

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université Ibn Khaldoun Tiaret

Faculté des Sciences Appliquées

Département de Génie civil



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

Spécialité : Génie Civil

Option: Structures

Présenté par :

SELLAM DJAOUIDA

SI BACHIR IKRAM

Sujet du mémoire

**L'effet de la distribution de porosité sur la
stabilité d'une Plaque (FG CNT)**

Soutenu publiquement le 18/06/2025 devant le jury composé de:

Pr. T. BENSATTALAH

Président

Pr. M. ZIDOUR

Encadreur

Dr. A. BENAHMED

Co-Encadreur

Pr. A. SAOULA

Examineur

Pr. T. HASSAINE, DAOUADJI

Examineur

Dr. A. KABLIA

Examinatrice

Promotion:2024/2025



Remerciement

On remercie dieu ALLAH le tout puissant de nous avoir donné la santé et la volonté d'entamer et de terminer ce mémoire.

Tout d'abord, ce travail ne serait pas aussi riche et n'aurait pas pu avoir le jour sans l'aide et l'encadrement de Mr **Mohamed Zidour**, et **BENAHMED ABDELILLAH** on le remercie pour la qualité de son encadrement exceptionnel, pour sa patience, sa rigueur et sa disponibilité durant notre préparation de ce mémoire.

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

Nous remercions sincèrement nos professeurs de génie civil pour leur engagement, leur pédagogie et leur accompagnement tout au long de notre formation. Grâce à vous, nous avons acquis les bases solides nécessaires pour évoluer dans ce domaine exigeant. Votre passion et votre dévouement resteront une source d'inspiration pour nous.

Enfin on tient à exprimer vivement nos remerciements avec une profonde gratitude à toutes les personnes qui ont contribué de près ou de loin à sa réalisation, car un projet ne peut pas être le fruit d'une seule personne.

Dédicace

Je dédie ce mémoire à mes chers parents qui ont été toujours à mes côtés et m'ont toujours soutenu tout au long de ces longues années d'études. En signe de reconnaissance, qu'ils trouvent ici, l'expression de ma profonde gratitude pour tout ce qu'ils ont consenti d'efforts et de moyens pour me voir réussir dans mes études.

A mes sœurs et mes frères.

A tous la famille **SI BACHIR**

Et toutes mes amies, et sur tout **Asmaa, Asma, Aya, kaouthar, Khadîdja, AFAF, Malak et HALIMA.**

A tous ceux qui me sont chers, aux personnes qui m'ont aidé et encouragé, qui étaient toujours à mes cotes et qui m'ont accompagné durant mon chemin de travail.

A la fin Nous demandons à Dieu pour nos frères en Palestine avec victoire, patience et force.

IKRAM

Dédicace

Je dédie de tout mon cœur ce travail :

A ma famille qui était toujours présente pour croire en moi, pour m'avoir permis de mener à bien ce rêve et qui à chaque fois m'a fait confiance quand il m'est arrivé de douter. Pour leur soutien inconditionnel, leur présence discrète dans ma vie et aussi pour avoir fait de moi ce que je suis, quoi que vous en pensiez, je vous assure que si je suis arrivée là, c'est grâce à vous :

Mon père et ma mère.

Mes chers frères.

A mes chères amies Pour leurs aides et supports dans les moments difficiles.

A toute ma famille, A tous mes autres ami(e)s.

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

DJAOUIDA

Abstract

This study analyses the influence of porosity and different distributions of carbon nanotubes (CNTs) on the buckling stability of nano-composite plates. Three types of porous plates assumed to be simply supported, namely uniform distribution plates (UD-CNT) and functionally graduated plates (X-CNT, O-CNT), are taken into account. Single-walled carbon nanotubes are used for the reinforcement of these plates. Using an analytical approach based on the theory of high-order shear deformation plates, we have determined the critical buckling load for various types of plates and the solutions are obtained using Hamilton's principle. The solutions found are verified by comparing with some results found in the literature. The results obtained show that the porosity distribution, the CNT volume fraction and the geometric ratios considerably influence the ability of these plates to resist buckling.

Keywords: Critical load; Nanotubes; Buckling; Deformation; Hamilton; Porosity.

Résumé

Cette étude analyse l'influence de la porosité et de différentes distributions de nanotubes de carbone (NTC) sur la stabilité au flambement de plaques nano-composites. Trois types de plaques poreuses supposées être simplement appuyées, à savoir les plaques à distribution uniforme (UD-CNT) et fonctionnellement graduées (X-CNT, O-CNT), sont pris en compte. Des nanotubes de carbone à paroi simple sont utilisés pour le renforcement de ces plaques. En utilisant une approche analytique basée sur la théorie des plaques de déformation par cisaillement d'ordre élevé, nous avons déterminé la charge critique de flambement pour divers types de plaques et les solutions sont obtenues en utilisant le principe de Hamilton. Les solutions trouvées sont vérifiées en comparant avec certains résultats trouvés dans la littérature. Les résultats obtenus montrent que la distribution de la porosité, la fraction volumique de NTC et les rapports géométriques influencent considérablement la capacité de ces plaques à résister au flambement.

Mots - clés : Charge critique ; Nanotubes ; Flambement; Déformation; Hamilton; Porosité.

ملخص

تحلل هذه الدراسة تأثير المسامية والتوزيعات المختلفة للأنابيب النانوية الكربونية على ثبات الانبعاج الألواح النانوية المركبة. ثلاثة أنواع من لوحات مسامية يفترض أن تكون معتمدة ببساطة، وهي لوحات توزيع موحدة (UD-CNT) ولوحات متدرجة وظيفيا (X-CNT, O-CNT)، تؤخذ بعين الاعتبار. تستخدم الأنابيب النانوية الكربونية أحادية الجدار لتعزيز هذه الألواح. باستخدام نهج تحليلي يعتمد على نظرية ألواح تشوه القص عالية الترتيب ، حددنا حمل الانبعاج الحرج لأنواع مختلفة من الألواح ويتم الحصول على الحلول باستخدام مبدأ هاملتون. يتم التحقق من الحلول التي تم العثور عليها من خلال المقارنة مع بعض النتائج الموجودة في الأدبيات. تظهر النتائج التي تم الحصول عليها أن توزيع المسامية وجزء النسب الهندسية تؤثر بشكل كبير على قدرة هذه الصفائح على مقاومة الانبعاج.

الكلمات المفتاحية: الحمل الحرج ؛ الأنابيب النانوية ؛ الانبعاج ؛ تشوه ؛ هاملتون ؛ المسامية .

Table des matières

TABLE DES MATIERES

Remerciement.....	i
Dédicace	ii
Abstract.....	i
Résumé	ii
ملخص.....	iii
Liste des figures	x
Liste des tableaux	xiii
Liste des abreviations.....	xv
Liste de notations.....	xviii
Introduction générale.....	1

Chapitre I: Généralité sur les nanotubes de carbone

I.1 Introduction	4
I.2 Historique du nanotube de carbone.....	4
I.3 Structure géométrique et morphologie.....	5
I.3.1 Nanotubes de carbone multi Feuillet MWNT	6
I.3.2 Nanotubes de carbone mono-feuillets SWNT.....	6
I.4 Propriété des nanotube de carbone.....	7
I.4.1 Propriété mécanique.....	7
I.4.2 Propriété électronique	8
I.4.3 Propriété thermique	9
I.5 Les principales applications actuelles et potentielles	9
I.5.1 Applications au génie civil.....	10
I.6 Les méthodes de synthèse.....	10
I.6.1 Méthode d’ablation de laser	10
I.6.2 Méthode de l’arc électrique.....	12
I.6.3 La Méthode de HiPco.....	13
I.7 Risques et préventions.....	14
I.8 Conclusion	15

Chapitre II: Aperçu générale sur les nano-composites

II.1 Introduction.....	17
-------------------------------	-----------

II.2 Définition.....	17
II.3 Morphologie des nano-composites.....	18
II.3.1 Nano-composites synthétiques.....	18
II.3.2 Nano-composites naturels	18
II.3.3 Nano-composites à matrice polymère	18
II.4 Classification des nano composites suivant la nature de la matrice.....	19
II.4.1 Les composites à matrice organique (polymère) :	19
II.4.1.1 Composites à matrices thermoplastiques (TP)	19
II.4.1.2 Composites à matrices thermodurcissables (TD)	19
II.4.2 Les composites à matrice métallique	19
II.4.3 Les composites à matrice céramique	19
II.5 Classification des nano-composites suivant la géométrie	20
II.6 Classification des nano composites suivants les différents types de renforts.....	21
II.6.1 Les nanoparticules.....	21
II.6.2 Les nanotubes et nano fibres	21
II.6.3 Plaques/lamelles/feuillets.....	21
II.7 Propriétés des nano-composites	21
II.7.1 Propriétés électriques	21
II.7.2 Propriétés mécaniques.....	22
II.7.3 Propriétés thermiques.....	22
II.8 Les nano-composites à renforts de nano-charges carbonées.....	23
II.9 Conductivité thermique dans les nano-composites à matrice polymères	23
II.9.1 Nature intrinsèque de la charge.....	23
II.9.1 .1 (Nano) charges carbonées	24
II.9.1.2 (Nano) charges métalliques	24
II.9.1 .3 (Nano) charges céramiques	24
II.10 Caractérisation des nano-composites	25
II.10.1 Diffraction des rayons X :	25
II.10.2 Microscopie électronique.....	26
II.10.3 Rhéologie.....	26
II.11 Voies de préparations des composites à base de CNT	27
II.11.1 Dispersion physique par voie solvant	27
II.11.2 Dispersion par voie fondue.....	27

II.12 Les domaine d’application des composites	28
II.12.1 Les applications des nano-composites	28
II.12.2 Les composites dans la construction civiles	29
II.13 Avantages et inconvénients de l’ajout de nanoparticule aux polymères.....	29
II.14 Conclusion.....	30

Chapitre III: Théories des plaques

III.1 Introduction	32
III.2 Définition	32
III.3 Différents types de plaques	32
III.3.1 Les plaques isotropes.....	32
III.5 Les modèles analytiques des plaques	34
III.5.1 La théorie classique des plaques minces de Love-Kirchhoff (CPT)	34
III.5.2 La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDT).....	35
III.5.3 La théorie de déformation en cisaillement d’ordre élevé (HSDT)	36
III.6 Revue sur les différents modèles de la théorie d’ordre élevé.....	37
III.7 Conclusion	39

Chapitre IV: La porosité dans les matériaux

IV.1 Introduction.....	42
IV.2 Histoire & définition.....	42
IV.3 Applications des matériaux poreux.....	42
IV.4 Classification des matériaux poreux	43
IV.5 La caractérisation de la porosité	44
IV.5.1 Porosimétrie par Intrusion d’Eau	44
IV.5.2 Porosimétrie par intrusion de mercure	44
IV.5.3 Sotériologie	45
IV.5.4 La micro-tomographie	45
IV.5.5 Diffusion de rayonnement	45
IV.5.6 Les ultrasons.....	45
IV.5.7 Pycnomètre	46
IV.5.8 La dégradation chimique	46
IV.5.9 La tomographie électronique.....	47
IV.6 Effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux	47
IV.6.1 Porosité et module d’élasticité longitudinale (le module de Young/porosité)	48

IV.6.2 Porosité et le module de cisaillement (le module de cisaillement /porosité)	49
IV.6.3 Porosité et le coefficient de Poisson ν (le coefficient de Poisson ν /porosité)	50
IV.7 Conclusion	50

Chapitre V: Résultats et discussion

V.1 Introduction	52
V.2 Géométrie de la plaque	54
V.3 Développement mathématique.....	55
V.3.1 Equation de mouvement	55
V.4 Discussion et interprétation des résultats.....	59
V.5 Conclusion.....	68
Conclusion générale	71
Bibliographie	73

Liste des figures

Liste des figures

Chapitre I: Généralité sur les nanotubes de carbone

Figure I.1: allotropie de carbone	4
Figure I. 2: Nanotube de carbone.	5
Figure I.3: construction dun nanotube de carbone a partir du graphene.	7
Figure I. 4: nanotube de carbone.	7
Figure I.5: propriété électronique du nanotube de carbone Chiralité (n,m).	9
Figure I. 6: schéma du set-up pour la production de nanotubes de carbone par ablation laser	12
Figure I.7: Schéma d'un réacteur de synthèse de nanotube de carbone par la méthode de carbone par la méthode de l'arc électrique.....	13

Chapitre II: Aperçu générale sur les nano-composites

Figure II.1: Illustrations représentatives de nanomatériaux de dimensions différentes appliqués à la membrane nano-composite	20
Figure II.2: Images MET de (a) morphologie intercalée/ exfoliée (b) morphologie exfoliée [Morgan A. B-2003].	26
Figure II. 3: Images TEM de polycarbonate avec 0.875% en masse de MWNT: a) extrudé à 250 °C, 50 rpm et 15 min ; b) extrudé à 300 °C, 50 rpm et 15 min.	28

Chapitre III: Théories des plaques

Figure III.1: Description d'une plaque (géométrie et variables).	34
Figure III.2: Illustration de la plaque de Love Kirchhoff [Reddy 1997]	35
Figure III.3: Illustration de la plaque de Reissner-Mindlin [Reddy 1997].	36
Figure III.4: Illustration de la plaque d'ordre élevé [Reddy 1997].	36

Chapitre IV: La porosité dans les matériaux

Figure IV.1: Classification schématique des pores.	43
Figure IV.2: Représentation schématique des classes de taille des pores selon UICPA	43
Figure IV.3: schéma de la tomographie électronique [FRANK 2007].	47
Figure IV.4: Reprisontation de linfluence de la porosite sur les proprietes mecaniques de materiaux poreux.....	48

Chapitre V: Résultats et discussions

Figure V.1: (a)Géométrie de la plaque renforcée pars NTC	54
Figure V.2: La charge critique de flambement d'une plaque carrée UD-CNT en fonction de (P_0) pour différent valeur de la fraction volumique, sous un chargement uniaxiale	63
Figure V.3: La charge critique de flambement d'une plaque carrée UD-CNT en fonction de (P_0) pour différent valeur de la fraction volumique, sous un chargement bi axiale	63

Figure V.4: leffet de la distribution symétrique 1 de porosité sur la charge critique de flambement sous défèrent type de renforcement (UD-CNT, O-CNT, X-CNT, NLO-CNT, NLX-CNT) sous un chargement uniaxial	64
Figure V.5: leffet de la distribution symétrique 1 de porosité sur la charge critique de flambement sous défèrent type de renforcement (UD-CNT, O-CNT, X-CNT, NLO-CNT, NLX-CNT) sous un chargement biaxial.	65
Figure V. 6: l'effet de la porosité sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous défèrent distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement uniaxial.	66
Figure V. 7: l'effet de la porosité sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous défèrent distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement biaxial.	66
Figure V. 8: l'effet de rapport a/h sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous différant distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement uniaxial.....	67
Figure V. 9: l'effet de rapport a/h sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous différant distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement biaxial.....	68

Liste des tableaux

Liste des tableaux

Chapitre I: Généralité sur les nanotubes de carbone

Tableau I.1 : Comparaison des propriétés mécaniques des CNT et d'autres matériaux. [Bellifa 2015]	8
---	---

Chapitre II: Aperçu générale sur les nano-composites

Tableau II.1: Ordres de grandeur des conductivités thermiques intrinsèques des différents types de charges connus de la littérature (carbonées, métalliques et céramiques).....	25
Tableau II.2: Applications potentielles des nano-composites à base de polymère.....	28
Tableau II.3: Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticule	29

Chapitre III: Théories des plaques

Tableau III.1: Différentes fonctions de cisaillement utilisées dans les théories des plaques.	38
--	----

Chapitre V: Résultats et discussions

Tableau V.1: répartitions du renforcement des NTC à travers l'épaisseur.....	54
Tableau V.2: Comparaison des résultats de la charge critique de flambement adimensionnelle d'une plaque carre sous différent type de chargement (uniaxiale, biaxiale). [Wattanasakulpong 2015].....	60
Tableau V.3: Les valeurs de la charge critique de flambement pour les différents types de plaque (linéaire et non linéaire), sous chargement uniaxiale et biaxiale en varient-le rapport a/h	61
Tableau V.4: L'effet de différentes valeurs de la fraction volumique sur la charge critique de flambement pour les deux types de renforcement de plaque linaire et non linaire.	61
Tableau V.5: la charge critique de flambement d'une plaque avec un renforcement non linaire sous défirent type de distribution de porosité, ou ($V_{cnt}=0.11$, $P0=0.2$).	62

Liste des abréviations

Liste des abréviations

C-C: La liaison carbone-carbone.

