dans la deuxième figure VI.6 et entre [43,2-90,1] dans la dernière figure VI.7. Au moment où la plaque UD-NTC inscrit des valeurs moyennes entre celle de la distribution X-NTC et O-NTC, sous forme d'une pente également dans l'intervalle est délimité entre [29,1-44,1] correspond à la figure VI.5, [32,2-53,1] dans la seconde illustration de la figure VI.6 et finalement pour la troisième figure VI.7 l'intervalle est entre [36.2-62,1].

On peut dire que la distribution des nanotubes suivant l'épaisseur devient plus faible lorsque la plaque est moyennement épaisse. Cependant, une distribution concentrée des nanotubes dans les extrémités de l'épaisseur de la plaque est plus significatives en termes de rigidité que celle concentrée proche du plan moyen de l'épaisseur. Physiquement, la variation de la charge critique de flambement en fonction du rapport a/h possède l'allure telle que montrée sur les figures. Cette allure de la courbe est due à la forme

adimensionnelle utilisée. Pour conclure, plus la plaque est épaisse(en augmentant a/h) plus la charge critique de flambement adimensionnel n'est plus grande car la plaque devient beaucoup plus flexible.

Le groupe des figures VI.8-VI.9-VI.10 montrent la variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$), pour une plaque courte et élancée avec un rapport a/b varie de 1 a 3 ainsi que le rapport $a/h=10$ avec différentes valeurs de la fraction volumique des NTC's .

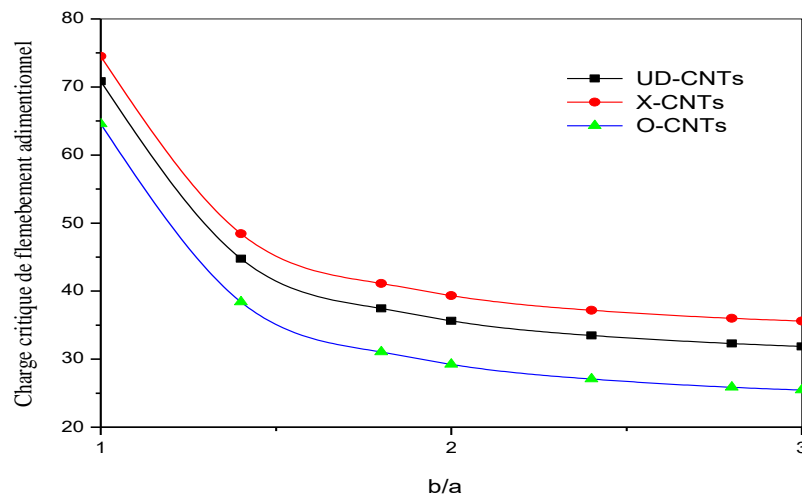


Figure VI. 8 : Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression uniaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$

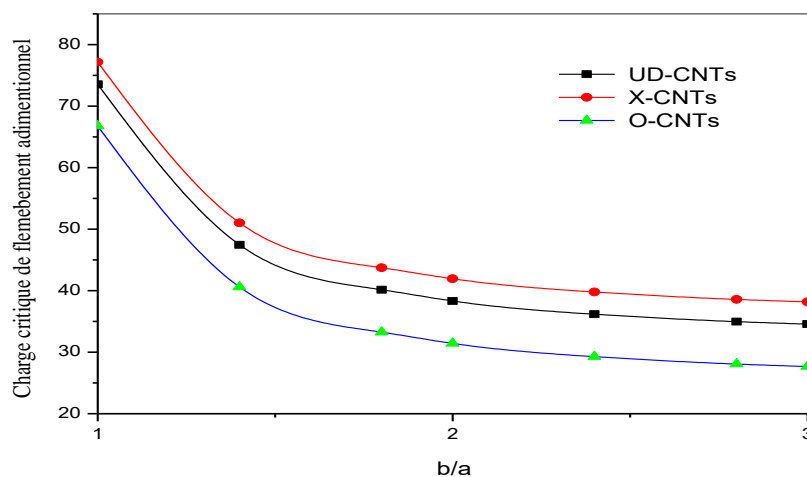


Figure VI. 9 : Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression uniaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$

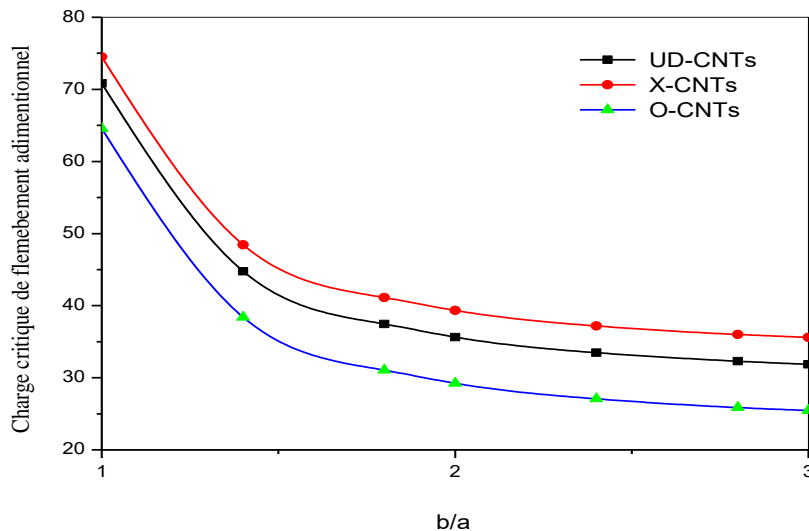


Figure VI. 10 : Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression uniaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$

Les courbes non-linéaire des figures VI.8, 9 et 10 montrent qu'il y a une variation rapide de la charge critique adimensionnelle de flambement pour les faibles valeurs du rapport ($1 < b/a < 1.5$). Cette variation correspond à un changement de la géométrie de la plaque, en passant progressivement de la forme carrée vers une nouvelle rectangulaire. Au-delà de cet intervalle, les charges critiques adimensionnelles conservent plus ou moins un rythme constant de décroissance quelle que soit la distribution choisie de NTC.

De plus, il convient de noter que les plaque en X-NTC donne des valeurs plus élevées entre $[74,9 - 36,1]$ pour $V_{cnt}^* = 0.11$, $[74,8 - 37,5]$ pour $V_{cnt}^* = 0.17$ tandis que la plaque UD-NTC inscrit des valeurs moyennes entre celle de la distribution X-NTC et O-NTC, sous forme d'une pente descendante également dans l'intervalle est délimité entre $[71,2-35,1]$ correspond à la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$, $[74,1-37,2]$ dans la seconde illustration avec $V_{cnt}^* = 0.14$ et finalement pour $V_{cnt}^* = 0.17$ l'intervalle est entre $[71,2-36,1]$. Les valeurs les plus faible sont trouvés par les plaques O-NTC compris entre $[64,2-26,3]$ de la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$, $[66.5-30,1]$ pour $V_{cnt}^* = 0.14$ et $[64,1-25,2]$ de la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$. Les résultats peuvent être interpréter par l'influence de la géométrie sur la charge critique de flambement adimensionnel.

Bien entendue que le changement de la géométrie est toujours suivi par un changement du moment d'inertie, du fait que la direction de la charge de compression suivant l'axe (x) c'est-à-dire suivant la longueur (a), les valeurs obtenues du moment

d'inertie changent en changeant les valeurs de la longueur (b). Si on applique la même quantité de la charge de compression sur l'axe (x), on obtient des différentes valeurs de la charge critique de flambement, et cela due au moment d'inertie qui est proportionnellement inverse a la longueur ; plus (b) est petite nécessite une faible sollicitation suivant l'axe (x) pour atteindre la charge critique de flambement adimensionnel, plus la longueur (b) est importante en augmentant le rapport b/a plus la plaque a plus de valeur du moment d'inertie, ce qui donne une charge critique importante. Cette allure de la courbe est due à la forme adimensionnelle utilisée.

Le deuxième groupe des figures VI.11-VI.12-VI.13 montrent la variation de la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$), pour un rapport (b/a) qui varie entre 1 et 3 avec les valeurs de la fraction volumique des nanotubes de carbone $V_{cnt}^* = 0.11; 0.14$ et 0.17

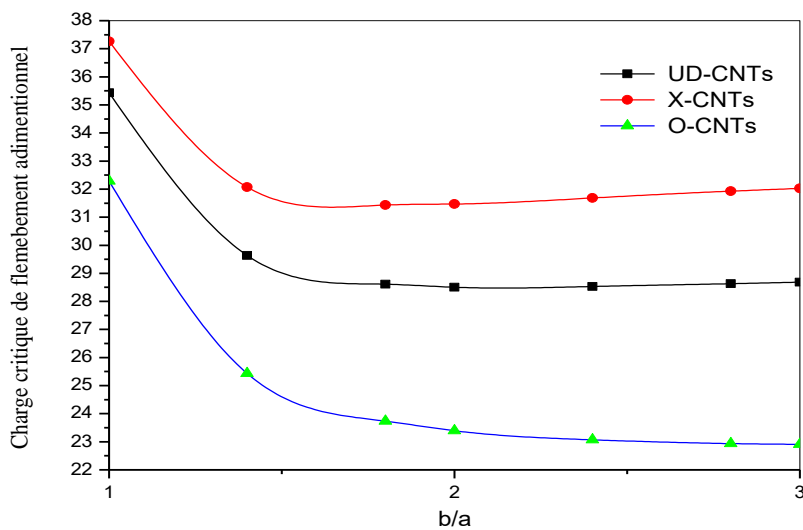


Figure VI.11 : Variation de la charge critique de flambement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique

$$V_{cnt}^* = 0.11 \text{ et } (a/h=10)$$

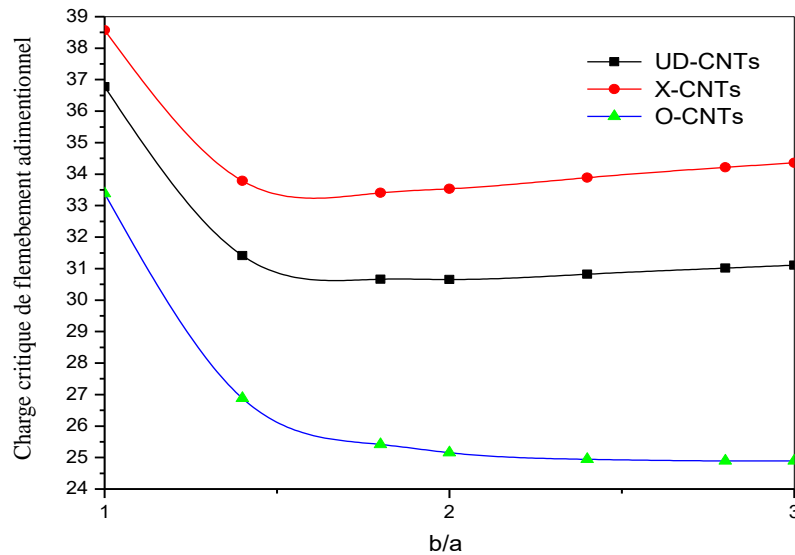


Figure VI.12 : Variation de la charge critique de flèbement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.14$ et $(a/h=10)$.

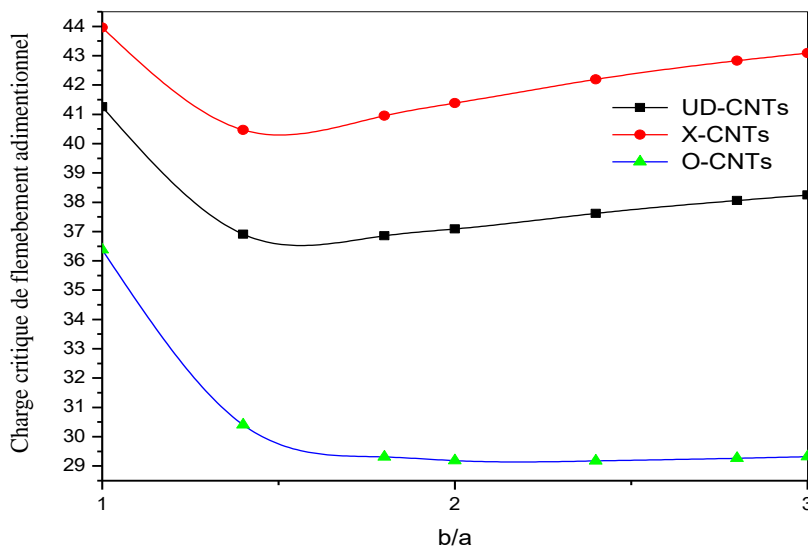


Figure VI.13 : Variation de la charge critique de flèbement de divers types de plaques CNTRC en fonction du rapport d'aspect sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.17$ et $(a/h=10)$.

L'illustration des résultats de la variation de la charge critique de flèbement adimensionnel sous compression biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) par les courbes des figures VI.11-

VI.12-VI.13 a montré une diminution des valeurs d'un pourcentage d'environ 3.6 et 7.2 % par rapport à celles trouvées par une compression uniaxiale.

Quelle que soit la fraction volumique, la plaque X-NCT a les valeurs les plus grande entre [74-37], suivi par la distribution UD-NTC d'un intervalle entre [74-33] et [64-24] trouvées par la plaque en O-NTC. Les résultats peuvent être expliquer par l'influence des deux directions de la sollicitation la géométrie de la plaque sur la résistance au flambement, bien entendue que chaque plaque avec ces dimensions a un moment d'inertie propre a elle, ce qui explique la variation de la charge critique de flambement adimensionnelles pour chaque rapport (b/a) donné.

Pour une plaque carrée (b/a =1) la charge critique de flambement enregistre les plus grandes valeurs, tandis que une plaque élancée caractérisée par un faible rapport (b/a) qui correspond à une longueur (b) importante est toujours accompagnée par un moment d'inertie faible, contrairement à une plaque courte avec un moment d'inertie important a plus de résistance envers l'instabilité.

La diminution de la charge critique de flambement adimensionnel dans le cas d'une compression biaxiale, est due à la charge supplémentaire suivant l'axe (y) qui provoque plus l'instabilité de la plaque et contribue à la diminution de la résistance qui conduit également à la diminution de la plage de la rigidité de la plaque.

Pour mieux comprendre l'impact de la fondation élastique sur le comportement de la structure nanocomposites polymère/nanotube de carbone envers la sollicitation uni ou bi-axiale, une comparaison a été effectuée entre les modèles de fondation Winkler, Pasternak et Kerr par la transformation des valeurs trouvés de la charge critique adimensionnelle de flambement N_{cr} , sous forme des courbes illustratifs.

Les figures VI.14 et VI.15 montrent la variation des charges critiques de flambement adimensionnelles de divers types de plaques CNTRC en fonction de l'aspect (b/a) Le rapport largeur / épaisseur de la plaque (a/h) est fixé à 10 reposant sur la fondation de Kerr ($\beta_w = \beta_s = \beta_c = 100$) sous compression uniaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = 0$) et biaxiale ($\gamma_x = -1, \gamma_y = -1$) avec différents fraction volumique de CNT.

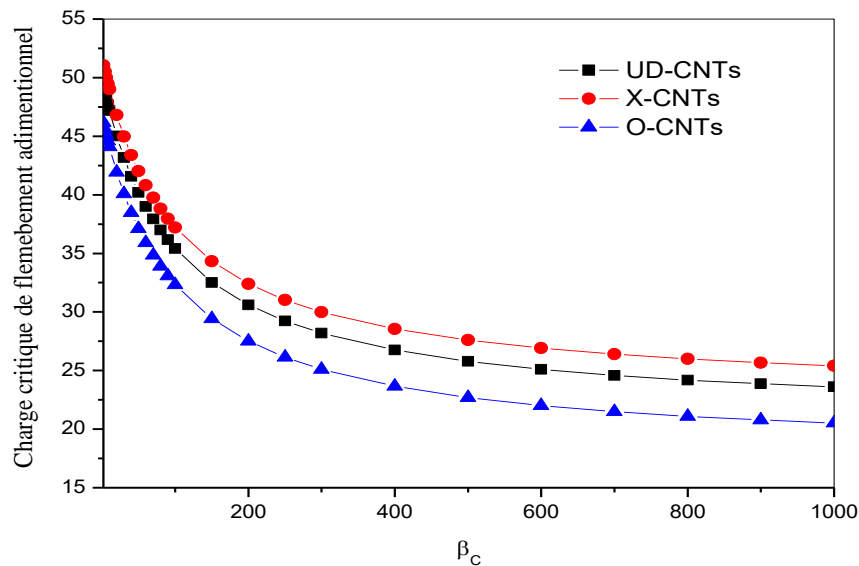


Figure VI.14: Effet du paramètre de fondation Kerr sur les charges critiques de flambement adimensionnelles de divers types de plaques CNTRC carrées avec le rapport ($a/h=10$) et ($\beta_w = \beta_s = 100$) sous compression biaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$.

La fig.VI.14 montre l'effet du paramètre de module Kerr sur la charge critique de flambement adimensionnel de différents types de plaques CNTRC. On observe que les charges critiques de flambement adimensionnelles diminuent lorsque le facteur de la constante du ressort β_c augmente, valable pour tous les types de distribution proposés. Il est à noter que à partir de $\beta_c = 1000$, les résultats obtenus dans la fondation Kerr ont tendance à être quasiment les mêmes dans la fondation de Pasternak. Cela est due de fait que la couche supérieure de la fondation augmente de la rigidité des raideurs des ressorts au-dessus de la couche de cisaillement de Pasternak, perte ca élasticité, a cet égard on peut considérer la fondation comme étant une fondation élastique proche à celle du modèle de Pasternak avec un écart de moins 10% entre les deux modèles de fondation.

De plus, 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 plaque (X-CNT) et les plus faible celle de (O-CNT). On peut conclure que la différence entre l'effet de diverses distributions est attribuée à une concentration du nanotube de carbone à la face supérieure et inférieure de la plaque. L'allure descendante de la courbe de la charge critique de flambement adimensionnel expliquée par la forme adimensionnelle utilisée dans les calculs.