CO : Monoxyde de carbone.

C.M.C : les composites à matrice céramique.

C.M.M : composite à matrice métallique.

CNTRC: Matériau composite renforcée par nanotube de carbone.

CNTs: Nanotube de carbone.

CPT: la théorie classique de plaque.

CVD: Chemical Vapor Déposition.

C60:Fullerène C60.

C70: Fullerène C70.

C80: Fullerène C80.

FG: fonctionnellement gradue.

FSDT: Théorie de premier ordre de déformation de cisaillement.

HSDT: La théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé.

HP : haute Pression.

NC : Nano-composite.

PA : polyamide.

SSDT: la théorie de plaque de déformation de cisaillement sinusoïdale.

TSDT: Les théories d'ordre élevé et du troisième ordre.

HCl: Acide.

HiPCo: Décomposition de CO à haute pression.

HNO3:Acide nitrique.

MD: La dynamique moléculaire.

SWCNT : Nanotube de carbone mono feuillet.

MWCNT: Nanotube de carbone double paroi. **NTC**: Nanotube de carbone.

PC : le polycarbonate.

PE : le polyéthylène.

PMMA: Poly méthacrylate de méthyle.

PP : le polypropylène.

PS : le polystyrène.

PET : le polyester et le polyéthylène téréphtalate

POE: le polyoxyde d'éthylène.

PVC: Le polychlorure de vinyle.

sp1, sp2, sp3: Hybridations.

TD: Thermodurcissable.

TEM : Microscopie électronique de transmission.

TP: Thermoplastique.

PNC: Un nano composite de polymère.

Fe : Le fer est l'élément chimique de numéro atomique 26, de symbole Fe.

UD-CNT : La distribution uniforme de nanotubes de carbone (alignée).

X-CNT : Distributions fonctionnellement graduées en (X) des de nanotubes de carbone.

O-CNT: Distributions fonctionnellement graduées en (O) des de nanotubes de carbone.

Ncr : Charge critique de flambage.

Φ ou P: La porosité.

Vp : volume des vides (pores).

Vt : sur le volume total.

PIM : Porosimétrie par Intrusion de Mercure.

MET : La microscopie électronique en transmission.

E : Le module de Young.

Pc : porosité critique (seuil de percolation).

G : module de cisaillement.

v: coefficient de Poisson.

Liste des notations

Liste de notations

A : La surface de la section d'un nanotube.

A_{ij} : Termes de rigidité en membrane de la plaque.

B_{ij} : Termes de rigidité de couplage de la plaque.

a : Longueur de la plaque.

$\vec{a_1}, \vec{a_2}$: Les vecteurs de base du graphène.

b : largeur de la plaque.

D_{ij}, E_{ij}, F_{ij} : Termes de rigidité de flexion de la plaque.

E₁₁ : Module de Young longitudinal.

E₂₂ : Module de Young transversal.

E₁₁^{cnt}, E₂₂^{cnt} : Modules de Young des nanotubes de carbone.

G₁₁^{cnt} : Module de cisaillement transverse.

G₁₂, G₁₃, G₂₃ : module de cisaillement.

G₁₂^{cnt} : Module de cisaillement des nanotubes de carbone.

h : l'épaisseur de la plaque.

L : longueur de nanotube de carbone.

m, n : Un couple de nombres entiers qui définit la structure du nanotube.

M_{ij}, N_{ij}, P_{ij} : Les efforts résultants.

M_{xx}, M_{yy}, M_{xy} : Moments de flexion.

N_{xx}, N_{yy}, N_{xy} : Efforts normaux de membrane.

u, v, w : Les déplacements suivant les directions x, y et z.

u₀, v₀, w₀ : Les composantes du champ de déplacement sur le plan moyen de la plaque.

V_{cnt} : Fraction volumique des nanotubes de carbone et de la matrice.

V_{cnt}⁰ : Fraction volumique du nanotube de carbone.

V_p : Fraction volumique de la matrice polymère.

η : Les paramètres d'efficacité.

ν_p : Coefficient du poisson de la matrice polymère.

ν : Coefficient de Poisson.

ρ_{cnt} : Masse volumique du nanotube de carbone.

ρ_p : Masse volumique de la matrice polymère.

$\sigma_{XX}, \sigma_{YY}, \sigma_{XZ}$: Contraintes normales suivant les directions x, y et z.

Φ_x, Φ_y ; les rotations autour des axes x et y.

Θ : Angle chiral.

Introduction générale

Introduction générale

Les nanotubes de carbone (NTC) suscitent un intérêt considérable dans la communauté scientifique mondiale depuis leur découverte en 1991 par Iijima. En effet, dès les premières recherches, des propriétés mécaniques et électriques exceptionnelles ont été mises en évidence pour cette nouvelle forme de carbone, ouvrant ainsi la voie à des applications potentielles dans divers domaines. Toutefois, l'une des principales difficultés réside dans la production en grande quantité de NTC de haute pureté, un défi technologique majeur au niveau mondial. Bien que des fibres de carbone creuses aient déjà fait l'objet de recherches depuis longtemps, ce n'est qu'en 1991 qu'Iijima rapporta l'observation des premiers tubes de carbone d'un diamètre à l'échelle nanométrique, établissant un lien avec les fullerènes, alors récemment découverts. Depuis cette époque, de nombreux travaux expérimentaux et théoriques ont été réalisés pour perfectionner les méthodes de synthèse des NTC, analyser leur structure, et mesurer ainsi que prédire leurs propriétés.

L'utilisation des nano-charges notamment le graphène, les nanotubes de carbone, les fullerènes, les nano fibres de carbone, le graphite ; permet de fabriquer des nouveaux matériaux composite à hautes performances dite nano-composites, à cause de leurs excellentes propriétés mécaniques, thermiques, électriques et optiques. Cela permet d'avoir de nombreuses applications dans les secteurs industriels. Les nano-composites à base de polymères sont considérés comme l'un des piliers de la science des nanomatériaux.

Le but recherché à travers ce travail, c'est l'étude de la charge critique de flambement des plaque polymère renforcée par des nanotubes de carbone sous chargement uniaxiale et biaxiale en utilisant la théorie d'ordre élevée pour plusieurs aspects des rapports d'épaisseur, et des fractions volumiques CNT. L'étude nous permettra d'apprendre à modéliser ces matériaux pour pouvoir analyser leurs comportements en flambement (sous des charges axiales de compression). Pour cela, nous utiliserons la théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevée pour décrire le champ des déplacements. Nous analyserons également l'influence du type de distribution des nanotubes à travers l'épaisseur de la plaque sur l'évolution des propriétés mécaniques de celle-ci. Nous résoudrons le système d'équations différentielles couplées par une méthode analytique. Une comparaison des résultats obtenus avec ceux publiés est demandée pour démontrer la validité du code de calcul élaboré. Les résultats représentant les charges critiques de flambage, seront commentés et des graphes appropriés seront tracés. Un recueil paramétrique pour montrer l'influence de fraction volumique, de l'effet de la géométrie de la plaque et le type de renforcement sera fait.

Ce travail est devisé en cinq chapitres :

- Le premier chapitre est consacré aux généralités sur les nanotubes de carbone, dont on a commencé par l'historique des nanotubes de carbone. Ensuite la structure géométrique et morphologie, leurs propriétés (mécanique, électronique et propriété thermique), leurs applications, enfin les méthodes de synthèse.

- Le deuxième chapitre portera un aperçu générale des nano-composite, dans le débute on définit les nano-composite ainsi leurs morphologie et classifications suivant la nature de la matrice, la géométrie et suivants les déférant de type de renfort après les propriétés comme les propriétés mécanique, électrique et thermique et particulièrement les conductivités thermique et les caractérisations des nano-composites. Pour mieux cerner la compréhension du chapitre nous avons consacré les voies de préparation, les domaines d'application à la fin les avantage et les inconvénients.
- Le troisième chapitre regroupera les différentes théories des plaques.
- Le quatrième chapitre présenter le phénomène de la porosité dans les matériaux. Dont on étudiera l'effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux, tel que (le module de cisaillement /porosité), (le coefficient de Poisson ν /porosité) et en particulier l'effet de la porosité sur le module d'élasticité longitudinal (le module de Young/porosité).
- Le dernier chapitre présentera les résultats numériques obtenus. Ils seront comparés avec d'autres résultats déjà obtenus par d'autres auteurs. Suivi par des formulations mathématiques, un développement des différents modèles sera présenté et qui permettra d'étudier analytiquement le comportement des plaques en nano composites renforcées par des nanotubes de carbone.

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

Chapitre I :
Généralité sur les nanotubes de carbone

I.1 Introduction

Les nanotubes de carbone sont des structure cristalline particulière de forme tubulaire, composés d'atomes disposés régulièrement en pentagones, hexagones ou heptagone. Ils sont premiers produits industriels domaine des nanotechnologie. la structure d'un nanotube de carbone peut être représenté par un feuillet de graphène enroulé et fermé à ses deux extrémité par une demie sphère

Dans ce chapitre nous aborderons L'historique de nanotube de carbone, sa Structure géométrique et morphologies, ses propriétés (mécaniques électroniques propriété thermique), ses principales applications et potentielles, ainsi que Les méthodes de synthèse.

I.2 Historique du nanotube de carbone

L'histoire des fullerènes démarre avec la découverte du(C60) à l'Université de Rice, publiée en 1985, [Kroto 1985] et récompensée par le Prix Nobel de Chimie en 1996. Le (C60) fut à l'origine produit par vaporisation laser d'une cible de graphite à basse pression. Un « nuage » de vapeurs de carbone se formait au-dessus de la cible. Une injection d'hélium entraînait ces vapeurs dans une tuyère jusqu'à des vitesses supersoniques. Puis le mélange des gaz était détendu et refroidi. C'est à ce moment que les molécules de(C60) se formaient. Elles étaient en suite ionisées par un faisceau d'électrons et accélérées jusqu'à un spectromètre de masse. Le pic dominant, à (720u.m.a.), était la seule preuve de la présence de (C60).

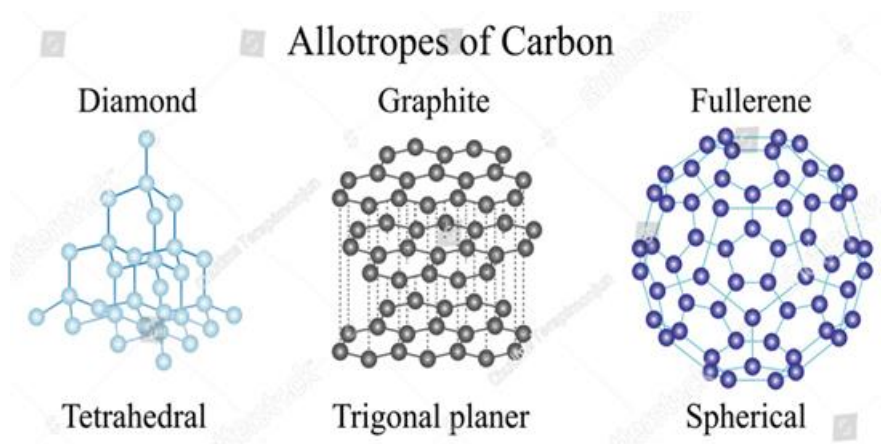


Figure I.1 : allotropie de carbone

Dès 1990, il fut possible de produire du C_{60} Industriellement. La technique mise au point consiste en l'établissement d'un arc électrique entre deux électrodes en graphite. Les fullerènes sphériques ont diverses applications : matériaux, cosmétiques, électroniques, etc.

En fait, les fullerènes ne concernent pas seulement les structures sphériques, mais aussi les nanotubes de carbone, constitués de graphène replié en forme de tube. Ils ont été observés en 1991 par le physicien Japonais SUMIO IIJIMA, en adaptant le protocole de créations des C_{60} par arc électrique.

Au départ, les nanotubes obtenus étaient multi feuillets : plusieurs tubes concentriques emboîtés.

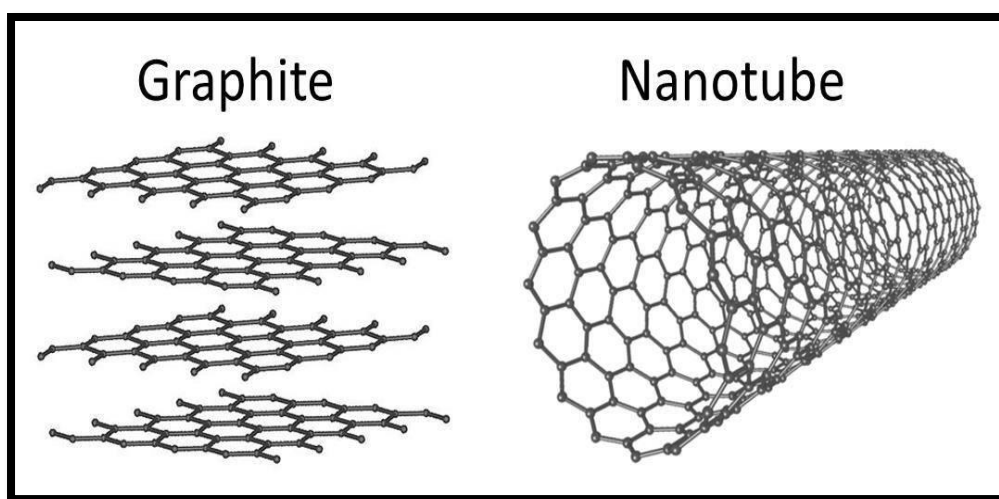


Figure I.2 : Nanotube de carbone.

En 1993, des nanotubes mono feuillets furent obtenus par SUMIO IIJIMA et Donald S. Béthune par deux méthodes différentes. Le diamètre typique d'un nanotube de carbone mono feuillet est voisin du nanomètre.

I.3 Structure géométrique et morphologie

Le carbone se trouve sous différentes formes allotropiques. Le diamant, en trois dimensions, est la forme de carbone la plus connue. Le graphène, en deux dimensions, est la forme la plus courante de carbone pur. En 1985 une nouvelle forme à zéro dimension était découverte, les fullerènes, en forme de cage constituée d'une monocouche d'atomes de carbone.