La figure VI.15 montre l'effet de divers modèles de fondation élastique sur les charges critiques de flambement adimensionnel des plaques CNTRC carrées avec distribution (O-CNT) sous compression biaxiale.

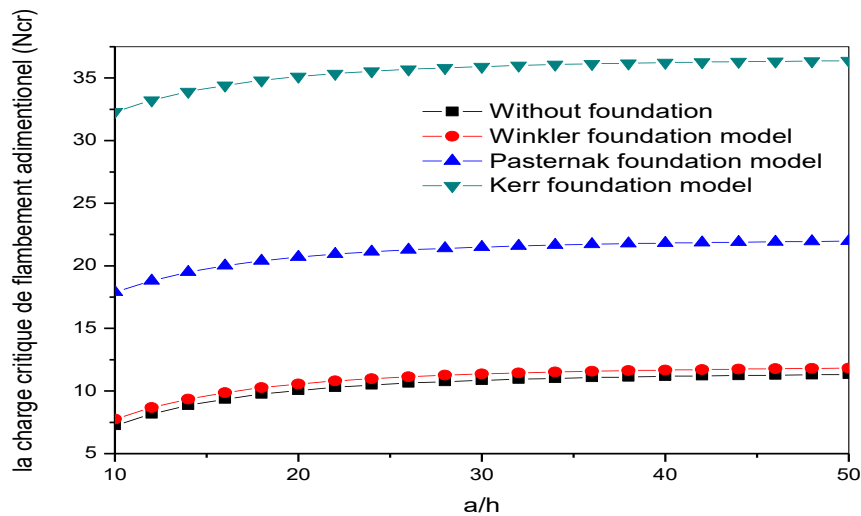


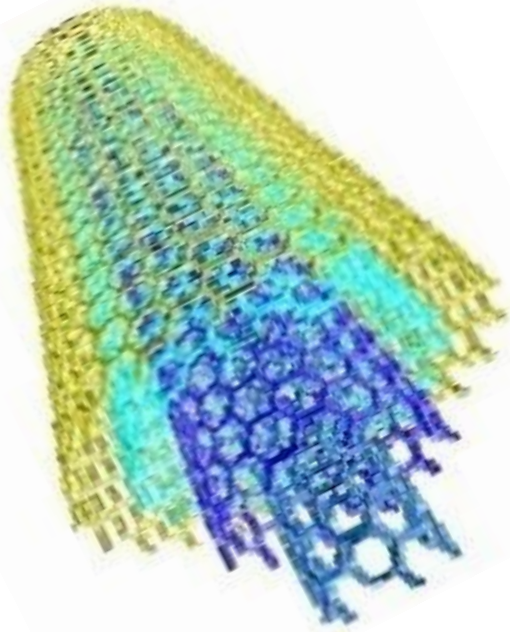
Figure VI.15 : Effet de divers modèles de fondation élastique sur les charges critiques de flambement adimensionnel des plaques CNTRC carrées avec distribution (O-CNT) sous compression biaxiale avec la fraction volumique $V_{cnt}^* = 0.11$.

La figure VI.15 montre une comparaison de la charge critique adimensionnelle de flambement des plaques CNTRC carrées entre divers modèles de milieu élastique avec des conditions aux limites simplement supportées et une distribution (O-CNT) sous compression biaxiale. On constate que le type de milieu élastique Kerr donne les valeurs les plus élevées de la charge critique de flambement entre [32.5-35], tandis que le modèle Pasternak enregistre des valeurs moins importantes que celle trouvées par le modèle Kerr avec une diminution d'environ 30%, contrairement à la fondation de modèle Winkler qui signale une baisse d'environ 60% par rapport au modèle Kerr.

Les plaques sans fondation donnent les valeurs les plus petites en terme de rigidité, proches des valeurs de modèle Winkler, cette diminution atteinte les 62% en comparaison avec la fondation de modèle Kerr. 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 plaque, or le modèle de Kerr les sépare avec une couche élastique. En terme de rigidité le modèle de Winkler a un impact faible par rapport aux autres modèles de fondation proposés.

VI.3 Conclusion

Le comportement au flambement des plaques composites renforcées par des nanotubes de carbone reposant sur fondation l'élastique constitué de deux couches de ressort interconnectées par une couche de cisaillement suggérée par (Kerr 1964) a été étudié. Les plaques sont renforcées par des nanotubes de carbone à simple paroi avec trois types de distribution de matériau de renforcement uniaxialement aligné. Il est à noter que les résultats ont montré la dépendance du comportement de flambement de différents paramètres tels que les rapports d'aspect, la fraction volumique, la fondation élastique, les types de renforcement et l'épaisseur de la plaque. En outre, l'analyse de flambement de telles plaques montre que les plaques FG-X ont des capacités de résistance et valeurs de charge de flambement très importantes que les plaques UD et FG-O les valeurs des plaques FG-O sont plus petites que les plaques UD. Cela est attendu car les renforts CNT distribués près de la face sont plus efficaces pour augmenter la rigidité des plaques CNTRC 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 les charges de flambement des plaques, De toute évidence, les plaques soumises à des charges de compression biaxiales ont des résultats de flambement inférieurs à ceux des plaques uniaxiales. 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 Pasternak et pour la représentation des plaques composites renforcées de nanotubes de carbone reposant sur fondation. Une amélioration de la présente étude sera envisagée dans les travaux futurs pour tenir compte de l'effet d'étirement et d'autres types de matériaux.



CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Dans le cadre de ce travail de thèse de doctorat, nous avons développé une étude analytique sur le flambement des plaques renforcées par des nanotubes de carbone à simple paroi (SWCNT) dans un milieu élastique (matrice polymère) en utilisant la théorie d'élasticité de la théorie d'ordre élevé (HSDPT). D'une façon globale, ce travail concerne la diminution et la résolution des problèmes liés à la fondation élastique rencontrés dans les structures nanocomposites polymère / NTC.

L'objectif principal est de traiter le comportement au flambement des plaques composites renforcées par les nanotubes de carbone reposant sur une fondation élastique constitué de deux couches de ressorts interconnectées par une couche de cisaillement qui a été suggérée par Kerr en 1964. La distribution du matériau de renforcement est aligné uniaxialement. L'effet des divers paramètres de la fondation de type Kerr sur les charges critiques de flambement adimensionnelles des plaques CNTRC est étudié.

Les résultats ont montré la dépendance du comportement de flambement avec les différents paramètres tels que les rapports d'aspect, la fraction volumique, les types de distribution et l'épaisseur de la plaque. Il est observé également que lors de l'analyse du comportement en flambement, les plus grandes valeurs de la charge critique de flambement sont obtenues par les plaques en FG-X et la charge critique de flambement la plus faible est celle des plaques en FG-O. La valeur intermédiaire de la charge critique de flambement entre les deux distributions FG-X et FG-O est celle des plaques en UD. Cela est attendu puisque les renforts en CNT répartis près de la face sont plus efficaces en termes de la rigidité des plaques CNTRC que ceux qui sont distribués près du plan médian. De plus, on observe également que les facteurs constants du ressort ont un impact significatif sur les charges critiques de flambement des plaques. Evidemment, les plaques soumises à des charges de compression biaxiales ont des résultats de flambement inférieurs à celles soumises à des charges uniaxiales.

L'augmentation des paramètres de la fondation élastique provoque une augmentation des charges critiques. Cependant, il a été montré que l'influence du paramètre de Kerr est plus significative à celui de Pasternak et de Winkler. On peut donc conclure que le modèle de Kerr est plus précis que les modèles Winkler et Pasternak pour la représentation des plaques composites renforcées par des nanotubes de carbone reposant sur une fondation élastique. En plus, le modèle de Kerr est relativement simple à utiliser et s'accorde bien avec le modèle élastique continue.

Les charges critiques de flambement adimensionnelles des plaques sont plus significatives lorsque la fraction volumique de NTC est plus importante, car la rigidité des plaques CNTRC est plus grande lorsque la valeur de la fraction volumique NTC est plus élevée. De plus, pour toutes les différentes distributions de NTC, les plaques en FG-X ont des valeurs de charge de flambement plus grandes que les plaques en UD et les valeurs des plaques en FG-O sont plus petites que celle des plaques en UD-CNT. On a constaté que si le rapport largeur / épaisseur de la plaque augmente, les paramètres de charge de flambement adimensionnels augmentent aussi et les paramètres de charge de flambement pour tous les types de plaques CNTRC augmentent également. On peut dire que la charge critique de flambement diminue lorsque le rapport d'aspect de la plaque passe de 1,0 à 3,0. Il est à noter que le changement de rapport longueur / largeur de la plaque sous compression biaxiale a un effet très faible sur la charge critique de flambement à partir du rapport $b/a=1.5$.

En perspective à ce travail, il est intéressant d'étudier des poutres et des plaques avec d'autres types d'appuis avec les différentes théories en introduisant l'effet de la température pour l'analyse de la charge critique de flambement. D'autre part il est possible d'utiliser d'autre méthodes de calcul par exemple la méthode des éléments finis, tout en changeant le chargement et la fonction de cisaillement.