Les nanotubes de carbone sont la forme allotropique du carbone la plus récemment identifiée [Iijima 1991]. Les nanotubes de carbone sont des systèmes unidimensionnels, feuillets de graphène enroulés.

Il existe deux types de nanotube de carbone :

- Les **MWNT** (Multi Walled charbon Nanotubes), nanotubes de carbones multi feuillets.
- Les **SWNT** (Single Walled charbon Nanotubes), nanotubes de carbone mono feuillet.

I.3.1 Nanotubes de carbone multi Feuillet MWNT

Les nanotubes multi feuillets ont été les première à être observés par évaporation du graphite par arc électrique .les nanotube multi feuillets sont constituées de plusieurs feuillets de graphène enroulés de façon concentrique .L'espacement entre 2 feuillets de graphène est d'environ 3.6 Å légèrement supérieur à l'espacement entre deux feuillets de graphite. Le diamètre des nanotubes varie selon le nombre de feuillets et peut varier 3 nm jusqu'à 30 nm.

La synthèse des MWNT n'est pas encore maitrisée et ne permet pas de les produire avec un nombre égale de tube concentrique de même élicite .leur structure dépend fortement des paramètres de de synthèse comme la température, le catalyseur [Yang 1989], les proportions de gaz utilisés pour la synthèse, etc.

I.3.2 Nanotubes de carbone mono-feuillets SWNT

En 1993 les SWNT ont été synthétisés par BERTHUNE [Bethune 1993] et IIJIMA [Iijima 1993] .un SWNT est constitué d'un feuillet de graphène enroulé sur lui-même et forme un tube ayant a ses extrémités un semblant de demi fullerène. Le diamètre des nanotubes compris entre 0.4 nm et 3 nm.

La façon dont laquelle les feuillets de graphène sont enroulés déterminer les propriétés structurales qui détermine les propriétés électroniques des tubes.

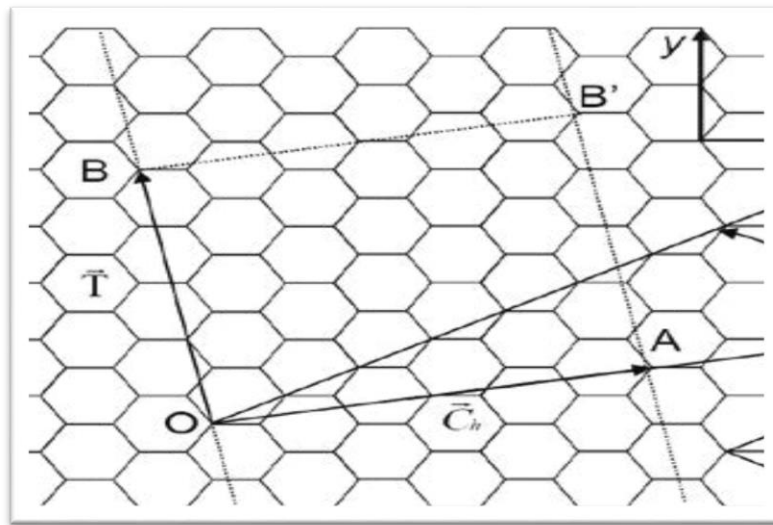


Figure I.3 : construction dun nanotube de carbone a partir du graphene.

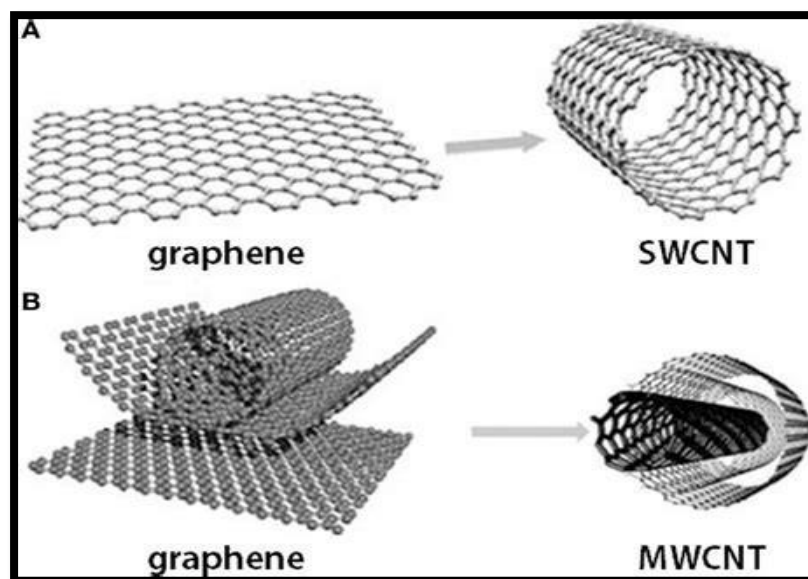


Figure I. 4:nanotube de carbone.

I.4 Propriété des nanotube de carbone

I.4.1 Propriété mécanique

Le dopage avec l'azote modifie également la résistance mécanique des nanotubes de carbone. Une étude théorique sur les nanotubes de carbone dopés montre une réduction de 50% dans l'allongement à la rupture tandis que le module de Young reste à peu près inchangé par rapport aux nanotubes de carbone simples. Le processus de fracturation commence avec la rupture de la liaison C-C par le dopant, mais au lieu de libérer le stress de la reconstruction du

Réseau ou de la réorganisation, elle est suivie par un processus de « déchirure » qui continue au travers les liaisons C-C voisines. [Benyounes 2016]

Tableau I.1 : Comparaison des propriétés mécaniques des CNT et d'autres matériaux. [Bellifa 2015]

Matériaux	Module de Young (Gpa)	Résistance à la traction (Gpa)	Densité
SWNT	1050	150	-
MWNT	1260	150	2.6
Fibres de Carbone	230	3.5	1.75
Résines époxydes	3.5	0.005	1.25

I.4.2 Propriété électronique

En ce qui concerne les nanotubes, les propriétés électroniques sont principalement liées aux deux nombre entiers n et m qui définissent l'éllicité du tube ainsi que son diamètre les calcule théoriques sur des tube infinis permettent de recenser les trois cas [Mintuire]:

- 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 métallique si $n-m$ est un multiple de 3.

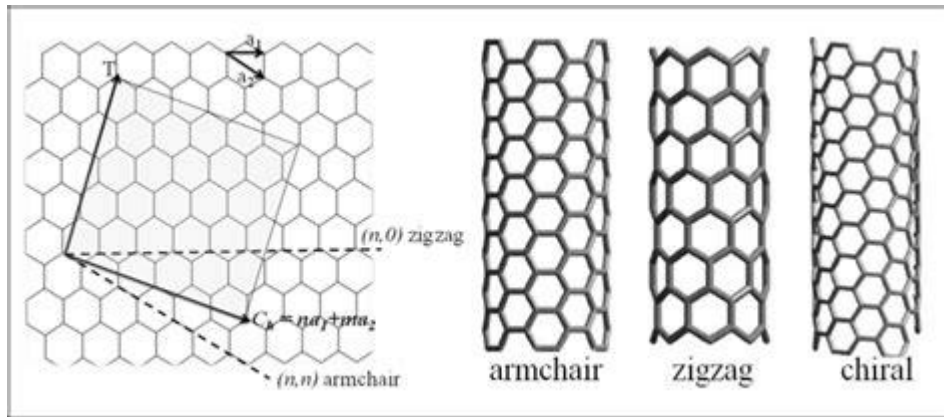


Figure I.5 : propriété électronique du nanotube de carbone Chiralité (n,m).

I.4.3 Propriété thermique

Les matériaux carbonés et les fibres de graphite sont utilisés industriellement pour améliorer la conductivité thermique. Le diamant et le graphite présentent les plus hautes conductivités thermiques jamais mesurées à température ambiante [Kaye1995] (la conductivité thermique tangentielle du graphite est $\sim 3000 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$). c'est pourquoi la découverte des nanotubes en 1991 a rapidement conduit à prédire pour cette nouvelle forme allotropique unidimensionnelle de carbone une conductivité thermique égale ou supérieure celle du diamant ou du graphite. Les propriétés thermiques de nanotubes, qu'ils soient multicouches des mesures aboutirent a des valeurs de conductivité thermique longitudinale allant de 1800 a $6000 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour un fagot isolé et à température ambiante Des valeurs aussi élevées sont imputées a un libre parcour moyen particulièrement élevé pour les phonons de (l'ordre de 100 nm). Une valeur de $6600 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ fut obtenue pour un nanotube (10,10) isolée et à température ambiante,

Ce qui est comparable à la conductivité thermique d'un hypothétique feuillet de graphène isolé.

I.5 Les principales applications actuelles et potentielles

Du fait de leur propriétés exceptionnelles, les nanotubes de carbone recèlent de potentialités très diverses et leur utilisations ouvrent de nombreuses perspectives.

L'application la plus direct envisagée consiste à les utiliser comme additifs pour polymères (thermoplastique, thermodurcissables et élastomères) [HOUDY 2006]. les propriétés spécifique des nanotubes de carbone peuvent ainsi être transposées dans des matrice, a conditions d'assurer une bonne dispersion de l'additif dans le composites. Il est alors possible de choisir d'apporter une propriété bien précis des nanotubes (conductivité thermique ou électrique, renforcement mécanique, etc.) Ou, au contraire, une multi-fonctionnalité .des matériaux composites haute performance ou des polymères conducteurs peuvent ainsi être élaborés trouvant leurs applications dans l'automobile (peintures conductrices évitant l'emploi de solvant polaires), l'Ernau-tique (ailes d'avions, trains d'atterrissage des hélicoptères,

etc.), les composants électroniques (diodes, transistors, etc.), la défiance, les Equipements sportifs,(raquettes de tines ,vélos, kayaks, clubs de golf, etc.)La médecine, les textiles techniques (vêtements plus résistants.

I.5.1 Applications au génie civil

Les nanotubes de carbone (NTC) offrent un potentielle important en génie civil pour :

- Améliorer le béton en augmentant sa résistance, sa durabilité et en réduisant sa perméabilité .Ils pourraient même permettre l’auto-détection et l’auto-réparation.
- Renforcer d’autres matériaux comme l’acier et les polymères.
- Servir de captures pour la surveillance structurelle, permettant de détecter les dommages dans les infrastructures.

I.6 Les méthodes de synthèse

Les nanotubes de carbones ont été découvertes en 1991 [Iijima 1991].cette première observation a mis en évidence des nanotubes de carbone multi- parois. Les nanotubes multi - parois sont plusieurs feuilles de graphite enroulé les unes sur les autres.la forme mono-paroi (une seul feuille de graphite enroulé) des nanotubes de carbone a été observé en 1993[Iijima 1993].la déférences majoré entre la production de nanotubes multi paroi et de nanotube mon parois est la nécessite d’utiliser un ou plusieurs catalyseurs pour obtenir la forme mono paroi des nanotube de carbone les recherche sur la synthèse conditionnent toutes les études et les éventuelles application des nanotubes de carbone, il est donc important de pouvoir comparé les résultats des différentes méthodes de synthèses.

Il existe plusieurs enjeux dans la production des nanotubes de carbones mono-parois. Tout d’abord il faut avoir un contrôle de la distribution en diamètre et de la chiralité des Enchantelions. La chiralité, comme nous le verront plus loin, représente la façon dont le feuillet de graphite enroulée. De plus, il est nécessaire devoir un contrôle sur la « pureté » des échantillons.

Nous présentons dans cette partie les procèdes de synthèse les plus répandus en nous attachant à exposer les avantages et les inconvénients de chacun d’entre eux .Nous présentons successivement la méthode d’ablation laser, de l’arc électrique .de dépôt chimique en phase vapeur et enfin la méthode dite HiPCo.

I.6.1 Méthode d’ablation de laser

La synthèse de nanotube de carbone par la méthode d’ablation laser a été décrite pour la première fois en 1996 [Tese 1996].les nanotubes de carbone sont produits lors de la Vaporisation d’une cible, composée de graphite et de catalyseurs métalliques, sous l’effet d’une forte irradiation laser (figure I .6).La cible de graphite dopée est placée dans un four (autours de 1200°C) sous l’effet de laser (un laser Nd-YAP à 1.08µm avec une fréquence de

Répétition de 15 Hz, des un impulsions de 20 ns et une énergie par une impulsion de 300 mJ par exemple), la cible de graphite est vaporisée et les nanotubes se forment.

A l'aide d'UN flux de gaz inerte (flux d'argon a 1.6 Lh^{-1} par exemple [Jost 1999]) la suie produite est transportée jusqu'à un collecteur en cuivre sur lequel elle se condense. Est-ce condensat qui constitue le produite de synthèse. Les catalyseurs additionnes a la cible de graphite sont le plus souvent le nickel et le cobalt. Le travail « titanesque » qu'effectuent les producteur de nanotubes de carbone est de faire varier de façon systématique les différent paramètre de synthés afin d'améliorer le rendement, le contrôle de la chiralité, la pureté etc. Ils font notamment varier la nature des catalyseurs, leurs proportion, la puissance du laser, son taux de répétition, la température du four, le flux de gaz inerte.sa nature etc... cette méthode produite des nanotubes de carbone mono-paroi qui sont organisé en corde comme sur la .Au sein d'une corde, les nanotubes sont liés les uns aux autres par des liaisons de Van-der-Waals de l'ordre de 500 eV par micron de contact inter-tube Et la distance entre nanotubes est et l'ordre de 0,315 nm.

Un des avantages de la méthode de synthèse par ablation laser est qu'elle permet de produire d'assez grandes quantités de nanotubes mono paroi (g/Jour).les rendements sont très élevés ,70% à 90% de la masse de graphite de départ est convertie en nanotubes. Un autre avantages est qu'elle permet aujourd'hui un contrôle de la distribution en diamètre avec une précision de l'ordre de $\sim 5\%$ En revanche, un des gros inconvénients de cette méthode est qu'elle nécessite, pour l'instant, une purification du produit brut afin de disposer d'échantillons ne contenant que des nanotubes de carbone. En effet, la suie issue de la synthèse contient de nanotubes de carbone mono-paroi, mais aussi du carbone amorphe, des restes de catalyseur Eventuellement des fullerènes .les méthodes des purifications les plus utilisées sans tout à base de traitement acides et engendrent des défauts dans les nanotubes .le travail actuel est encore et toujours d'améliorer le contrôle de la distribution en diamètre de d'obtenir un produit brut plus propre.

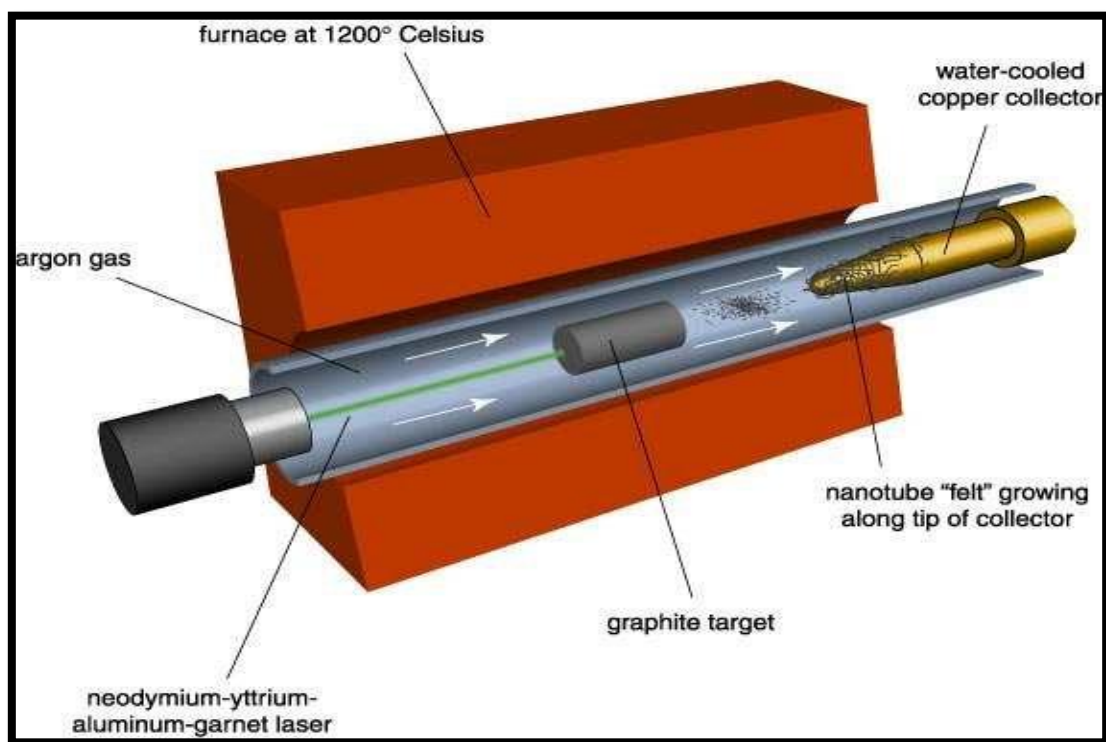


Figure I.6: schéma du set-up pour la production de nanotubes de carbone par ablation laser.

I.6.2 Méthode de l'arc électrique

La méthode de synthèse de nanotube de carbone mono-paroi par arc électrique a été décrite pour la première fois par Iijima et al [Iijima 1993] la méthode est schématisée sur la (figure I.7). dans cette méthode, on utilise des électrodes de carbone d'environ 5-20 mm de diamètre. séparées d'environ 1 mm entre ces électrodes, on applique une tension de 20-25 V et un courant continu d'environ 50-120A. l'expérience s'effectue généralement sous une pression d'hélium d'environ 500 torr et avec un flux d'environ 5-15 L.s^{-1} . Lorsque l'arc électrique est en fonctionnement, un dépôt de carbone se forme autour de la cathode. C'est dans ce dépôt qu'on trouve les nanotubes de carbone. D'une façon générale, la méthode de synthèse par arc électrique produit les nanotubes avec un diamètre $< 1,5 \text{ nm}$ [Iijima 1993] comme pour la méthode d'ablation laser, il est nécessaire d'utiliser des catalyseurs pour obtenir des nanotubes de carbone mono-paroi. Ce sont les mêmes types de catalyseur qui sont utilisés dans les deux méthodes. Le produit brut contient lui aussi du carbone amorphe, des fullerènes (en faible quantité, et des restes de catalyseurs. il est donc nécessaire, comme pour la méthode d'ablation laser, de purifier le produit brut avant de pouvoir disposer d'un

Échantillon ne contenant que des nanotubes, avec les conséquences néfastes que cela entraîne sur les qualités des nanotubes, Enfin, comme la méthode d'ablation laser, la méthode de l'arc électrique permet de produire d'assez grandes quantités de nanotubes de carbone mono-paroi (de l'ordre du gramme/jour).

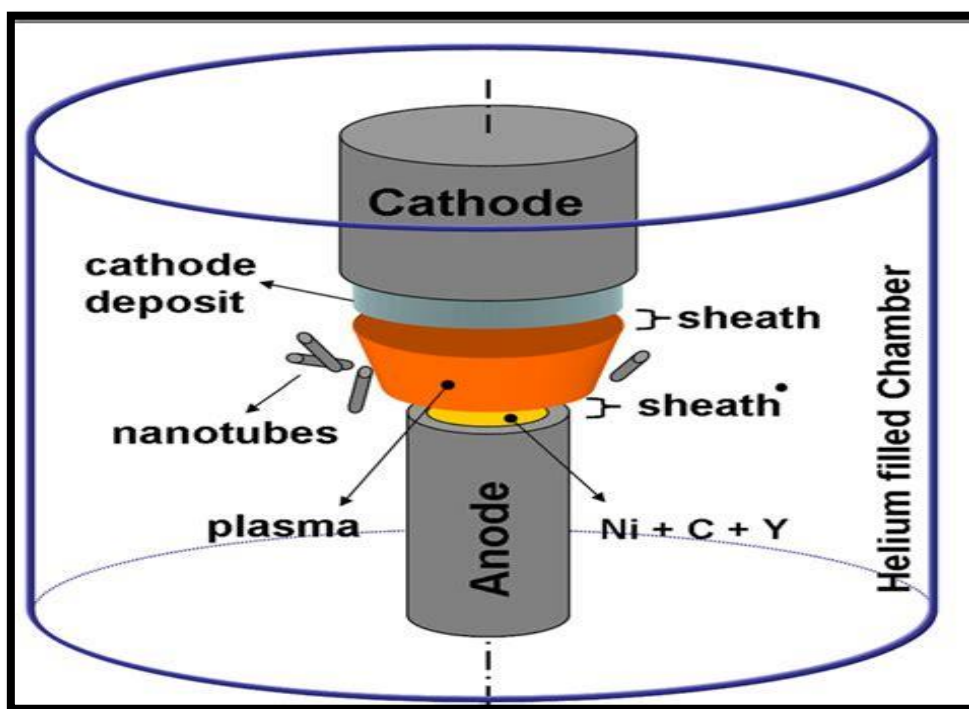


Figure I.7: Schéma d'un réacteur de synthèse de nanotube de carbone par la méthode de carbone par la méthode de l'arc électrique.

I.6.3 La Méthode de HiPco

Cette méthode consiste en la décomposition catalytique de CO en présence de $\text{Fe}(\text{CO})_5$. Elle fait suite de nombreuses études sur la production, en flux continu et en phase gazeuse, de fibres de carbone ou de nanotube de carbone [Satishkumar 1998]. Cette méthode de synthèse peut en effet produire de larges quantités de nanotubes en introduisant en continu à la fois source de carbone et le catalyseur. Les particules catalytiques sont formées in situ par l'introduction d'espèces organométalliques dans le flux et leur condensation en clusters de taille appropriée.

Comme son nom l'indique, le procédé HiPco consiste en la dismutation de CO à haute pression. Le $\text{Fe}(\text{CO})_5$ est injecté dans un courant de CO à haute température et pression (10 atm, 1200°C, cf. (Figure I.7)). Les produits de la décomposition thermique de $\text{Fe}(\text{CO})_5$ (des complexes intermédiaires $\text{Fe}(\text{CO})_n$, $0 < n < 4$) réagissent pour former des clusters de fer en phase gazeuse. Ces derniers agissent comme des sites de nucléation pour la croissance de nanotubes monocouches le carbone solide étant produite par la réaction de Boudouard (catalysée à la surface des particules de fer).

Cette réaction donne naissance à des dépôts noirs sur les parois du tube de quartz à l'extérieur du four. Ils consistent essentiellement en des nanotubes monocouche et des nanoparticules (3 à 5 nm) d'oxyde de fer recouverte de feuillets graphitiques. Les SNWTs ainsi produits sont de petit diamètre, la taille d'un C60, ce qui constitue le plus petit diamètre

Possible attendu (d'après yakobson et coll. [Yakobson 1997]) pour un nanotube stable chimiquement.

Au niveau de mécanisme les clusters de fer croissent par collision avec d'autres clusters, jusqu'à atteindre un diamètre comparable à celui d'un SWNT (0.7 à 1.4 nm), ce qui correspond à 50 à 200 atomes de fer. Le Co se dismute alors à la surface du cluster pour le recouvrir partialement d'un « Demi-fullerène », une moitié de C_{60} par exemple. Le carbone solide continuant à se former va alors permettre la croissance du nanotube depuis la particule de fer. Le demi-fullerène formant l'extrémité refermée du tube en croissance (mécanisme de Yarmulke). ce dernier a pour diamètre la taille de particule métallique, qui croît également, au moment de la nucléation du tube. Tant que la particule catalytique est à peu près de la même taille que le diamètre du tube en croissance à sa surface, il est énergétiquement plus favorable pour le carbone formé de s'ajouter au nanotube que de former un feuillet autour de la particule. Cependant, lorsque la particule métallique devient plus grande (5 à 10 nm), l'énergie de contrainte d'un feuillet graphitique entourant la particule devient plus faible. Il arrive donc un moment où la formation du feuillet qui est favorisée par rapport aux particules de fer vient confirmer ce modèle : [Nikolaev 1999] le nombre de SWNTs est approximativement égal au nombre de particule de fer.

I.7 Risques et préventions

Il y a encore très peu d'études sur la toxicité des nanotubes de carbone pour l'homme. Des organismes de recherche et de sécurité recommandent de prendre la plus précaution possible lors de leur manipulation.

La plupart des données toxicologiques proviennent d'études réalisées chez l'animal. Ces travaux sont de surcroît de portée limitée (expositions uniques de courte durée pour la détection rapide d'effets éventuels), et les caractéristiques physiques et chimiques des nanotubes utilisés sont rarement précisées. Or les propriétés toxicologiques des nanotubes de carbone sont directement corrélées à leurs caractéristiques physico-chimiques. [Ricaud 2008]

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

Toutes les étapes de la production allant de la réception et de l'entreposage des matières premières jusqu'au conditionnement et à l'expédition des produits finis, en passant par le transfert éventuelle de produits intermédiaires peuvent risquer les salariés aux nanotubes de carbone. De même, leur utilisation, plus précisément, leur manipulation, leur incorporation dans diverses matrices ainsi que l'usinage (découpe, polissage, nettoyage, perçage, etc.).

Leur Nature (poudre, suspension dans un liquide, migration dans une matrice polymère, etc.) Les méthodes de synthèse utilisées, le degré de confinement des différentes étapes,

La quantité de produits manipulée, les moyens de protection mis en place et la capacité des produits à se Retrouves 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 signalisé, 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 identifiés et séparées des zones propres. Le passage des uns aux autres doit comporter les installations nécessaires au changement d'équipement de protection éventuelle. L'installation vestiaires doubles permet d'éviter tout risque de contamination à l'extérieure des aires de travail. les sols et les surface de travail, doivent être régulièrement et soigneusement nettoyés à l'aide de linges humides et d'un aspirateur équipé de filtres a très haute efficacité afin de réduire contamination des lieux et la remise en suspension dans l'air des nanotubes de carbone déjà déposé.

I.8 Conclusion

Les nanotubes de carbone mettent en lumière une avance remarquable dans le domaine de la nanotechnologie. Ces structures uniques, avec leurs propriétés mécaniques et thermiques exceptionnelle, ouvrent de vastes horizons pour des applications révolutionnaires, allant de l'électronique à l'espace. cependant ,il est également crucial de souligner l'importance de traiter avec prudence ces technologie .en particulier en tenant compte des risque potentielles associes aux nanomatériaux .la fabrication et l'utilisation des nanotubes de carbone nécessitent une attention et une recherche constantes, non seulement du point de vue l'innovation technologique, mais aussi pour garantir la sécurité environnement et sanitaire .les nanotubes de carbone ne représente pas seulement une avance scientifique significative , mais sont également une porte d'entrée vers l'avenir des matériaux et de la technologie, avec la promesse d'innovations qui pourraient changer le cours de notre monde, à condition de prendre en compte les risque des nanomatériaux et de les gérer de manière responsable.

Chapitre II :
Aperçu générale sur les nano-composites

II.1 Introduction

Les nano-composites sont des matériaux constitués d'au moins deux phases dont l'une en générale est une phase continue et représente la matrice, et les autres constitue les charges dispersées à l'intérieur de cette matrice. la particularité des nano-composites comparée aux matériaux composites classiques, est de présenter une interface importante ce qui permet un control meilleur des propriétés du matériau produit.

Dans cette partie, on introduira les polymères, leurs types, ainsi que leur utilisation. Ensuite on verra la transition du composites au nano composites, en décrivant leurs classification suivant différents types de matrices et fibres existants ainsi que leur propriétés. plus particulièrement on s'intéressera aux nano-composites matrice polymère et a renforts de (NTC). Enfin, nous traitons particulièrement la dispersion des renforts dans la matrice polymères et la production mondiale des nano composites a base (polymère /NTC).

II.2 Définition

Les nano-composites sont définis comme des matériaux multi phases constitués d'une matrice dans laquelle sont dispersées des particules dont au moins l'une des dimensions est à l'échelle nanométrique. au cours des vingt dernières années, des matériaux composites renforcés par des nano-charges ont conduit à des améliorations remarquables de propriétés par rapport à celles des matériaux composites présentant des charges micrométriques. Cet effet est attendu par la taille nanométrique des objets et de la distance entre nanoparticules (nano-objets) proche de la dimension d'une macromolécule [Ben Mabrouk 2011].

On peut distinguer trois types de nano-objets suivant leur facteur de forme (rapport entre la longueur ou le diamètre) :

- Les nano-renfort iso-dimensionnels lorsque les trois dimensions sont nanométriques comme les nanoparticules de silice sphérique.
- Les nano-renfort tubulaires lorsque les trois dimensions sont nanométriques comme les nanotubes de carbone et les nano-fibrilles de cellulose.
- Les nano-renfort lamellaires lorsqu' une dimension est nanométrique comme les argiles plaquettaires naturelles (montmorillonite) ou synthétiques (Lapointe), ses dimensions latérales variant de 0.1 à quelques microns.

Les nano-charges présentent l'intérêt de conférer une grande surface d'échange avec la matrice pouvant atteindre une valeur de $700 \text{ m}^2/\text{g}$ lorsque la dispersion est optimale. Par conséquent, différentes améliorations du comportement physique des polymères peuvent être alors attendues et ceci pour faibles taux de charge (quelques %).

Une augmentation de la tenue thermique des nano-composites est également constatée grâce à la diminution de la mobilité des chaînes des polymères en interaction avec la surface des nano-charges.

II.3 Morphologie des nano-composites

Des métaux, des céramiques, des polymères thermodurcissables ou thermoplastiques sont fréquemment utilisés comme matrice. L'ajout d'un renfort est utile pour améliorer les caractéristiques mécaniques. La matrice a pour rôle de transférer des sollicitations mécaniques aux renforts. Elle protège le renfort vis-à-vis des agressions extérieures. La matrice doit donc être déformable et posséder une bonne compatibilité avec le renfort. Compte tenu de ces contraintes, les matrices utilisées ont souvent des polymères modifiés par différents adjuvants et additifs : greffe de tête polaire, agents de moulage, stabilisants, pigments [Berthelot 1999].

II.3.1 Nano-composites synthétiques

Les nano-composites conventionnels ou synthétiques produits à partir d'une matrice et un renforcement nanométrique non renouvelables et non biodégradable représentent la plus grande partie de ces matériaux élaborés actuellement à l'échelle industrielle.

Ces matériaux sont généralement fabriqués à partir d'une matrice polymère, céramique ou métallique renforcée par des nano fibres de verre, de carbone, des nanotubes de carbone ou des particules en silice.....

II.3.2 Nano-composites naturels

Une large variété de nanostructures et nano-composites existe déjà dans la nature comme les os, les toiles d'araignée : certaines bactéries parviennent également fabriquer des nanostructures.