La prise en compte de la rigidité de la structure FG-CNT pour la détermination des paramètres du modèle de Kerr constitue un perspectif de ce travail. Cette prise en compte nécessite une résolution numérique des équations de l'interaction fondation-structure.

Enfin, cette étude peut être considérée comme une base de données pour les futurs chercheurs dans le but de développer et d'approfondir les connaissances dans le domaine d'utilisation des nanocomposites à base de nanotube de carbone.

BIBLIOGRAPHIE

A

- [Abdelaziz ,2017] Abdelaziz, H. H., Ait Amar Meziane, M., Bousahla, A. A., Tounsi, A., Mahmoud, S.R., Alwabli, A. S. (2017), "An efficient hyperbolic shear deformation theory for bending, buckling and free vibration of FGM sandwich plates with various boundary conditions", *Steel and Composite Structures.*, 25(6), 693-704.
- [Abualnour, M. 2019]. Abualnour, Houari, M.S.A., Tounsi, A., AddaBedia, E.A., Mahmoud, S.R. (2018), "A novel quasi-3D trigonometric plate theory for free vibration analysis of advanced composite plates", *Composite Structures.*, 184, 688–697.
- [Addou F., 2019] Addou, F.Y., Meradjah, M., M.A.A, Bousahla, Benachour, A., Bourada, F.,
- [Addou et al., 2019], Addou, F. Y., Meradjah, M., Bousahla, A. A., Benachour, A., Bourada, F., Tounsi, A., & Mahmoud, S. R. (2019). Influences of porosity on dynamic response of FG plates resting on Winkler/Pasternak/Kerr foundation using quasi 3D HSDT. *Computers and Concrete*, 24(4), 347-367.
- [Ahmad et al., 2010], I., Unwin, M., Cao, H., Chen, H., Zhao, H., Kennedy, A., & Zhu, Y. Q. (2010). Multi-walled carbon nanotubes reinforced Al₂O₃ nanocomposites: mechanical properties and interfacial investigations. *Composites Science and Technology*, 70(8), 1199-1206.
- [Ajayan ,1993] Ajayan, P. M., Ebbesen, T. W., Ichihashi, T., Iijima, S., Tanigaki, K., & Hiura, H. (1993). Opening carbon nanotubes with oxygen and implications for filling. *Nature*, 362(6420), 522-525.
- [Ajayan ,2000] Ajayan P.M, L. S. Schadler, C. Giannaris, A. Rubio, Single-walled carbon nanotube- polymer composites : Strength and weakness. *Adv. Mater.* 2000, 12 (10), 750-753.
- [Ajayan ,2007] Ajayan P.M, J. M.Tour, *Materials science - Nanotube composites.* Nature 2007, 447 (7148), 1066-1068.
- [Ajayan, 2015]Ajayan, P.M., Stephen, O., Colliex, C., Trauth, D. (1994), "Aligned carbon nanotube arrays formed by cutting a polymer resin-nanotube composite", *Science*, 256, 1212-1214.
- Al-Basyouni, K.S., Tounsi, A. and Mahmoud, S.R. (2015), "Size dependent bending and vibration analysis of functionally graded micro beams based on modified couple stress theory and neutral surface position", *Compos. Struct.*,125, 621-630.
- [Alimirzaei, S.2019]Alimirzaei, S., Mohammadimehr, M., Tounsi, A. (2019), "Nonlinear analysis of viscoelastic micro-composite beam with geometrical imperfection using FEM: MSGT electro-magneto-elastic bending, buckling and vibration solutions", *Structural Engineering and Mechanics*, 71(5), 485-502.
- [Andrews ,2002] R. Andrews, D. Jacques, D. Qian, T. Rantell, *Accounts of Chemical Research*, 2002, 35,1008-1017.
- [Ansari et al., 2017], R., Torabi, J., & Shojaei, M. F. (2017). Buckling and vibration analysis of embedded functionally graded carbon nanotube-reinforced composite annular sector plates under thermal loading. *Composites Part B: Engineering*, 109, 197-213.
- [Attia, 2015] Attia, A., Tounsi, A., AddaBedia, E.A., Mahmoud, S.R. (2015), "Free vibration analysis of functionally graded plates with temperature-dependent properties using various four variable refined plate theories", *Steel and Composite Structures.*, 18(1), 187-212.
- [Attia, 2018], Attia, A., Bousahla, A.A., Tounsi, A., Mahmoud, S.R., Alwabli, A.S. (2018), "A refined four variable plate theory for thermoelastic analysis of FGM plates resting on variable elastic foundations", *Struct. Eng. Mech.*, 65(4), 453-464.
- [Atmane ,2017]AitAtmane, H, Tounsi, A., Bernard, F. (2017), "Effect of thickness stretching and porosity on mechanical response of a functionally graded beams resting on elastic foundations", *International Journal of Mechanics and Materials in Design*, 13(1), 71-84.

B

- [Balay ,1985] Balay, J.(1985), Recommandations pour le choix des paramètres de calcul des écrans de soutènement par la méthode au module de réaction, Note d'information technique. Paris, LCPC, 1985.
- [Barlow ,1991] A. Barlow, The chemistry of polyethylene insulation, IEEE, Electrical Insulation Magazine, Vol. 7, N° 1, pp. 8-19, (1991).
- [B.Basmaji ,2016] B.Basmaji : Développement d'un modèle analytique d'interaction sol-structure pour l'étude du comportement mécanique des structures soumises à un mouvement de terrain : influence des déformations de cisaillement et de la plasticité. 2016
- [Balay 1985] Boussinesq (1885). application des potentiels à l'étude de l'équilibre et du mouvement des solides élastiques. gauthier - villars, paris.
- [Besseghier et al., 2015], A., Heireche, H., Bousahla, A. A., Tounsi, A., & Benzair, A. (2015). Nonlinear vibration properties of a zigzag single-walled carbon nanotube embedded in a polymer matrix. *Advances in nano research*, 3(1), 029.
- [Benahmed, 2017] Benahmed, A., Houari, M. S. A., Benyoucef, S., Belakhdar, K., & Tounsi, A. (2017). A novel quasi-3D hyperbolic shear deformation theory for functionally graded thick rectangular plates on elastic foundation. *Geomech. Eng*, 12(1), 9-34.
- [Bensattalah, 2018] Bensattalah, T. (2018), "Vibration analysis of nano beam using differential transform method including thermal effect", *Journal of Nano Research*, 54, 1-14.
- [Benyoucef et al.,2010] Benyoucef, S., Mechab, I., Tounsi, A., Fekrar, A., & Atmane, H. A. (2010). Bending of thick functionally graded plates resting on Winkler–Pasternak elastic foundations. *Mechanics of Composite Materials*, 46(4), 425-434.
- [Bhattacharyya et al., 2004] S Bhattacharyya, E Kymakis, and GAJ Amaratunga. Photovoltaic properties of dye functionalized single-wall carbon nanotube/conjugated polymer devices. *Chemistry of materials*, 16 :4819–4823, 2004.
- [Boudou ,2002] L. Boudou, J. Guastavino, Influence of temperature on low-density polyethylene films through conduction measurement, *Journal of Physics D: Applied Physics*, Vol. 35, pp. 1555-1561, (2002).
- [Bousahla et al., 2016], A. A., Benyoucef, S., Tounsi, A., & Mahmoud, S. R. (2016). On thermal stability of plates with functionally graded coefficient of thermal expansion. *Structural Engineering and Mechanics*, 60(2), 313-335.
- [Bouderba, 2016] Bouderba, B., Houari, M. S. A., Tounsi, A., & Mahmoud, S. R. (2016). Thermal stability of functionally graded sandwich plates using a simple shear deformation theory. *Structural Engineering and Mechanics*, 58(3), 397-422
- [Bousahla et al.,2004] Bousahla, A. A., Houari, M. S. A., Tounsi, A., & ADDA BEDIA, E. A. (2014). A novel higher order shear and normal deformation theory based on neutral surface position for bending analysis of advanced composite plates. *International Journal of Computational Methods*, 11(06), 1350082.
- [Bouderba et al., 2013] Bouderba, B., 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.
- [Buhleier et al., 1953] Buhleier Vogtle, F., E. W., & Wehner, W. (1978). Cascade and nonskid-chain-like syntheses of molecular cavity topologies. *Synthesis*, 2, 155-158.