Les nano-bio-composites naturels ont une structure à l'échelle du nanomètre, à l'image de celle de certain coquillage, dite à brique constituée de protéines organiques et de particules de carbonate de calcium. Ces structures naturelles sont constituées de blocs élémentaires nanométriques de nature différente et entrent, de ce fait, dans la classification de nano-composites.

II.3.3 Nano-composites à matrice polymère

Les matériaux nano-composites sont constitués d'une matrice organique polymère thermodurcissable ou thermoplastique et d'une structure de renfort nanométrique pouvant se présenter sous forme de particules, de plaquettes, ou de fibres.

Généralement une matrice polymère est constituée d'une résine dans laquelle on ajoute des renforts pour améliorer ses caractéristiques. Il existe deux grandes classes de matrices polymères :

- Les matrices résineuses.
- Les matrices élastomères.

Les résines utilisées sont des polymères elles sont commercialisées sous forme de solution contenant les polymères non réticulés. Le rôle du solvant est d'empêcher la jonction entre les macromolécules pré-polymérisées. Ces résines se subdivisent en deux catégories : les résines thermoplastiques, et les résines thermodurcissables.

II.4 Classification des nano composites suivant la nature de la matrice

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

II.4.1 Les composites à matrice organique (polymère) :

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 :

II.4.1.1 Composites à matrices thermoplastiques (TP)

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.4.1.2 Composites à matrices thermodurcissables (TD)

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.4.2 Les composites à matrice métallique

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

II.4.3 Les composites à matrice céramique

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

II.5 Classification des nano-composites suivant la géométrie

En général, divers nano-composites existent en différentes tailles et formes et peuvent être classées principalement en trois catégories selon la géométrie de charge (renfort) utilisée [Vinuth et al 2015]

- ✓ nano charges lamellaires / nano argile (1D) sont des matériaux en couches généralement avec une épaisseur de l'ordre de 1 nm, mais avec un rapport d'aspect suivant leurs deux dimensions restantes d'au moins 25. Les charges 1D les plus populaires sont des silicates lamellaires, des argiles smectiques, hydroxydes doubles couches ainsi que des feuilles de graphène.
- ✓ nano fibres ou des whiskers (2D) ont un diamètre inférieur à 100 nm et caractérisé par un rapport d'aspect d'au moins 100. Les nanotubes de carbone, des substrats nano cellulose, et ainsi de suite toutes entrent dans cette catégorie.
- ✓ Les nanoparticules (3D) présentent des dimensions inférieures à 100 nm. Les nano 3D les plus connus sont des particules de silice, et d'oxydes métalliques.

Nous devons mentionner que ces nano charges peuvent être classées dans leur origine (naturelle, semi-synthétique ou synthétique) en fonction de leur voie de synthèse. Grâce à leurs dimensions nanométriques, nano possèdent une grande surface pour un volume donné (figure II.1).

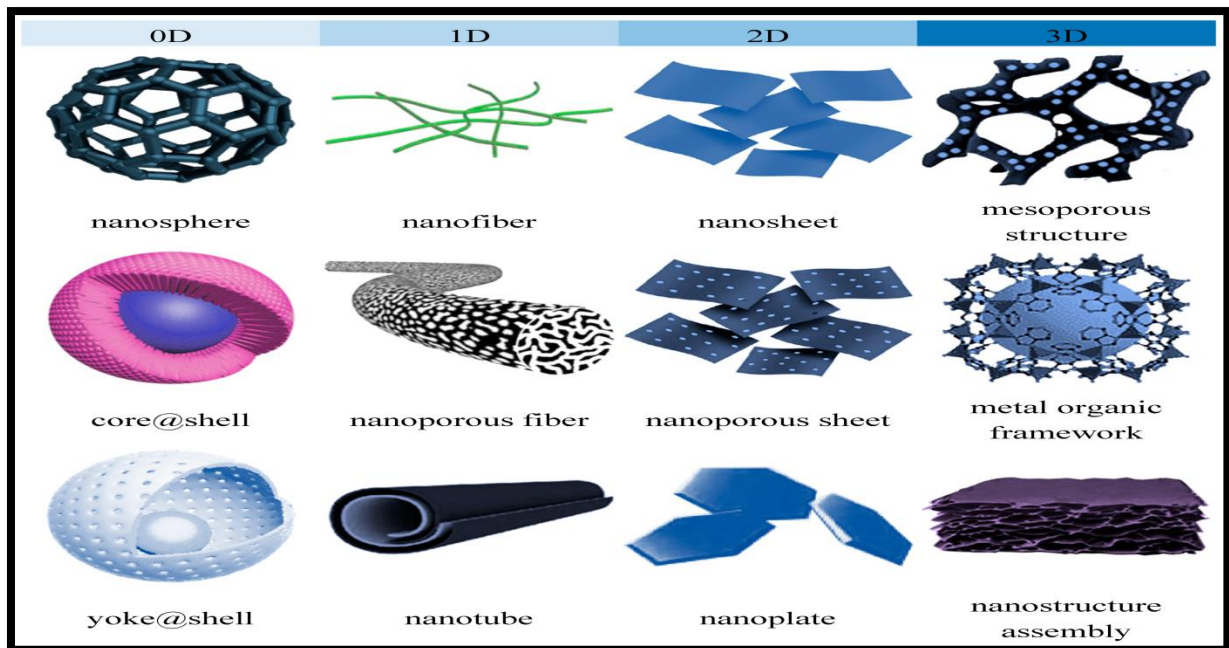


Figure II. 1: Illustrations représentatives de nanomatériaux de dimensions différentes appliqués à la membrane nano-composite.

II.6 Classification des nano composites suivants les diffèrent types de renforts

Les renforts ont au moins de leurs dimensions morphologiques inférieure à 100nm et peuvent être classes en fonction de leurs géométries

II.6.1 Les nanoparticules

Les premières nanoparticules ont été utilisées il Ya a plus de centant. Les améliorations et nouvelles méthodes visent à obtenir un meilleur contrôle de la taille, de la morphologie et des propriétés de surface.

II.6.2 Les nanotubes et nano fibres

Ont un diamètre inférieur à 100 nm et un rapport longueur/diamètre d'au moins 100. Une avancée plus récente est venue des nanotubes de carbone avec leurs exceptionnelles propriétés mécaniques et électriques. Ils peuvent être utilisés avec une grande variété de matrices polymères (polyamide, polyester, polycarbonates, polystyrène, ...). La dépression des nanotubes dans le polymère.

II.6.3 Plaques/lamelles/feuillets

Ce sont des matériaux constitues de couche d'épaisseur de l'ordre du nanomètre et avec un rapport de forme, dans les deux autre dimensions, d'au moins 25.parmi ce types de matériaux. [Grim 1968]

II.7 Propriétés des nano-composites

La dispersion homogène des charges au sein du nano-composite conduit à de nombreuses modifications des propriétés caractéristiques de la matrice. Ceci a été bien mis en évidence par de nombreuses publications de l'équipe de Toyota Central Recherche Laboratoires.

II.7.1 Propriétés électriques

Il est tout à fait naturel que les polymères non polaires tels que le polyéthylène et le polypropylène, ayant d'excellentes propriétés isolantes, aient très peu de porteurs de charges mobiles et de dipôles polarisables. Par conséquent, leurs propriétés diélectriques telles que la permittivité, le facteur de perte et l'accumulation de charges spatiales, le potentiel de surface ou le piégeage des charges électriques, seraient affectées de manière significative par tout traitement comme celui de dispersion de nano-charges qui porteraient des fragments chimiques polaires au sein de la matrice polymère.

La résistivité surfacique de nombreux échantillons a été mesurée par Veluri et al. [Veluri 2018] afin d'analyser l'effet du renfort dans une matrice polymère. Ils ont caractérisé des échantillons de nano-composite à base d'un mélange appelée SAL et constitué de 60% de poly (butylène succinate), de 30% de PLA et 10% de comptabilisant poly (butylène succincte-Co-acide lactique), ainsi que de différents taux de charges de nanotubes de carbone et de 1% de Cloisite C15A. Les résultats ont montré une diminution significative de la résistivité en augmentant le taux des nanotubes de carbone, indiquant ainsi la présence d'un réseau semi-conducteur au sein de la matrice alors que la résistivité du nano-composite à base de Cloisite 15A a légèrement diminué (4,46 10¹⁴ Ω/carré) mais reste proche de la valeur du SAL pur

(5,051014 $\Omega/\text{carré}$), sans pour autant détériorer les autres propriétés mécaniques du matériau élaboré.

II.7.2 Propriétés mécaniques

Les nano-composites sont des matériaux qui ont des propriétés mécaniques améliorées par rapport aux matériaux de base. En effet, le module de compressibilité et les essais de traction sont deux propriétés mécaniques important pour les nano-composites. Le module de compressibilité, également connu sous le nom de module d'élasticité en compression, mesure la résistance d'un matériau à la compression. Il est défini comme le rapport de la contrainte appliquée à la déformation résultante.

Les nano-composites ont généralement un module de compressibilité plus élevé que les matériaux composites traditionnels en raison de la présence de nanoparticule dans la matrice .les nanoparticules peuvent renforcer la matrice et améliorer sa résistance à la compression.

Les essais de traction, quant à eux, mesurent la résistance d'un matériau a la rupture lorsqu' il est soumis à une tension .les nano-composites ont généralement une résistance à la traction plus élevé que les matériaux composites traditionnelle en raison de la présence de nanoparticules.

Dans la matrice .les nanoparticules peuvent renforcer la matrice et améliorer sa résistance à la traction.

Ils ont alors observé que le spectre se décale vers les grandes longueurs d'ondes en partant des sphères aux triangles ainsi que lorsque leur taille augmente.

Et peuvent également présenter d'autres propriétés mécaniques intéressantes, notamment :

- **La résistance à la flexion :** mesure la résistance d'un matériau à la flexion. Les nano-composites peuvent avoir une résistance à la flexion accrue en raison de la présence de nanoparticules qui renforcement la matrice.
- **La dureté :** mesure la résistance d'un matériau a la déformation permanente .les nano-composites peuvent avoir une dureté accrue en raison de la présence de nanoparticules qui renforcement la matrice.

II.7.3 Propriétés thermiques

L'analyse thermogravimétrique (ATG) permet de caractériser la stabilité thermique des matériaux, tout en évaluant leur température de dégradation pour laquelle la perte de masse devient significative. Généralement, les nano-composites sont également connus pour avoir des caractéristiques thermiques beaucoup plus intéressantes que celles du polymère seul, Gcwabaza et al. [Gcwabaza T 2009] Ont étudié la stabilité du système PP/PBS/C20A à différentes quantités d'argile. Le tableau I.4 regroupe l'analyse comparative des nano-composites dans deux milieux : azote et air. L'amélioration du comportement thermique des nano-composites est fortement visible par rapport à celui de la matrice toute seule. Ce comportement est lié à la forte adhésion entre les 2 phases de polymère, qui est due à la bonne insertion des chaînes polymères au sein de l'espace inter foliaire de l'argile, et également à la

dispersion homogène des nanoparticules dans la matrice. Les auteurs ont remarqué que, dans un milieu atmosphérique normal, la perte de 50% de masse est atteinte à 372°C alors qu'en mélange avec 3% de C20A la température monte à 385°C. Sous azote, la perte de 50% de masse est atteinte à 428°C alors qu'en mélange la température monte à 431°C.

II.8 Les nano-composites à renforts de nano-charges carbonées

Les nanotubes de carbone (NTC) sont largement utilisés dans la fabrication de polymère nano-composite. Depuis leur découverte en 1991. Et les premiers nano-composites polymères à base de nanotubes de carbone comme charge ont été signalés en 1994 par Ajayan et al [Ajayan 1994]. Pour préparer des nano-composites polymère- NTC, certaines méthodes courantes sont utilisés, y compris mélange de solution, mélange à l'état fondu et la polymérisation in situ.

En général, L'incorporation des NTC dans la matrice de polymère peuvent montrer différentes propriétés mécaniques, électriques, catalytiques et structurelles que celles de chaque composant individuel.

II.9 Conductivité thermique dans les nano-composites à matrice polymères

Bien que plusieurs études aient montré qu'il était possible d'améliorer la conductivité thermique des polymères en développant, entre autres, de nouvelles morphologies de chaînes, les polymères purs restent relativement limités en termes de conductivité thermique. Il est donc nécessaire de les charger avec des particules thermo conductrices. Le matériau composite ainsi créé associe donc les propriétés de la matrice polymère (légèreté, facilité de mise en forme et faible coût) et celles acquises grâce à la charge introduite (performances en conduction thermique et dissipation de chaleur). Cependant, plusieurs facteurs concernant la nature, la forme, la taille des charges, leur orientation et leur dispersion dans la matrice polymère ainsi que la qualité de l'interface entre la charge et la matrice sont déterminants dans le développement de composites polymères thermo conducteurs. Ils sont discutés ci-après.

II.9.1 Nature intrinsèque de la charge

La conductivité thermique d'un matériau (nano) composite polymère est étroitement liée à la conductivité thermique de sa charge. En ce sens, plus un polymère est chargé avec des charges possédant une conductivité thermique élevée, plus il devrait démontrer à son tour une conductivité thermique globale élevée. Chaque matériau de charge, qu'il soit constitué exclusivement de carbone (graphite, graphène, nanotubes de carbone), de métal (aluminium, cuivre, argent) ou de céramique (silice, alumine, nitrure de bore), possède des propriétés (nano) composites polymères grâce notamment à leur facilité de production et intrinsèques sensiblement différentes.

II.9.1 .1 (Nano) charges carbonées

Parmi les trois familles de charges thermo conductrices couramment utilisées, les charges carbonées sont régulièrement utilisées pour l'amélioration de la conductivité thermique dès leur conductivité thermique théorique exceptionnellement élevée. L'introduction de charges carbonées dans une matrice polymère isolante permet de la rendre thermiquement et électriquement conductrice grâce notamment à la présence d'électrons libres qui peuvent se déplacer rapidement à travers la structure de la charge. La famille des charges carbonées est essentiellement fondée sur l'utilisation du graphite, charge stratifiée constituée de feuillets faiblement liés entre eux, composés d'atomes de carbone arrangés dans un réseau hexagonal. Bien qu'il soit considéré comme étant l'élément de base des charges carbonées et qu'il est parfois utilisé sous sa forme brute dans certains composites de la littérature, le graphite est désormais de plus en plus transformé en d'autres formes plus innovantes et notamment en graphène ou oxyde de graphène. Ce dernier s'apparente à un (ou quelques) feuillet(s) d'atomes de carbone individualisés, obtenus par exemple par exfoliation du graphite. Les charges carbonées se retrouvent également sous d'autres formes comme le noir de carbone (particules sphériques de carbone amorphe) et les fibres et nanotubes de carbone [Han 2011]. Les nanotubes de carbone, souvent imagés par un ou plusieurs feuillets de graphène enroulés sur eux-mêmes suivant qu'ils soient à simple ou multiples parois, ont suscité la curiosité des scientifiques au cours des vingt dernières années dans différents domaines d'application et notamment là où la dissipation de chaleur est un enjeu de premier plan.

II.9.1.2 (Nano) charges métalliques

De façon analogue aux charges carbonées, les charges métalliques sont à la fois conductrices thermique et électrique (présence d'électrons libres). Parmi les charges métalliques les plus utilisées, on retrouve l'aluminium, l'or, le cuivre et l'argent qui possèdent des conductivités thermiques respectives de l'ordre de 200-230 W.m⁻¹.K⁻¹, 300-350 W.m⁻¹.K⁻¹, 380-400 W.m⁻¹.K⁻¹ et 430-450 W.m⁻¹.K⁻¹ (Tableau II.1). Bien que parfois incorporés à la matrice polymère sous forme de nanoparticules [Sain 2013], l'or, le cuivre et l'argent se déclinent aussi sous d'autres formes. Balachander et al. [Balachander 2013] ont utilisé des nano fils d'or pour améliorer la conductivité thermique de polydiméthylsiloxane (PDMS). Les nano fils de cuivre (CuNWs) sont également utilisés en tant que charges thermo conductrices dans des matrices polymère mais restent cependant sensibles à l'oxydation, ce qui limite leur utilisation. A conductivité thermique intrinsèque équivalente, les nano fils d'argent (AgNWs) sont quant à eux plutôt stables vis-à-vis de l'oxydation et sont donc plus largement utilisés que leurs homologues en cuivre, bien que plus onéreux. Rivière et al.

II.9.1 .3 (Nano) charges céramiques

Contrairement aux charges carbonées et métalliques qui possèdent à la fois une excellente conductivité thermique et une excellente conductivité électrique dues notamment à la présence d'électrons libres au sein de leurs structures atomiques (électrons externes délocalisés), les matériaux céramiques sont dépourvus d'électrons libres : ils sont donc intrinsèquement isolants électriques. La contribution électronique à la conductivité thermique dans ces matériaux est donc quasi nulle. La conductivité thermique dans les matériaux céramiques s'effectue ainsi majoritairement via la contribution des phonons. Or, les électrons

libres sont bien plus efficaces pour transporter la chaleur par rapport aux phonons qui sont moins résistants au phénomène de diffusion aléatoire (« scattering ») et qui se déplacent à des vitesses moins importantes. C'est pourquoi les performances en conductivité thermique des matériaux céramiques sont généralement plus faibles que les matériaux métalliques ou carbonés. Cependant, les charges céramiques sont chimiquement et thermiquement beaucoup plus stables que les charges carbonées qui sont plus sensibles aux attaques chimiques et aux élévations de température brutales.

Tableau II.1: Ordres de grandeur des conductivités thermiques intrinsèques des différents types de charges connus de la littérature (carbonées, métalliques et céramiques).

Nature de la charge	Conductivité thermique intrinsèque à 25°C (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)
Carbonée	
Noir de Carbone	10-180
Graphite	100-400(//)
Fibers de Carbone	1000-2000(//), 10-100 (⊥)
Graphène	1800-6500(//)
Nanotubes de Carbone	2000-6000(//)
Diamante	2000
Métallique	
Nickel (Ni)	90-160
Aluminium (Al)	200
Or (Au)	310-350
Cuivre (Cu)	385-400
Argent (Ag)	430-450
Céramique	
Silice (SiO ₂)	1.5
Alumine (Al ₂ O ₃)	20-35
Oxyde de zinc (ZnO)	30
Carbure de silicium (SiC)	80-120
Nitrure de silicium (Si ₃ N ₄)	100-200
Nitrure d'aluminium (AlN)	100-320

II.10 Caractérisation des nano-composites

La diffraction des rayons X (DRX), la rhéologie et la microscopie électronique sont les techniques les plus communément utilisées pour caractériser et évaluer l'état de dispersion des nano-charges au sein de la matrice.

II.10.1 Diffraction des rayons X :

En diffraction des rayons X, on peut mesurer la distance inter lamellaire d_{hkl} (h, k, l étant les indices de Miller) et évaluer le niveau d'intercalation grâce à la loi de Bragg :

$$2 d_{hkl} \sin(\theta) = n \lambda$$

Où θ est l'angle des pics, n l'ordre de réflexion et λ la longueur d'onde des rayons X.

Grâce à la diffraction des rayons X, on peut accéder à l'espacement entre les feuillets dans le nano-composite, ce qui nous permet de distinguer deux types de morphologies : l'intercalation et l'exfoliation. L'intercalation reflète l'insertion des chaînes polymères entre les feuillets d'argile, tandis que l'exfoliation présente la dispersion individuelle de chaque feuillet. Elle est également appelée délamination.

II.10.2 Microscopie électronique

La microscopie optique permet l'observation des particules de grandes tailles (agglomérats ou agrégats). Cependant, la nanostructure fine des argiles lamellaires nécessite une technique d'observation à très fort grossissement, en particulier, la microscopie électronique en transmission qui permet l'observation des charges à l'échelle du nanomètre sur un échantillon de section ultrafine. Elle peut être utilisée pour observer la répartition des feuillets au sein de la matrice et confirmer la morphologie prédite par la DRX (figure II.2).

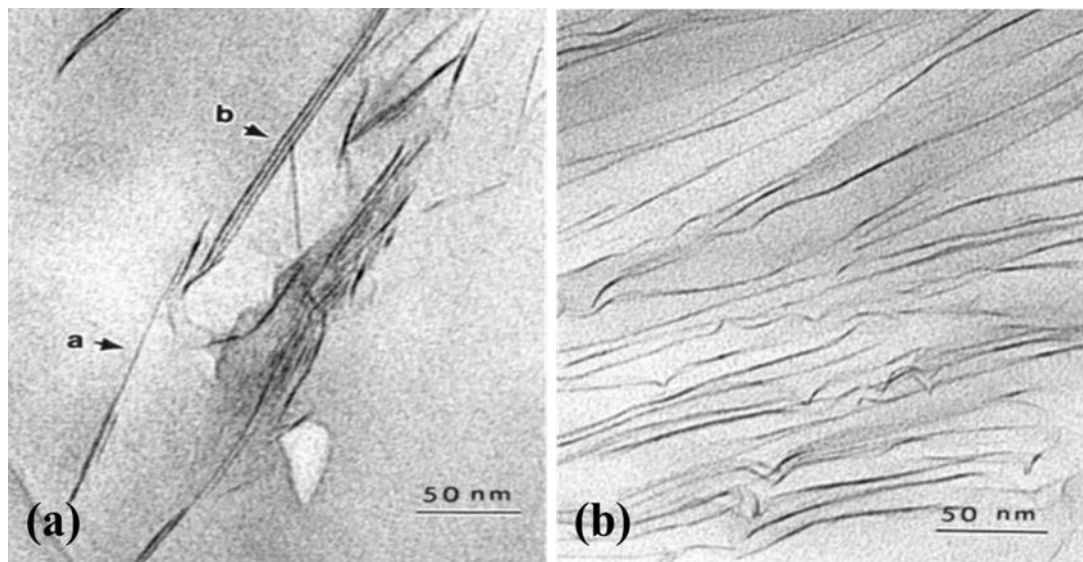


Figure II . 2:Images MET de (a) morphologie intercalée/ exfoliée (b) morphologie exfoliée [Morgan A. B-2003].

II.10.3 Rhéologie

La rhéologie peut être définie comme la science qui étudie l'écoulement de la matière et, plus particulièrement, la déformation qu'elle subit sous une contrainte donnée. Elle peut être un bon outil de caractérisation pour mettre en évidence la différence de comportement rhéologique entre un polymère chargé et une matrice seule, liée aux interactions charge-charge et charge- matrice à l'état fondu. La caractérisation rhéologique en régime dynamique peut renseigner sur l'état de dispersion des nanoparticules. La pente du module élastique G' aux faibles fréquences de sollicitation est en général de 2 pour les polymères thermoplastiques fondus [Peurton 2008]. Lorsque les nano-charges sont bien dispersées, les interactions entre

nano-charges sont nombreuses. La pente du module G' est alors inférieure à 2 et un plateau apparaît à basse fréquence.

II.11 Voies de préparations des composites à base de CNT

II.11.1 Dispersion physique par voie solvant

La voie solvant, par sa praticité et son efficacité, est certainement la méthode la plus utilisée pour obtenir des composites. Cette voie est décomposée en trois étapes : dispersion des CNT en solution, mélange avec le polymère souhaité et enfin précipitation du polymère ou évaporation du solvant pour obtenir le composite final. Cependant mis à part dans les solutions très acides, par exemple d'acide sulfurique ou chlore sulfonique [Davis 2009], les CNT ne sont pas ou très peu solubles dans les solvants usuels tels que l'eau ou les solvants organiques. Ainsi il est préconisé d'utiliser un additif lors de la première étape de dispersion en solution. De plus, une étape de sonication est souvent réalisée avant ou après l'ajout de ces agents dispersant pour initier la désagrégation des amas de CNT.

Une première méthode pour obtenir des dispersions stables se base sur l'adsorption d'homopolymère à la surface des CNT. Cette approche repose sur un bilan thermodynamique simple : le coût entropique causé par l'adsorption du polymère est négligeable par rapport au gain d'énergie libre dû à l'écrantage de l'interaction solvophobe entre le solvant et les CNT. Ainsi des solutions stables de nanotubes ont été obtenues dans l'eau par son cation en présence de polyvinyle pyrrolidone (PVP) et de polystyrène sulfonates (PSS). Après dépôt de ces dispersions sur un substrat, les nanotubes apparaissent majoritairement individualisés. Des possibilités de conformations du PVP à la surface des CNT dans le cas de l'adsorption d'une monocouche de polymère. Il est aussi possible d'utiliser des polymères conjugués ou possédant des groupes pyrènes qui par des interactions de type π - π avec la surface des CNT peuvent améliorer la dispersion des CNT en solution.

II.11.2 Dispersion par voie fondue

La méthode la plus directe, sans solvant ni à priori d'agent dispersant, pour obtenir des composites consiste à disperser les CNT par voie fondue en utilisant un mélangeur ou une extrudeuse. Le principe est de vaincre le potentiel attractif entre tubes grâce à l'énergie apportée lors d'un mélangeage intense. La qualité de la dispersion peut être modulée par la température, la vitesse de rotation et le temps de résidence.

Pour un fluide newtonien la contrainte appliquée aux agrégats de CNT, vus comme des particules, peut être approximée par la formule suivante $\tau = k \cdot \eta \cdot d\gamma/dt$ où $d\gamma/dt$ est le taux de cisaillement, k dépend de la forme de la particule et η est la viscosité du fondu. Nous voyons donc que la contrainte dépend linéairement de la viscosité qui elle-même diminue avec la température pour les polymères fondus. Un exemple est donné pour des composites à base de polycarbonate sur la Figure II.3 où une élévation de la température de 50 °C conduit à un état de dispersion clairement inférieur. Récemment il a aussi été montré que pour une même

contrainte τ la viscosité du polymère a une influence sur la dispersion obtenue. En effet, un polymère de plus faible viscosité peut éroder les agrégats par un mécanisme

« D'infiltration désagrégation » et conduire dans certaines limites à des dispersions plus efficaces.

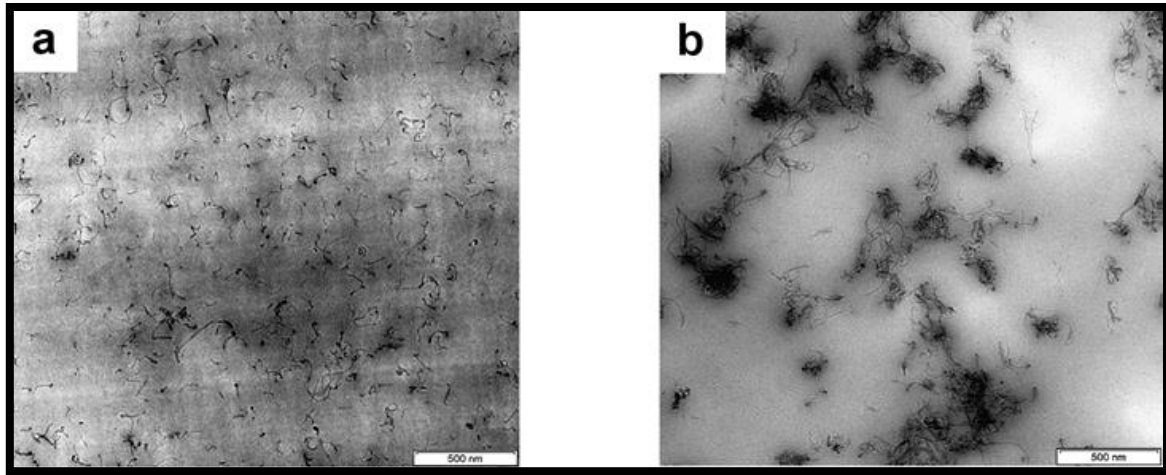


Figure II.3: Images TEM de polycarbonate avec 0.875% en masse de MWNT: a) extrudé à 250 °C, 50 rpm et 15 min ; b) extrudé à 300 °C, 50 rpm et 15 min.

II.12 Les domaine d'application des composites

II.12.1 Les applications des nano-composites

Même si les nano-composites sont très présents au niveau de la recherche, peu sont viables commercialement. Cependant, certaines applications accélèrent la transition notamment dans l'automobile, le conditionnement (packaging) ou la tenue au feu. La plupart de ces applications concernent les matériaux à matrice polymère car les procédés de fabrication sont largement maîtrisés et à faible coût [Mazrouaa2012]. Ils sont aussi très utilisés dans le domaine de l'électricité et de l'électronique (composants électriques et cartes de circuits imprimés). Tableau II.2 présente les applications potentielles actuelles nano-composites à base de polymères.

Tableau II.2: Applications potentielles des nano-composites à base de polymère

Nano-composites	Applications	Compagnie et/ou le nom commercial du produit
Polyamide 6	CARTER ceinture: l'automobile	Toyota/Ube
Polyamide	Automobile passes étape	GMSafariet Astra Vans
Différents polymères conducteurs/MWCNT	Dissipation électrostatique	Hyperion

II.12.2 Les composites dans la construction civiles

L'utilisation de composites dans la construction civile est un nouveau créneau, qui commence à intéresser les bâtisseurs. Le nombre de dégâts causés par la science à travers le monde a poussé les chercheurs à s'intéresser aux composites. Le handicap majeur de l'utilisation des matériaux composites et les nano-composites dans la construction civile, reste leur coût, qui est encore excessif. L'utilisation des composites renforcés de fibres de carbone, complément des composites à fibre de verre pourra se développer dans le secteur de la construction civile. Les nano-composites apportent au bâtiment la souplesse des formes, la résistance aux contraintes climatiques, et les composites et les nano-composites renforcés de fibre de carbone la résistance au séisme. L'utilisation des nano-composites dans le bâtiment ne pourra se développer que si les prescriptions techniques actuelles sont mieux adaptées à leur spécificité.

II.13 Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticule aux polymères

Les avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticule aux polymères

Tableau II.3: Avantages et inconvénients de l'ajout de nanoparticule

Avantages	Inconvénients
Retardateurs de flammes	Sédimentation
Barrière aux gaz	Difficultés de dispersion
Expansion thermique	Augmentation de la viscosité
Conductivité thermique	Chaque nanomatériau possède une potentielle toxicité qui lui est propre.
Renforcement	la possibilité d'effets respiratoires, cardiovasculaires ou neurologiques.
Propriétés mécaniques (ténacité, rigidité)	Coloration noire lorsque des particules de carbone sont utilisées

II.14 Conclusion

Les nano-composites constituent une classe de matériaux à part entière : 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 au renfort) et dans le fait que certaines propriétés spécifiques n'apparaissent qu'à l'échelle du nanomètre.