C

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

- [Chen, 2009]Z. K., Yang, J. P., Ni, Q. Q., Fu, S. Y., & Huang, Y. G. (2009). Reinforcement of epoxy resins with multi-walled carbon nanotubes for enhancing cryogenic mechanical properties. *Polymer*, 50(19), 4753-4759.
- [Chaabane, 2019] Chaabane, L.A., Bourada, F., Sekkal, M., Zerouati, S., Zaoui, F.Z., Tounsi, A., Derras, A., Bousahla, A.A., Tounsi, A. (2019), "Analytical study of bending and free vibration responses of functionally graded beams resting on elastic foundation", *Structural Engineering and Mechanics*, 71(2), 185-196.
- [Chemi ,2018], Chemi, A., Zidour, M., Heireche, H., Rakrak, K., & Bousahla, A. A. (2018). Critical Buckling Load of Chiral Double-Walled Carbon Nanotubes Embedded in an Elastic Medium. *Mechanics of Composite Materials*, 53(6), 827-836.
- [Chikh, 2017] Chikh, A., Tounsi, A., Hebali, H. and Mahmoud, S.R. (2017), "Thermal buckling analysis of cross-ply laminated plates using a simplified HSDT", *Smart Struct. Syst.*, 19(3), 289-297.
- [Charles et al., 2003]E. Charles, Carraher.Jr, Giant molecules, Essential Materials for Everyday living and problem solving; Second Edition, A John Wiley & Sons, INC., Publication, (2003).
- [Civalek , 2007] O.Civalek, Nonlinear analysis of thin rectangular plates on Winkler-Pasternak elastic foundations by DSC-HDQ methods. *Applied Mathematical Modeling* 31 (2007), 606-624.
- [Coleman, 2006] Coleman, J. N., Khan U., Blau W. J., and Gunko Y. K., (2006) "Small but Strong: A Review of the Mechanical Properties of Carbon Nanotube-polymer Composites", *Carbon*, vol. 44, pp. 1624–1652.
- [Cyrielle et al., 2010]Cyrielle Roquelet, Jean-Sebastien Lauret, Valerie Alain-Rizzo, Christophe Voisin, Romain Fleurier, Morgan Delarue, Damien Garrot, Annick Loiseau, Philippe Roussignol, and Jacques A Delaire. π -stacking functionalization of carbon nanotubes through micelle swelling. *ChemPhysChem*, 11 :1667–1672, 2010.
- [Cyrielle et al., 2012]Cyrielle Roquelet. Transfert d'énergie dans des composés nanotube de carbone/porphyrine. PhD thesis,Ecole normale superieure de Cachan-ENS Cachan, 2012.

D

- [Dehghan et al., 2011] Dehghan,M., & Baradaran, G. H. (2011). Buckling and free vibration analysis of thick rectangular plates resting on elastic foundation using mixed finite element and differential quadrature method. *Applied Mathematics and Computation*, 218(6), 2772-2784.
- [Dehghan, M et al., 2019] Dehghan, M., &Abbaszadeh, M. (2019). The solution of nonlinear Green–Naghdi equation arising in water sciences via a meshless method which combines moving kriging interpolation shape functions with the weighted essentially non–oscillatory method. *Communications in Nonlinear Science and Numerical Simulation*, 68, 220-239.
- [Dehghan, M et al., 2016] Dehghan, M., Abbaszadeh, M., &Mohebbi, A. (2016). Legendre spectral element method for solving time fractional modified anomalous sub-diffusion equation. *Applied Mathematical Modelling*, 40(5-6), 3635-3654.
- [Dehghan, M et al., 2015] Dehghan, M., &Mohammadi, V. (2015a). The method of variably scaled radial kernels for solving two-dimensional magnetohydrodynamic (MHD) equations using two discretizations: the Crank–Nicolson scheme and the method of lines (MOL). *Computers & Mathematics with Applications*, 70(10), 2292-2315.
- [Dehghan, M et al.,2008] Dehghan, M., &Shokri, A. (2008). A numerical method for solution of the two-dimensional sine-Gordon equation using the radial basis functions. *Mathematics and Computers in Simulation*, 79(3), 700-715.
- [Dihaj, 2018] Dihaj, A., Zidour, M., Meradjah, M., Rakrak, K., Heireche, H., and Chemi, A. (2018) "Free vibration analysis of chiral double-walled carbon nanotube embedded in an elastic medium using non-local elasticity theory and Euler Bernoulli beam model", *Structural Engineering and Mechanics*, Vol. 65, No. 3 335-342.
- [Dillon, 1997]Dillon A. C., Jones K. M., Bekkedahl T. A., Kiang C. H., Bethune D. S., Heben M. J. "Storage of hydrogen in single-walled carbon nanotubes" *Nature* 386(27) (1997), 377-379.

[Draiche, K et al., 2016] Draiche, K., Tounsi, A. and Mahmoud, S.R. (2016), “A refined theory with stretching effect for the flexure analysis of laminated composite plates”, *Geomech. Eng.*, 11(5), 671-690.

[Draiche, K et al.,2019] Draiche, K., Bousahla, A.A., Tounsi, A., Alwabli, A.S., Tounsi, A., [Draoui, A et al.,2019] Draoui, A., Zidour, M., Tounsi, A., Adim, B. (2019), “Static and dynamic behavior of nanotubes-reinforced sandwich plates using (FSDT)”, *Journal of Nano Research*, 57, 117-135.

E

[Ebrahimi et al., 2017] Ebrahimi,F., & Habibi, S. (2017). Low-velocity impact response of laminated FG-CNT reinforced composite plates in thermal environment. *Advances in nano research*, 5(2), 69.

[Eisenberger ,1987] M. Eisenberger, J. Clastornik, *Vibrations and buckling of a beam on a variable [Eisenberger ,1994] M. Eisenberger, Vibration frequencies for beams on variable one- and two-paramter elastic foundations. Journal of Sound and Vibrations 176(5) (1994), 577-584*

[Erradi, 2011]Erradi, Amine. Etude de l'interaction de l'hydrogène avec les couches minces de carbone amorphe hydrogéné (aC: H). Diss. Université de Toulouse, Université Toulouse III-Paul Sabatier, 2011.

F

[Frackowiak ,2001] Frackowiak, Béguin F. “Carbon materials for the electrochemical storage of energy in capacitors” *Carbon* 39 (2001), 937-950.

[Federov et al., 2005]Federov. G., B. Lassagne, M. Sagnes, B. Raquet, J. M. Broto, F. Triozon, S. Roche, and E. Flahaut, ‘ ‘ Gate dependant magnetoresistance phenomena in carbon nanotubes’ ’ *Phys. Rev. Lett.* 94, 066801, 2005

[Filonenko, 1940] Filonenko-borodich mm. (1940). some approximate theories of the elastic foundation. *uch. zap. mosk. gos, univ. mekh.*, n° 46, pp. 3-18.

[Filonenko ,1945] Filonenko-borodich mm. (1945). a very simple model of an elastic foundation capable of spreading the load sbtr. *mosk.elektro.inst.inzh.trans.*, n°53, transzheldorizdat.

[Flahaut et al., 2003] E. Flahaut, R. Bacsá, A. Peigney, Ch. Laurent “Gram-Scale CCVD Synthesis of DoubleWalled Carbon Nanotubes” *Chem. Commun.*, pp1442-1443, 2003

[Foster, 2005] Foster J., Singamaneni, S., Kattumenu, R., & Bliznyuk, V. (2005). Dispersion and phase separation of carbon nanotubes in ultrathin polymer films. *Journal of colloid and interface science*, 287(1), 167-172.

[Frédéric, 2001] Frédéric.B; Travail de diplôme; Département de chimie; École d'ingénieur et d'Architecture de Fribour Hochschule Fui Technik and Architektur Freitur ,2001

G

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

[Gorbunov,1941] Gorbunov-Pasadovmi. (1941), Slabson elastic foundations. Gosstroizdat, Moscow

[Gorbunov,1949] Gorbunov-Pasadov M.I,(1949). Beams and slabs on elastic foundations. Mashstroizdat, Moscow

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

H

- [Harr me ,1977] Harr, M. E. (1977), *Mechanics Of Particulate Media - A Probabilistic Approach*, McGrawHill.
- [Han, 2007] Han, Y., Elliott, J., (2007), “Molecular dynamics simulations of the elastic properties of polymer/carbon nanotube composites, *Comput. Mater. Sci.* 39, pp 315-323.
- [Harr me, 1987] Harr, M. E. (1987), *Reliability-Based Design In Civil Engineering*, McGraw-Hill (Tx), Dover Publications Inc.
- [Harr me. et al., 1966] HARR ME. (1966). *Foundations of Theoretical Soil Mechanics*. McGraw-Hill, New York
- [Harr me. et al., 1969] HARR ME. et al. (1969). Euler beams on a two-parameter foundation model. *J Soil Mech Found Div., ASCE*, vol. 95, pp. 933-948.
- [Hamidi, 2018] Hamidi, A., Zidour, M., Bouakkaz, K., & Bensattalah, T. (2018). Thermal and Small-Scale Effects on Vibration of Embedded Armchair Single-Walled Carbon Nanotubes. In *Journal of Nano Research* (Vol. 51, pp. 24-38). Trans Tech Publications.
- [Hertel et al., 2005] Hertel. T, A Hagen, V. Talalaev, K. Arnold, H. Henrich, M. Kappes, S. Rosenthal, Ja. McBride, H. Hulricht, and E. Flahaut, “Spectroscopy of single and double carbon nanotubes in different environments”, *Nano Lett.* 5, 511-514, 2005
- [Hiura et al., 1995] Hiura H., Ebbesen T. W., Tanigaki K. “Opening and purification of carbon nanotubes in high yields” *Adv. Mat.* 7(3) (1995), 275-276.
- [Hoang, 2016]. Hoang.v T., (2016), “Thermal buckling and postbuckling behavior of functionally graded carbon-nanotube-reinforced composite plates resting on elastic foundations with tangential-edge restraints”, *Journal of Thermal Stresses*, DOI: 10.1080/01495739.2016.1254577
- [Houari, M et al., 2016] Houari, M. S. A., Tounsi, A., Bessaim, A., & Mahmoud, S. R. (2016). A new simple three-unknown sinusoidal shear deformation theory for functionally graded plates. *Steel and Composite Structures*, 22(2), 257-276.
- [Hu, 2005] Hu, N., Fukunaga, H., Lu, C., Kameyama, M., Yan. B., (2005), “Prediction of elastic properties of carbon nanotube reinforced composites”, *Proc. Royal Soc. A* 461, pp. 1685-1710.
- [Hussain, 2019] Hussain, M., Naeem, M. N., Tounsi, A., & Taj, M. (2019). Nonlocal effect on the vibration of armchair and zigzag SWCNTs with bending rigidity. *Advances in nano research*, 7(6), 431-442.