La maintenance des ouvrages de génie civil consiste à les protéger en assurant une meilleure étanchéité ou en limitant la corrosion. On les répare en cherchant à compenser les pertes de rigidité ou de résistance dues à la fissuration. On les renforce en améliorant les performances et la durabilité des ouvrages les matériaux composite, en particulières à la base de nano charge, de par leur rigidité spécifique, présentent un grand intérêt pour la réparation .de plus, malgré leur prix élevé, ils présentent un avantage économique car ils peuvent être mis en œuvre directement sur les structures par moulages au contact, précède appelé aussi polymérisation in situ ou stratification directe. Ceci permet de réduire considérablement les couts liés à la manipulation des matériaux.

Chapitre III :

Théories des plaques

III.1 Introduction

Les plaques sont des structures très utilisées dans l'industrie sous-marine, aérospatial, le génie civil et dans des constructions courantes (ponts, toits de bâtiments,...), dans le domaine de l'énergie, et dans la conception industrielle (turbines, pièces de mécanique, carrosserie de voiture,...). Tous ces domaines sont stratégiques et économiquement très importants. C'est pour cette raison que les plaques ont fait l'objet de très grand nombre de travaux depuis plus d'un siècle.

III.2 Définition

Une plaque est un solide bidimensionnel, défini par une surface de référence plane (plan xy) et par une petite épaisseur (notée $h(x, y)$) par rapport aux autres dimensions (longueur et largeur), elle peut être constituée d'un matériau homogène ou peut être obtenue par l'empilement de différentes couches de matériaux orthotropes. Une analyse élastique des plaques consiste à une analyse d'un modèle mathématique bidimensionnel ce qui nous conduit à une analyse d'un problème en élasticité plane.

III.3 Différents types de plaques

En fonction de la nature des matériaux qui les constituent et de la géométrie de leur section transversale, les plaques peuvent être classées en trois catégories.

III.3.1 Les plaques isotropes

Elles sont constituées d'un matériau isotrope (acier, béton) et leur section transversale est homogène. Elles sont définies par deux paramètres élastiques (E et ν : respectivement le module d'élasticité et le coefficient de Poisson). On les retrouve dans les constructions civiles courantes (bâtiments, ouvrages d'art,...).

III.3.2 Les plaques orthotropes

Leurs propriétés élastiques sont différentes dans deux directions perpendiculaires. L'orthotrope peut être naturelle (bois) ou techniques (dalles rédiées). Le comportement de ces dalles est défini par quatre paramètres élastiques et on les retrouve dans les constructions navales, aéronavales, de réservoirs de l'industrie chimique, des bâtiments et d'ouvrages d'art. [BATHE 2003]

III.3.3 Les plaques anisotropes

Leurs propriétés élastiques sont différentes dans toutes les directions. Neuf paramètres élastiques sont suffisants pour les définir. Elles sont souvent constituées de matériaux composites et sont surtout utilisées dans l'industrie aéronavale.

III.4 Hypothèses pour l'étude des plaques

La théorie des plaques, qu'on considère dans ce qui suit, est basée sur :

- L'hypothèse dite des sections droites (ou planes) : les points matériels situés sur une normale à la surface moyenne non déformée restent sur une droite dans la configuration déformée. les déplacements u et v (suivant x et y) d'un point quelconque, varient alors linéairement en z et le déplacement transversal w (suivant z) n'est fonction que de x et y . cette hypothèse a été proposée par plusieurs auteurs, dont les plus connus sont Reissner, Hencky, Bollé, Mindlin et permet de prendre en compte l'influence des déformations. Elle a été initialement proposée pour les plaques isotropes mais ensuite a été appliquée aux plaques orthotropes et multicouches.
- L'hypothèse d'une déformation transversale ε_z nulle (pas de variation d'épaisseur).
- L'hypothèse des contraintes planes : dans les relations de comportement, la contrainte σ_z est négligeable par rapport aux autres composantes du tenseur de contraintes.
- L'hypothèse d'anisotropie plane pour chaque couche dans le cas d'une plaque composite (l'axe x est l'axe d'orthotropie de toutes les couches).
- La prise en compte d'une loi de comportement de cisaillement transversal, dépendant de facteurs de correction déterminés a priori par des considérations d'équivalences énergétiques, en généralisant la démarche utilisée pour les poutres et en s'inspirant de la théorie mixte de Reissner.

Cette théorie des plaques, dite du premier ordre est appelée, dans la suite de ce chapitre, théorie (ou modèle) de Reissner/Mindlin. Elle fait intervenir :

- Cinq variables cinématiques indépendantes (les déplacements de membrane u et v dans le plan de référence $z = 0$, le déplacement transversal w et les rotations Φ_x et Φ_y de la normale à la surface moyenne dans les plans xz et yz respectivement) ;
- Trois efforts résultants de membrane notés N_x , N_y , N_{xy} ; trois moments de flexion (ou couples) notés M_x , M_y , M_{xy} ; deux efforts tranchants notés T_x , et T_y .

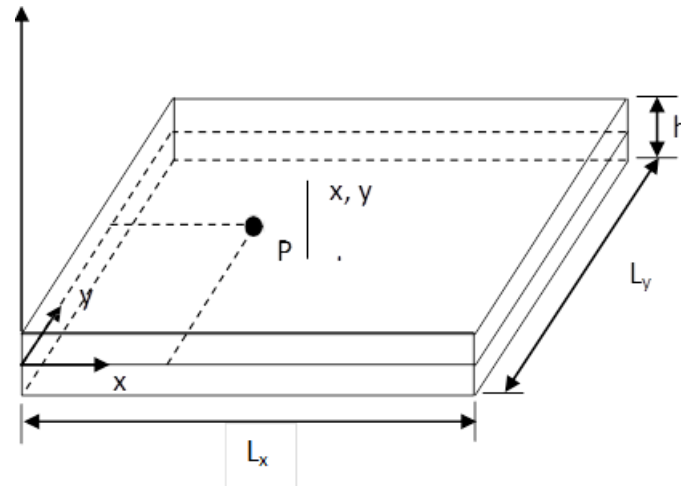


Figure III. 1 : Description d'une plaque (géométrie et variables)

III.5 Les modèles analytiques des plaques

III.5.1 La théorie classique des plaques minces de Love-Kirchhoff (CPT)

On parle d'une plaque mince, lorsque la flèche générée par les déformations de cisaillement reste négligeable devant la flèche générée par la courbure de la plaque. Dans le cas d'une plaque homogène isotrope, la part de cisaillement dans la flèche est directement reliée à l'élancement (Lh).

La théorie classique des plaques minces (CPT) se base sur les hypothèses de Love-Kirchhoff, selon lesquelles une droite normale au plan moyen de la plaque reste perpendiculaire après déformation (figure III.1), ce qui revient à négliger les effets de déformation en cisaillement transverse.

Ce modèle de plaque peut être référé en Timoshenko et Woinowsky-Krieger [Timoshenko 1959], [Reddy 1997], [Reddy 1999],

En se basant sur les hypothèses ci-dessus, le champ de déplacement basé sur est donné par :

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

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

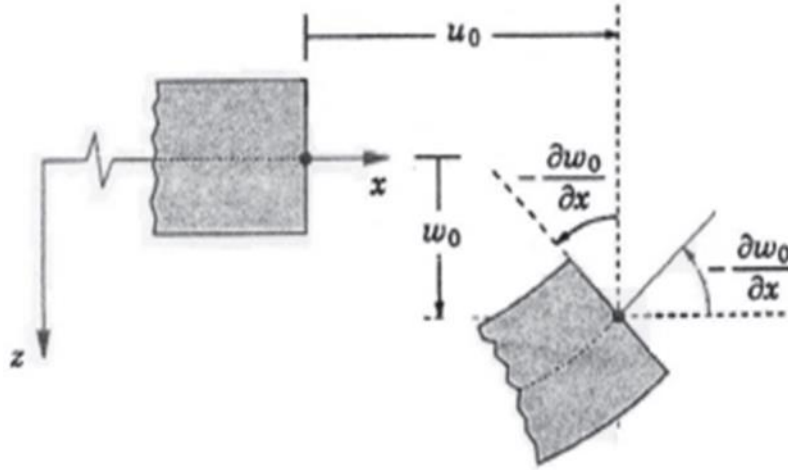


Figure III. 2: Illustration de la plaque de Love Kirchhoff [Reddy 1997]

III.5.2 La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDT)

La théorie de déformation en cisaillement du premier ordre a prolongé la théorie classique des plaques en tenant compte de l'effet de cisaillement transverse, dans ce cas les contraintes et les déformations sont constantes à travers l'épaisseur de la plaque, ce qui oblige l'introduction d'un du facteur de correction. Les études sur la théorie de déformation en cisaillement du premier ordre (FSDT) peuvent être référées dans [Reissner 1945], [Mindlin 1951] qui a mené au modèle de plaque de Reissner-Mindlin. Ainsi que Timoshenko et Woinowsky-Krieger [Timoshenko 1959], [Reddy 1997].

La théorie du premier ordre est basée sur le champ de déplacement suivant :

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

Avec : (u_0, v_0, w_0) et (Φ_x, Φ_y) sont les déplacements en membrane et les rotations autour des axes x et y , respectivement.

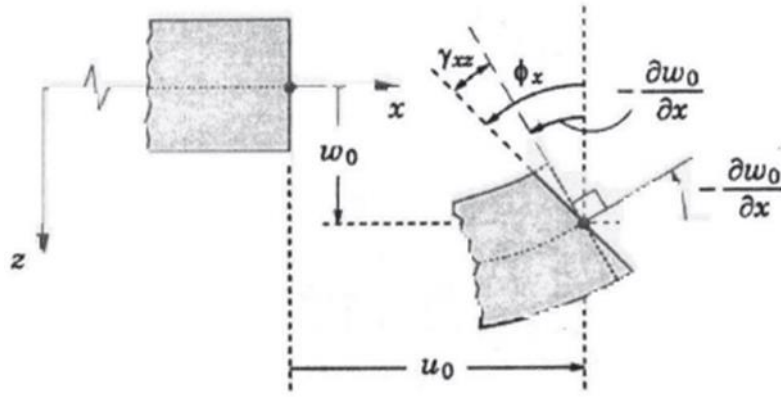


Figure III. 3: Illustration de la plaque de Reissner-Mindlin [Reddy 1997].

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

III.5.3 La théorie de déformation en cisaillement d'ordre élevé (HSDT)

À la différence de la théorie CPT et la théorie FSDT avec les acceptations de la distribution linéaire du déplacement par l'épaisseur, la théorie d'ordre élevé est basée sur une distribution non linéaire des champs dans 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, [Reissner1975], [Reddy 1984], et [Kant 2002]. Nous avons introduit ici quatre modèles de plaque utilisés pour analyser le comportement des matériaux à gradient de propriétés.

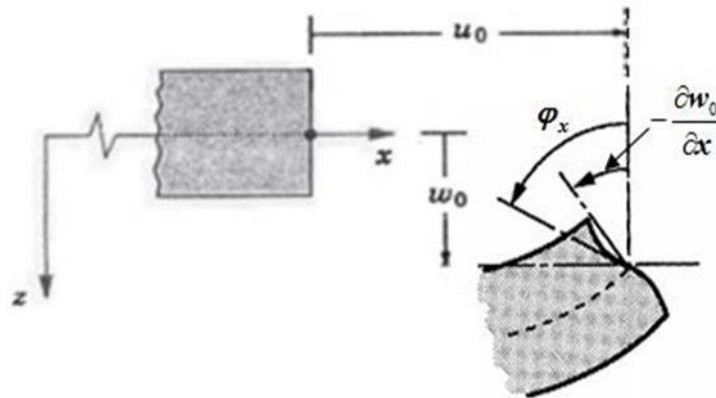


Figure III. 4: Illustration de la plaque d'ordre élevé [Reddy 1997].

Le champ de déplacement est généralement écrit comme suit:

$$\begin{aligned}
 u(x, y, z) &= u_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} + \Psi(z) \Phi_x(x, y) \\
 v(x, y, z) &= v_0(x, y) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} + \Psi(z) \Phi_y(x, y) \\
 w(x, y, z) &= w_0(x, y)
 \end{aligned} \tag{3.3}$$

Avec : (u_0, v_0, w_0) et (Φ_x, Φ_y) sont les déplacements en membrane et les rotations

Autour des axes x et y, 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 (FSDT) peut être obtenue par $\Psi(z)=z$.

III.6 Revue sur les différents modèles de la théorie d'ordre élevé

Pour franchir les limites des théories du premier ordre, plusieurs auteurs ont proposé quelques contributions importantes pour le développement de modèles d'ordre élevé qui se sont distingués dans la littérature par l'expression de la fonction de cisaillement $\psi(z)$. Les modèles sont basés sur une distribution non linéaire des champs de déplacement à travers l'épaisseur, et qui permettent de représenter le gauchissement de la section transversale dans

La configuration déformée Nous citons en particulier : [Ambartsumyan 1969], [Reissner 1945], [Murthy 1981]

- L'approche d'Ambartsumyan [Ambartsumyan 1969] avec :

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

- L'approche de Reissner [Reissner 1945] avec :

$$\Psi(z) = \frac{5}{4} z \left(1 - \frac{4z^2}{3h^2} \right)$$

- L'approche de Levinson, Murthy [Murthy 1981] et Reddy Avec :

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

Récemment, [Afaq et al 2003] proposent un modèle exponentiel avec une cinématique plus riche. La fonction de distribution de cisaillement transverse est de la forme Suivante:

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

Nous regroupons dans le tableau suivant les différentes fonctions de cisaillement ainsi qu'une comparaison entre les différents modèles.

Tableau III.1: Différentes fonctions de cisaillement utilisées dans les théories des plaques.

Théorie	Intitulé	Fonction de cisaillement $\Psi(z)$	Distribution de γ_{xz} et γ_{yz} Suivant z	Coefficient de correction de cisaillement	Domain de Validité
CPT.Kirchoff	Théorie classique des plaques	0			Plaques minces
FSDT Midlin	Théorie de déformation des plaques du 1er ordre	Z	constant	Requis	Plaques minces et moyennement épaisses
Ambartsumian	Théorie d'ordre supérieur	$\frac{z}{2}(\frac{h^2}{4} - \frac{z^2}{3})$	Quadratiques	Non Requis	Plaques minces et moyennement épaisses
Reissner	Théorie d'ordre supérieur	$\frac{5}{4}z(1 - \frac{4z^2}{3h^2})$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses
TSDPT, Touratier	Théorie de déformation trigonométrique des plaques	$\frac{h}{\pi} \sin(\frac{\pi z}{h})$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses
ESDPT Karama et al.	Théorie de déformation exponentielle des plaques	$ze^{-2(\frac{z}{h})^2}$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses
PSDPT, Levinson	Théorie de déformation parabolique des Plaques	$z(1 - \frac{4z^2}{3h^2})$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses
Elmeiche, Tounsi et al	Théorie raffinée des plaques	$\frac{(\frac{h}{\pi}) \sin(\frac{hz}{\pi})}{\cosh(\frac{\pi}{2} - 1)}$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses
Aiteatmane et al	Théorie raffinée des plaques	$\frac{\cosh(\frac{\pi}{2})}{\cosh(\frac{\pi}{2}) - 1} z - \frac{\frac{h}{\pi} \sinh(\frac{\pi z}{h})}{\cosh(\frac{\pi}{2}) - 1}$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses
Shimpi	Théorie raffinée des plaques	$h[\frac{1}{4}(\frac{z}{h}) - \frac{5}{3}(\frac{z}{h})^3]$	Paraboliques	Non Requis	Plaques minces et Épaisses

III.7 Conclusion

Comme on a vu ci-dessus, il existe donc de différents types de plaques (isotropes, anisotropes et orthotropes) qui se comportent avec différents comportements (flexionnel, membrane ou mixte), dont les études se font dans différents états (statique, dynamique). Ces études se basent généralement sur différentes théories, principalement on utilise celle de Love - Kirchhoff dans le cas des plaques minces, et celle de Reissner - Mindlin dans le cas des plaques épaisses.