I

- [I. Teraoka et al., 2001] I. Teraoka, *Polymer Solutions, An introduction to physical properties*, Ed. Polytechnic University Brooklyn, New York, (2002).

J

- [J.f. colomer et al., 2003] J.F. Colomer, L. Henrard, E. Flahaut, G Van Tondeloo, A. A. Licas, and Ph. Lambin, “Rings of double walled carbon nanotube bundles”, *Nano Lett.* 3, 685-689, 2003
- [J.l.h. chau et al., 2007]. J.l.h. chau, Y.m. lin, A.k. li, w.f. su, k.s. chang, s.l.c. Hsu and T.L. LI “Transparent high refractive index nanocomposite thin films” *Materials Letters*, vol.61(14- 15), p.2908–2910, 2007
- [J.y. nam et al., 2003]. J.Y. NAM, S.S. RAY, and M. OKAMOTO “Crystallization behavior and morphology of biodegradable polylactide/layered silicate nanocomposite” *Macromolecules*, vol.36 (19), p.7126–7131, 2003

K

- [Kathi ,2009], J., Rhee, K. Y., & Lee, J. H. (2009). Effect of chemical functionalization of multi-walled carbon nanotubes with 3-aminopropyltriethoxysilane on mechanical and morphological properties of epoxy nanocomposites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 40(6-7),800-809.
- [Kashiwagi, 2002]T. Kashiwagi, E. Grulke, J. Hilding, R. Harris, W. Awad, J. Douglas, *Macromolecular Rapid Communication*, 2002, 23, 761-765.
- [Kaci, 2018], Kaci, A., Houari, M.S.A., Bousahla, A.A., Tounsi, A., Mahmoud, S.R. (2018), "Post-buckling analysis of shear-deformable composite beams using a novel simple two-unknown beam theory", *Structural Engineering and Mechanics*, 65(5), 621-631.
- [Karami et al., 2019] Karami, B., Janghorban, M., Tounsi, A. (2019a), "On exact wave propagation analysis of triclinic material using three dimensional bi-Helmholtz gradient plate model", *Structural Engineering and Mechanics*, 69(5), 487-497.
- [Karami et al., 2019] Karami, B., Janghorban, M., Tounsi, A. (2019b), "Wave propagation of functionally graded anisotropic nanoplates resting on Winkler-Pasternak foundation", *Structural Engineering and Mechanics*, 7(1), 55-66.
- [Karami et al., 2019]., Karami, B., Shahsavari, D., Janghorban, M., Tounsi, A. (2019c), "Resonance behavior of functionally graded polymer composite nanoplates reinforced with grapheme nanoplatelets", *International Journal of Mechanical Sciences*, 156, 94-105.
- [Karami et al., 2019]., Janghorban, M. and Tounsi, A. (2019d), "Galerkin's approach for buckling analysis of functionally graded anisotropic nanoplates/different boundary conditions", *Engineering with Computers*. 35, 1297-1316.
- [Karami et al., 2018] Karami, B., Janghorban, M., Tounsi, A. (2018a), "Variational approach for wave dispersion in anisotropic doubly-curved nanoshells based on a new nonlocal strain gradient higher order shell theory", *Thin-Walled Structures*, 129, 251–264.
- [Karami et al., 2018] Karami, B., Janghorban, M., Shahsavari, D., Tounsi, A. (2018b), "A size-dependent quasi-3D model for wave dispersion analysis of FG nanoplates", *Steel and Composite Structures*, 28(1), 99-110.
- [Karami et al., 2018] Karami, B., Janghorban, M., Tounsi, A. (2018c), "Nonlocal strain gradient 3D elasticity theory for anisotropic spherical nanoparticles", *Steel and Composite Structures*, 27(2), 201-216.
- [Karami et al 2017] Karami, B., Janghorban, M., Tounsi, A. (2017), "Effects of triaxial magnetic field on the anisotropic nanoplates", *Steel and Composite Structures*, 25(3), 361-374.
- Ke , LKe , L.L., Yang, J., Kitipornchai, S.,(2010), "Nonlinear free vibration of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite beams", *Compos. Struct.*92 pp. 676-683.
- [Kerr, 1964] Kerr, A. D. (1964). Elastic and viscoelastic foundation models. *Journal of Applied Mechanics*, 31(3), 491-498.
- [Kerr, 1965] Kerr, A. D. (1965). A study of a new foundation model. *ActaMechanica*, 1(2), 135-147.
- [Kim ,2007] J.Y. Kim, H.S. Park, S.H. Kim, *Journal of Applied Polymer Science*, 2007, 103, 1450-1457.
- [Kirkpatrick, 1973]S. Kirkpatrick, S, Percolation and conduction. *Reviews of Modern Physics* 73, 45(4), 574-588.
- [Kilbride ,2002].B. E.Kilbride, J. N. Coleman, J.Fraysse, P. Fournet, M.Cadek, A. Drury, S. Hutzler, S.Roth, W. J.Blau, Experimental observation of scaling laws for alternating current anddirect current conductivity in polymer-carbon nanotube composite thin films. *Journal of Applied Physics* 2002, 92 (7), 4024-4030.
- [Kiani ,2017], Y. (2017). Thermal post-buckling of FG-CNTreinforcedcomposite plates. *Composite Structures*, 159,299-306.[Kasaliwal 2011], G. R., Gödel, A., Pötschke, P., & Heinrich, G. (2011). Influences of polymer matrix melt viscosity and molecular weight on MWCNT agglomerated dispersion. *Polymer*, 52(4),1027-1036.[Kim, 2012] Kim, S. W., Kim, T., Kim, Y. S., Choi, H. S., Lim, H. J., Yang, S. J., & Park, C.

- R. (2012). Surface modifications for the effective dispersion of carbon nanotubes in solvents and polymers. *Carbon*, 50(1), 3-33.
- [Khayat, 2018] Khayat, M., Dehghan, S. M., Najafgholipour, M. A., & Baghlani, A. (2018). Free vibration analysis of functionally graded cylindrical shells with different shell theories using semi-analytical method. *Steel and Composite Structures*, 28(6), 735-748.
- [Khiloun, 2019] Khiloun, M., Bousahla, A.A., Kaci, A., Bessaim, A., Tounsi, A., Mahmoud, S.R. (2019), "Analytical modeling of bending and vibration of thick advanced composite lates using a four-variable quasi 3D HSDT", *Engineering with Computers.*, <https://doi.org/10.1007/s00366-019-00732-1>
- [Khelifa et al., 2018] Khelifa, Z., Hadji, L., Daouadji, T. H., & Bourada, M. (2018). Buckling response with stretching effect of carbon nanotube-reinforced composite beams resting on elastic f.
- [Kiani et al., (2016)] Kiani, Y. (2016). Shear buckling of FG-CNT reinforced composite plates using Chebyshev-Ritz method. *Composites Part B: Engineering*, 105, 176-187.
- oundation. *Struct. Eng. Mech*, 67(2), 125-130.
- [Kolahchi, 2016], R., Safari, M., & Esmailpour, M. (2016). Dynamic stability analysis of temperature-dependent functionally graded CNT-reinforced visco-plates resting on orthotropic elastomeric medium. *Composite Structures*, 150, 255-265.
- [Kolahchi, 2015] Kolahchi, R., Bidgoli, M.R., Beygipoor, G. and Fakhar, M.H. (2015), "A nonlocal nonlinear analysis for buckling in embedded FG-SWCNT-reinforced microplates subjected to magnetic field", *Journal of Mechanical Science and Technology*, 29(9), 3669-677.
- [Kolahchi, 2017] Kolahchi, R., Zarei, M.S., Hajmohammad, M.H., Nouri, A. (2017), "Wave propagation of embedded viscoelastic FG-CNT-reinforced sandwich plates integrated with sensor and actuator based on refined zigzag theory", *International Journal of Mechanical Sciences*, 130, 534-545.

L

- [Lee, 1998] H.P. Lee, Dynamic response of a Timoshenko beam on a Winkler foundation subjected to a moving mass. *Applied Acoustics* 55 (1998), 203-215.
- [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, 2004] T.X. Liu, I.Y. Phang, L. Shen, S.Y. Chow, W.D. Zhang, *Macromolecules*, 2004, 37, 214.
- [Li, 2007] C. Y Li, E.T. Thostenson, T. W. Chou, Dominant role of tunneling resistance in the electrical conductivity of carbon nanotube-based composites. *Applied Physics Letters* 2007, 91 (22).
- [Li, 2007], Y., & Shimizu, H. (2007). High-shear processing induced homogenous dispersion of pristine multiwalled carbon nanotubes in a thermoplastic elastomer. *Polymer*, 48(8), 2203-2207
- [Lin, 2009] W., Moon, K. S., & Wong, C. P. (2009). A combined process of in situ functionalization and microwave treatment to achieve ultrasmall thermal expansion of aligned carbon nanotube-polymer nanocomposites: toward applications as thermal interface materials. *Advanced Materials*, 21(23), 2421-2424
- [Long et al., 2019] Long, V. T., & Van Tung, H. (2020). Thermal postbuckling behavior of CNT-reinforced composite sandwich plate models resting on elastic foundations with tangentially restrained edges and temperature-dependent properties. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 33(10), 1396-1428.
- [Lur'e, 1964] Lur'e A.I. (1964). *Three dimensional problems of the theory of elasticity*. Interscience, New-York.
- [Lv, 2011], P., Feng, Y. Y., Zhang, P., Chen, H. M., Zhao, N., & Feng, W. (2011). Increasing the interfacial strength in carbon fiber/epoxy composites by controlling the orientation and length of carbon nanotubes grown on the fibers. *Carbon*, 49(14), 4665-4673.

M

- [Ma et al., 2010], P. C., Mo, S. Y., Tang, B. Z., & Kim, J. K. (2010). Dispersion, interfacial interaction and re-agglomeration of functionalized carbon nanotubes in epoxy composites. *Carbon*, 48(6), 1824-1834.
- [Mahmoud, 2019] Mahmoud, S.R. (2019), "Static analysis of laminated reinforced composite plates using a simple first-order shear deformation theory", *Computers and Concrete*, (Accepted).
- [Ma,2009]X. 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.
- [Maurin 2001] Maurin G., Stepanek I., Bernier P., Colomer J.-F., Nagy J.B., Henn F. "Segmented and opened multi-walled carbon nanotubes" *Carbon* 39 (2001), 1273-1278
- [Mahi,2015] Mahi, A., AddaBedia, E.A. and Tounsi, A.(2015), "A new hyperbolic shear deformation theory for bending and free vibration analysis of isotropic, functionally graded, sandwich and laminated composite plates", *Appl. Math. Modelling.*,39(9), 2489-2508.
- [Mahmoudi et al., 2019], Mahmoudi "A refined quasi-3D shear deformation theory for thermo-mechanical behavior of functionally graded sandwich plates on elastic foundations", *Journal of Sandwich Structures & Materials*, 21(6), 1906-1929.
- [Mahmoud, 2019] Mahmoud, S.R. (2019), "Dynamic and stability analysis of functionally graded material sandwich plates in hygro-thermal environment using a simple higher shear deformation theory", *Journal of Sandwich Structures & Materials*. <https://doi.org/10.1177/1099636219845841>
- [Menasria ,2017] Menasria, A., Bouhadra, A., Tounsi, A., Bousahla, A. A., & Mahmoud, S. R. (2017). A new and simple HSDT for thermal stability analysis of FG sandwich plates. *Steel and Composite Structures*, 25(2), 157-175.
- [Mehar, 2017] Mehar, K, Panda, S.K., Mahapatra, T.R. (2017), "Thermoelastic nonlinear frequency analysis of CNT reinforced functionally graded sandwich structure", *European Journal of Mechanics / A Solids*, 65, 384-396.
- [Mehar, 2017] Mehar, K ,Panda, S.K. (2017), "Thermoelastic analysis of FG-CNT reinforced shear deformable composite plate under various loading", *International Journal of Computational Methods*,14(2), 1750019.
- [Mirzaei, 2015], Mizaei, & Kiani, Y. (2015). Snap-through phenomenon in a thermally postbuckled temperature dependent sandwich beam with FG-CNTRC face sheets. *Composite Structures*, 134, 1004-1013.
- [Moniruzzaman el al., 2006], M., & Winey, K. I. (2006). Polymer nanocomposites containing carbonnanotubes. *Macromolecules*, 39(16)5194-5205.
- [Moingeon, 2006]F. Moingeon ; Thèse de Doctorat ; option chimie; Université LouisPasteur Strasbourg I, (2006).
- [Mokashi , 2007].Mokashi , V.V., Qian, D., Liu , Y.J.,(2007), "A study on the tensile response and fracture in carbon nanotube-based composites using molecular mechanics", *Compos. Sci. Technol.* 67,pp 530-540.
- [Mokhtaret al., 2018] Mokhtar, Y., Heireche, H., Bousahla, A.A., Houari, M.S.A., Tounsi, A., Mahmoud, S.R. (2018), "A novel shear deformation theory for buckling analysis of single layer graphene sheet based on nonlocal elasticity theory", *Smart Structures Systems*, 21(4), 397-405.
- [Moradi-Dastjerdi, 2016] Moradi-Dastjerdi"Wave propagation in functionally graded composite cylinders reinforced by aggregated carbon nanotube", *Struct. Eng. Mech.*, 57(3), 441-456.

N

- [Ning, 2012], Ning, Fu, S., Zhang, W., Chen, F., Wang, K., Deng, H., ...& Fu, Q. (2012). Realizing the enhancement of interfacial interaction in semicrystalline polymer/filler composites via interfacial crystallization. *Progress in polymer science*, 37(10), 1425-1455.

O

[O.Billard, 1998] O.Billard, Thèse de Doctorat; option chimie organique et Macromoléculaire; Université Des sciences et Technologies de LILLE, (1998).

P

[Park, 2002] Park, C., Ounaies, Z., Watson, K. A., Crooks, R. E., Smith Jr, J., Lowther, S. E., ... & St Clair, T. L. (2002). Dispersion of single wall carbon nanotubes by in situ polymerization under sonication. *Chemical physics letters*, 364(3-4), 303-308.

[Pasternak, 1954] Pasternak, P. L. "On a new method of an elastic foundation by means of two foundation constants." *Gosudarstvennoe Izdatelstvo Literaturi po Stroitelstve i Arkhitekture* (1954).

[Penu , (2008)] Penu .C. (2008), "Nanocomposites à matrice polyamide 6 ou polystyrène et à renforts de nanotubes du carbone"

[P. c ma et al., 2010]P. C Ma, Siddiqui, N. A., Marom, G., & Kim, J. K. (2010). Dispersion and functionalization of carbon nanotubes for polymer-based nanocomposites: a review. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 41(10), 1345-1367.

[P.j. flory , 1953] P.J. Flory. *Principles of Polymer Chemistry*; Ithaca, NY: Cornell University Press, (1953).

[Popovg, 1971]Popov, G. Ya. "Plates on a linearly elastic foundation (a survey)." *Soviet Applied Mechanics* 8.3 (1972): 231-242

R

[R. Moulay ,2004] R. Moulay Contribution à l'étude de l'adsorption physique de gaz sur les nanotubes de carbone mono- et multiparois (2004),47-48-49-50.

[R. Palkovits et al., 2005]. R. Palkovits, h. althues, a. ruplecker, b. tesche, a. dreier, u. holle, g. fink, c.h. cheng, d.f. shantz and s. kaskel "Polymerization of W/O micro emulsions for the preparation of transparent SiO₂/PMMA nanocomposites" *Langmuir*, vol.21 (13), p.6048–6053, 2005

[R. r. meyer, 2000] R. Meyer Discrete atom imaging of one-dimensional crystals formed within single-walled carbon nanotubes, R. R. Meyer, J. Sloan, R. E. Dunin-Borkowski, A. I. Kirkland, M. CNovotny, S. R. Bailey, J. L. Hutchison, M. L. H. Green, *Science*, 2000, 289, 1324-1326Pdf-68P109

S

[Sagnes et al., 2003] M. Sagnes, B. Raquet, B. Lassagne, J. M. Broto, E. Flahaut, CH. Laurent, Th. Ondarçuhu, F. Carcenac, and Ch. Vieu, "Probing the electronic properties of individual carbon nanotube in 35T pulsed magnetic field", *Chem. Phys. Lett.* 372, 733, 2003

[Satishkumar,1996] Satishkumar B. C., Govindaraj A., Mofokeng J., Subbanna G. N., Rao C . N. R. "Novel experiments with carbon nanotubes: opening, filling, closing and functionalizing nanotubes" *J. Phys. B* 29 (1996) 4925-4934

[Semmah ,2019], A., Heireche, H., Bousahla, A. A., & Tounsi, A. (2019). Thermal buckling analysis of SWBNNT on Winkler foundation by non local FSDT. *Advances in nano research*, 7(2), 89.

[Selvadurai, 1985] Selvadurai, A.P.S (1985), Soil-pipeline interaction during ground movement, *Civil Engineering in the Arctic Offshore*, ASCE Speciality Conference, 1985, San Francisco, Etats-Unis, p 763-773.

[Seguini ,2016]Seguini, M. (2016). Vers une modélisation plus réaliste du comportement des structures enterrées : non linéarité géométrique des structures combinée à la non linéarité matérielle du sol et à sa variabilité spatiale, thesis.

- [S. Hingorani et al., 1993] S. Hingorani, V. Pillai, P. Kumar, M.S. Multani, D.O. Shah, *Materials*
- [S. Jouenne., 2003] S. Jouenne, Thèse de Doctorat ; option chimie et physicochimie des polymères; Université Pierre et Marie Curie, (2005).
- [Skowroński et al., 2003] Skowroński J. M., Scharff P., Pfänder N., Cui S. “Room temperature electrochemical opening of carbon nanotubes followed by hydrogen storage” *Adv. Mat.*15(1) (2003), 55-57.
- [Stepanek et al., 2000]Stepanek I., Maurin G., Bernier P., Gavillet P., Loiseau A., Edwards R., Jaschinski O. “Nano-mechanical cutting and opening of single wall carbon nanotubes” *Chem. Phys. Lett.* 331 (2000), 125-131
- [S. Osswald et al., 2005] S. Osswald, E. Flahaut, H. Ye, and Y. Gogotsi, “ Elimination of D-Band in raman spectra of double carbon nanotubes by oxydation”, *Chem. PhysLett.* 402, 4222005
- [Song ,2005] Song, Y. S., & Youn, J. R. (2005). Influence of dispersion states of carbon nanotubes on physical properties of epoxy nanocomposites. *Carbon*, 43(7), 1378-1385.
- [Strus, 2009] Strus,M. C., Cano, C. I., Pipes, R. B., Nguyen, C. V., & Raman, A. (2009). Interfacial energy between carbon nanotubes and polymers measured from nanoscale peel tests in the atomic force microscope. *Composites Science and Technology*, 69(10), 1580-1586.
- [Stepanek ,2001] Stepanek . “Contribution à l’étude du stockage de l’hydrogène dans les nanotubes de carbone” Thèse, Université Montpellier II (2001).
- Research Bulletin 28 (12): 1303-1310 (1993).

T

- [Tahouneh, 2016] Tahouneh,V., & Naei, M. H. (2016). 3D free vibration analysis of elastically supported thick nanocomposite curved panels with finite length and different boundary conditions via 2D GDQ method. *Mechanics of Advanced Materials and Structures*, 23(10),
- [Tavares ,2006] Céline Tavares russo ‘ Etude et Réalisation de jonctions p/n en diamant ‘2006 P6
- [Thai ,2011]Thai, H. T., & Choi, D. H. (2011). A refined plate theory for functionally graded plates resting on elastic foundation. *Composites Science and Technology*, 71(16), 1850-1858.
- [T.labbaye, 2015]T. LABBAYEEtude du potentiel des nanotubes de carbone dans la microélectronique de puissance 2005 P76
- [Touka ,2013].TOUKA, Nassim. Dispersion des nano-cristaux semi conducteurs dans des matrices à large bande interdite.
- [Tomalia et al., 2001]D.A. Tomalia, J. M .J. Fréchet. *Dendrimers and other Dendritic Polymers*; Wiley, New York, (2001).
- [Tournus et al.,2005] Tournus F and J-C Charlier. Ab initio study of benzene adsorption on carbon anotubes. *PhysicalReview B*, 71 :165421, 2005
- [Tomalia et al., 1985] Tomalia, D. A., Baker, H., Dewald, J., Hall, M., Kallos, G., Martin, S., Roeck, J., Ryder, J., Smith, P., *Polym. J.* (1985), 17, 117. [Tsang1993] Tsang S. C., Harris P. J. .F, Green M. L. H. “Thinning and opening of carbon nanotubes by oxidation using carbon dioxide” *Nature* 362 (1993), 520-522.
- [G.R. Newkome et al., 2003] G.R. Newkome, Z.Q. Yao, Baker, V.K.G. Gupta. *J. Org. Chem.* 1985, 50,(2003) .

V

- [Van et al., 2020] Van,Tung, H., & Trang, L. T. N. (2020). Thermal postbuckling of shear deformable CNT-reinforced composite plates with tangentially restrained edges and temperature-dependent properties. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 33(1), 97-124

[Vigolo et al., 2001] Vigolo, B., Pénicaud, A., Coulon, C., Sauder, C., Pailler, R., Journet, C., ... & Poulin, P. (2001, November). A simple method to make carbon nanotubes fibers. In AIP Conference Proceedings (Vol. 591, No. 1, pp. 562-567). American Institute of Physics.

[Villmow, 2008], Villmow T., Pötschke, P., Pegel, S., Häussler, L., & Kretzschmar, B. (2008). Influence of twin-screw extrusion conditions on the dispersion of multi-walled carbon nanotubes in a poly (lactic acid) matrix. *Polymer*, 49(16), 3500-3509.

[Vlassov, 1956] Vlassov, V.L., Leontiev, N.H. (1956), Beams plates and shells on elastic foundations. translated from russian to english by barouch, a. jerusalem : israel program for scientific translations, 1966.

[Vuong et al., 2019] Vuong, P. M., & Duc, N. D. (2019). Nonlinear buckling and postbuckling of a FGM toroidal shell segment under a torsional load in a thermal environment within Reddy's third-order shear deformation shell theory. *Mechanics of Composite Materials*, 55(4), 467-482.

W

[Wattanasakulpong, 2015] Wattanasakulpong, N., & Chaikittiratana, A. (2015). Flexural vibration of imperfect functionally graded beams based on Timoshenko beam theory: Chebyshev collocation method. *Meccanica*, 50(5), 1331-1342.

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

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

[W. Chiang et al., 2001] W. Chiang, B.E. Brinson, R.E. Smalley, J.L. Margrave, R.H. Hauge "Purification and characterization of single -wall carbon nanotubes", *J.Phys.Chem.B*, 105, pp.1157-1161, 2001

[Winkler ,1987] Winkler elastic foundation. *Journal of Sound and Vibration* 115 (1987), 233-241.

Y

[Yann, 2013] Almadori, Y. (2013). Fonctionnalisation non-covalente de nanotubes de carbone mono-feuillets: étude du confinement de molécules photo-actives et intercalation de rubidium (Doctoral dissertation, Université Montpellier II-Sciences et Techniques du Languedoc).

[Yang , 2010] Yang, S. Y., Ma, C. C. M., Teng, C. C., Huang, Y. W., Liao, S. H., Huang, Y. L., ... & Chiou, K. C. (2010). Effect of functionalized carbon nanotubes on the thermal conductivity of epoxy composites. *Carbon*, 48(3), 592-603.

[Yuan , 2011] Yuan, J. K., Yao, S. H., Dang, Z. M., Sylvestre, A., Genestoux, M., & Bai, J. (2011). Giant dielectric permittivity nanocomposites: realizing true potential of pristine carbon nanotubes in polyvinylidene fluoride matrix through an enhanced interfacial interaction. *The Journal of Physical Chemistry C*, 115(13), 5515-5521

Z

[Zhao , 2017], Z., Teng, K., Li, N., Li, X., Xu, Z., Chen, L., ... & Liu, Y. (2017). Mechanical, thermal and interfacial performances of carbon fiber reinforced composites flavored by carbon nanotube in matrix/interface. *Composite Structures*, 159, 761-772

[Zhang , 2015] Zhang , L.W., Lei , Z.X., Liew , K.M. (2015), "Computation of vibration solution for functionally graded carbon nanotube-reinforced composite thick plates resting on elastic foundations using the element-free IMLS-Ritz method", *Applied Mathematics and Computation* 256 pp. 488-504.

[Zenkour , 2006] Zenkour , A.M., (2006), "Generalized shear deformation theory for bending analysis of functionally graded plates", *Appl. Math. Model.* 30 pp 67-84.

[Zenkour , 2009] Zenkour, A.M., (2009), "The refined sinusoidal theory for FGM plates on elastic foundations, *Int. J. Mech. Sci.* 51 PP 869-880.

-
- [Zhou, 1993] D. Zhou, A General solution to vibrations of beams on variable Winkler elastic foundation. *Computers & Structures* 47 (1993), 83-90
- [Zhou, D.2004], Zhou, D., Cheung, Y.K., Lo, S.H., Au, F.T.K., (2004), "Three-dimensional vibration analysis of rectangular thick plates on Pasternak foundation", *Int. J. Numer. Methods Eng.* 59, pp 1313–1334.
- [Zhu,2007] Zhu, R., Pan, E., Roy, A.K.,(2007), "Molecular dynamics study of the stress-strain behavior of carbon- nanotube reinforced Epon 862 composites", *Mater. Sci. Eng. A* 447 51-57.
- [Zine et al., 2018] Zine, A., Tounsi, A., Draiche, K., Sekkal, M., Mahmoud, S.R. (2018), "A novel higher-order shear deformation theory for bending and free vibration analysis of isotropic and multilayered plates and shells", *Steel and Composite Structures*, 26(2), 125-137.
- [Zidour, 2012] M. Zidour, Etude du comportement mécanique des nanotubes en carbone entourés par une matrice polymère, thèse de doctorat, Université Djilali Liabes De Sidi Bel Abbes, (2012)