Chapitre IV :
La porosité dans les matériaux

IV.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous présentons une étude bibliographique sur la porosité dans des matériaux. Dans un premier temps, nous introduisons quelques notions générales autour de la porosité en utilisant un bref rappel historique des études réalisées sur les matériaux poreux, leurs applications et leurs classifications, avec un accent particulier sur la porosité hiérarchique. Dans un deuxième temps, nous présentons brièvement les techniques de caractérisation de la porosité les plus utilisées ou les plus connues, allant de méthodes de caractérisation directes à des méthodes d'imagerie plus avancées. En dernier lieu, nous concluons ce chapitre avec un état-de-l'art sur différents outils et algorithmes nécessaires à la détermination des paramètres morphologiques et topologiques de la microstructure des milieux poreux.

IV.2 Histoire & définition

La découverte du premier matériau poreux, ou de ce qu'on peut appeler « matériau poreux primitif », est attribuée au minéralogiste Axel-Frédéric Crönstedt en 1756. Il s'agit de la zéolithe. De l'étymologie (zein) : bouillir (lithos) pierre, elle a pu être visualisée par la présence de bulles qui apparaissaient dans le minéral correspondant (la stabilité) lorsque celui-ci était chauffé à 150°C [Cnrs 2021]. Toutefois, la première utilisation d'un matériau poreux reste inconnue. En suivant le fil de l'histoire, certains la placent vers l'époque de la civilisation égyptienne à 1500 avant JC, lors de l'utilisation du charbon de bois. Au fil du temps, viennent d'autres utilisations telles que le traitement de l'eau en utilisant des systèmes à base d'argiles.

Un matériau poreux est défini comme un matériau diphasique constitué d'une phase solide, appelée matrice ou squelette, et d'une phase poreuse composée de vides répartis plus ou moins uniformément dans le squelette solide et qui peuvent être interconnectés ou non. Ces vides (pores) sont généralement remplis de fluides qui sont constitués de molécules de gaz ou/et de molécules de liquide. En raison de leur morphologie et structure interne particulières, les matériaux poreux sont généralement caractérisés par une surface élevée et une densité plus faible par rapport aux matériaux non divisés.

IV.3 Applications des matériaux poreux

Des matériaux poreux naturels ou synthétiques ont vu le jour tels que les matériaux de construction (brique), les matériaux fibreux (laines minérales), les matériaux à base de polymères, les végétaux (bois) ou encore la nourriture (l'exemple typique étant celui du pain). La structure des pores ainsi que les différentes caractéristiques morphologiques conditionnent la manière dont les matériaux poreux peuvent être mis à profit et appliqués. De nos jours, ces matériaux sont présents dans différents domaines avec des multiples applications [Vafai 2012].

IV.4 Classification des matériaux poreux

Généralement, les pores sont classés en fonction de leur accessibilité depuis l’extérieur du matériau ; il y a deux catégories essentielles : les pores ouverts qui communiquent avec la surface externe, sont accessibles aux fluides et les pores fermés isolés de l’extérieur (Figure IV.1) d’après [Sciences et Technologies des Poudres 2018]). Ces derniers influencent les propriétés mécaniques du matériau et thermiques, mais ne participent pas à des processus tel que l’adsorption des molécules. Les deux, les pores ouverts et les pores fermés, constituent ce qu’on appelle la porosité intra-particulaire ou interne du matériau.

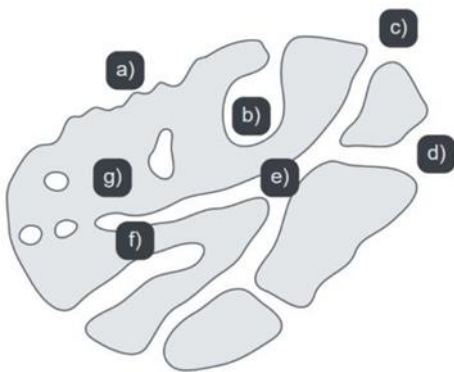


Figure IV.1 : Classification schématique des pores.

(a) : irrégularité, (b, c, d, e, f) : pores ouverts, (g) : pore fermé, (b, f) : pore borgnes, (c, d, e): pores en intercommunication.

En 1985, l’UICPA (Union Internationale de Chimie Pure et Appliquée) a classé les matériaux poreux selon la taille de leurs pores (Figure IV.1). Pour les pores de taille nanométrique, on trouve trois catégories de tailles ; les micropores (diamètre des pores inférieure à 2 nm), méso pores (diamètre des pores entre 2-50 nm) et macropores (diamètre des pores plus grand que 50 nm).

Classe de taille des pores									
Nanopore			Micropore			Millipore			
Sub-	Inter-	Super-	Sub-	Inter-	Super-	Sub-	Inter-	Super-	
0.1 nm	1 nm	10 nm	100 nm	1 µm	10 µm	100 µm	1 mm	10 mm	10 cm

Figure IV.2: Représentation schématique des classes de taille des pores selon UICPA.

IV.5 La caractérisation de la porosité

La variété des méthodes d'évaluation de la porosité est liée à la diversité des matériaux poreux et aux objectifs de chaque approche. Ainsi, dans l'étude d'un adsorbant ou d'un matériau utilisé dans la catalyse, une mesure de la surface spécifique, par exemple, peut être privilégiée. Par contre, si l'objectif concerne le contrôle de la taille des pores, les méthodes de détermination de la distribution de taille seront une préférence [Félix 2012]. Les méthodes de caractérisation de la porosité sont très souvent liées à une classification des matériaux poreux suivant des critères donnés. Les matériaux poreux peuvent être classés suivant le type de porosité dominante (fermée ou ouverte), l'origine de la porosité (inter ou intra particule), la résistance mécanique (rigide ou fragile) ou la taille des pores. Voici quelques exemples permettant d'illustrer la variété des techniques employées.

IV.5.1 Porosimétrie par Intrusion d'Eau

La porosimétrie à l'eau est une technique reposant sur l'exploitation de pesées d'un échantillon de matériau poreux à différents états hydriques. Cette technique simple permet notamment de mesurer la porosité totale accessible à l'eau, le volume apparent d'un échantillon et la saturation en eau. Grâce à la taille des molécules d'eau, la porosimétrie à l'eau permet d'investir des pores jusqu'à 0,5 nm de diamètre (taille de deux molécules d'eau) [GALLÉ 2001]

IV.5.2 Porosimétrie par intrusion de mercure

La Porosimétrie par Intrusion de Mercure (PIM) permet d'obtenir rapidement sur les caractéristiques géométriques d'un réseau poreux pour des diamètres de pores compris entre 3nm et 800µm. Les caractéristiques déterminées sont notamment : le volume des pores accessibles au mercure, la surface spécifique, le volume introduit en fonction de la taille des cols d'accès aux pores, et la répartition en taille des cols d'accès aux pores.

Grâce à son caractère non-mouillant, le mercure ne peut pas entrer de lui-même dans les pores d'un matériau : il faut exercer une pression afin qu'il puisse y pénétrer. Si le pore est supposé cylindrique, la relation entre pression exercée et rayon du pore considéré est donnée par l'équation de Washburn

$$P_{Hg} = 2\gamma_{Hg} \frac{\cos \theta}{r_p}$$

Avec P_{Hg} , la pression exercée sur le mercure [Pa], γ_{Hg} , la tension superficielle du mercure [N.m⁻¹], θ l'angle de contact entre le mercure et la surface du pore, et r_p , le rayon du pore considéré [m].

Connaissant le volume de mercure injecté en fonction de la pression exercée lors de la mesure PIM, il est possible de déterminer le volume cumulé de mercure introduit en fonction de la taille du col d'accès aux pores (r_p), répartition en taille de pores.

IV.5.3 Sotériologie

Elle consiste à observer au moyen d'un microscope optique ou électronique une coupe du matériau dont l'image peut être traitée pour augmenter le contraste entre les pores et la matrice. Cette méthode permet d'obtenir certaines caractéristiques géométriques de la porosité comme, entre autres, le rapport de la surface des pores à celle de la matrice pour une image (surface) de la coupe considérée [HAYNES 1973].

IV.5.4 La micro-tomographie

La micro-tomographie est une technique non destructive d'analyse 3D très récente, fournissant une image volumique de la répartition du coefficient (μ) d'absorption linéaire des rayons X [LEDRU 2009]. Lorsque l'échantillon considéré est un multi matériau dont les constituants présentent des différences marquées de valeur de μ , il est possible d'extraire par segmentation une image 3D de la distribution spatiale des différents constituants.

Les matériaux organiques d'une part, inorganiques d'autre part et le gaz de l'atmosphère n'ayant pas les mêmes coefficients d'absorption des rayons X, il est possible d'obtenir une cartographie 3D du réseau fibreux d'un matériau composite à renfort fibre de verre et matrice époxy. Ces mêmes travaux montrent qu'il est aussi possible d'obtenir une cartographie 3D des porosités présentes dans ce matériau. Il est alors facile de calculer le pourcentage volumique de ces interstices dans ce matériau, mais aussi d'analyser leur morphologie, leurs répartitions etc...). Cependant, cette technique reste actuellement relativement onéreuse et surtout applicable à de très petits volumes pas forcément représentatifs de la pièce, notamment en raison du très grand nombre de données générées par échantillon.

IV.5.5 Diffusion de rayonnement

Cette technique n'est applicable que sur des solides dont les pores et la matrice présentent des caractéristiques (distribution de la taille et de la répartition des pores. . .) accessibles à partir de la mesure de la distribution angulaire de l'intensité du rayonnement diffusé [MAZUMDER 2004].

La surface du matériau est placée sous un faisceau incident d'un rayonnement électromagnétique monochromatique (rayon lumineux ou rayon X) ou de neutrons. Cette technique est particulièrement adaptée pour les pores de dimension moléculaire. Mais l'effet de la rugosité de surface, entre autres, doit être pris en compte, puisqu'elle peut avoir une influence sur la diffusion du rayonnement.

IV.5.6 Les ultrasons

Très utilisée dans le milieu industriel car non destructif, cette méthode permet d'analyser rapidement la totalité du volume d'une pièce et d'évaluer la quantité de porosité qu'elle renferme. En effet, la présence de porosité dans ces matériaux vient perturber fortement la propagation d'ondes ultrasonores. En comparant la différence d'amplitude entre le signal d'entrée et le signal de sortie, une estimation de la quantité de porosités présentes dans la pièce peut être déterminée [MASCARO 2006]. Cependant, cette technique repose sur la comparaison de l'atténuation mesurée sur la pièce par rapport à l'atténuation mesurée sur des

éprouvettes étalons. On obtient ainsi des estimations sur le taux volumique de porosité et sur l'homogénéité générale des pièces (répartition de la porosité, répartition de la matrice...). En revanche, peu d'informations relatives à la répartition de la porosité dans l'épaisseur, à leurs morphologies, ni de valeur précise de leur taux volumique au sein de la pièce peuvent être avancées. De plus, la conception et la quantification des défauts au sein des éprouvettes étalons peuvent amener quelques interrogations, car hormis la micro-tomographie, aucune méthode ne donne de valeur précise du taux volumique de porosité. Cela constitue par ailleurs l'objectif majeur de cette étude.

IV.5.7 Pycnomètre

Elle permet de déterminer la masse volumique apparente à partir de la pénétration d'un fluide, par exemple d'un liquide, dans les pores ouverts [WADE 2015]. Le choix du liquide est primordial pour la détermination de la porosité. Si le liquide « mouille » mal le solide, il ne pourra pas pénétrer complètement dans les pores et s'il « mouille » très bien le solide, il aura tendance à pénétrer dans tous les pores accessibles à ses molécules. Dans ce cas, on peut s'attendre à une augmentation de la porosité ouverte quand la taille de la molécule sonde diminue. Cette méthode suppose que la masse volumique du liquide considéré reste constante jusqu'à la surface du solide, c'est-à-dire que l'effet d'adsorption du liquide demeure négligeable. De plus, il faut utiliser un Liquide parfaitement dégazé, qui soit compatible avec le solide et, en particulier, qu'il ne provoque pas un gonflement ou une désagrégation du matériau. Dans certains cas, il est souvent préférable d'utiliser un gaz plutôt qu'un liquide. Par exemple avec de l'hélium, on peut mesurer la masse volumique absolue du matériau. Ainsi pour les roches, la méthode repose sur les mesures séparées de la masse sèche de poudre de roche par pesée et celle de son volume au moyen d'un pycnomètre à hélium.

IV.5.8 La dégradation chimique

La dégradation chimique consiste à :

- dans un premier temps, à évaluer la densité du matériau composite. Celle-ci peut être déterminée par exemple en mesurant la poussée d'Archimède exercée sur l'éprouvette lorsque celle-ci est placée dans de l'eau distillée. La masse de l'éprouvette en gramme sera notée (m_1), et son volume en g/cm^3 ($V_{\text{éprouvette}}$) [LEDUR 2009]
- Dans un second temps, le réseau fibreux du composite est séparé de la matrice soit par calcination, soit par dégradation chimique. Contrairement au composite à base de fibre de verre, cette technique n'est pas adaptée pour mesurer le taux de porosité d'un composite à renfort en fibre de carbone. Le carbone réagit avec le dioxygène de l'air pour former du CO ou CO₂. Les fibres se volatiliseront en même temps que la résine.

Une fois les fibres séparées de la matrice, elles sont pesées (m_2). Connaissant les densités des fibres (fibre) et de la matrice (résine), il est alors facile de calculer le taux volumique de porosité :

$$\frac{\% \text{porosité}}{100} = 1 - \frac{m_1 - m_2}{\rho_{\text{résine}} V_{\text{éprouvette}}} - \frac{m_2}{\rho_{\text{fibre}} V_{\text{éprouvette}}} \quad (4.1)$$

Cette technique est cependant destructive, nécessite le prélèvement d'échantillons représentatifs, et ne donne aucune information sur la répartition, ni sur la morphologie de la porosité. De plus, il est important de noter qu'elle n'est pas très précise : une erreur de 1% sur les valeurs des densités de la résine ou de la matrice entraîne une modification de $\pm 0,5\%$ (valeur absolue) sur le taux de porosité déterminé, et la même erreur de mesure sur les masses m_1 ou m_2 induit une modification de $\pm 0,3\%$ (valeur absolue) sur ce même taux.

IV.5.9 La tomographie électronique

Grace aux images en deux dimensions obtenues en MET, il est possible de reconstruire un volume d'échantillon en faisant appel à une procédure inverse à celle utilisée pour obtenir une projection, c'est la tomographie électronique. Les micrographies sont obtenues à différentes orientations de l'échantillon (Figure IV.3) puis traitées ensemble numériquement grâce à un logiciel de reconstruction. Plusieurs algorithmes de reconstruction sont possibles, pour prendre au mieux en compte le fait que les échantillons plans ne peuvent pas être tournés sur 180° (présence d'images manquantes).

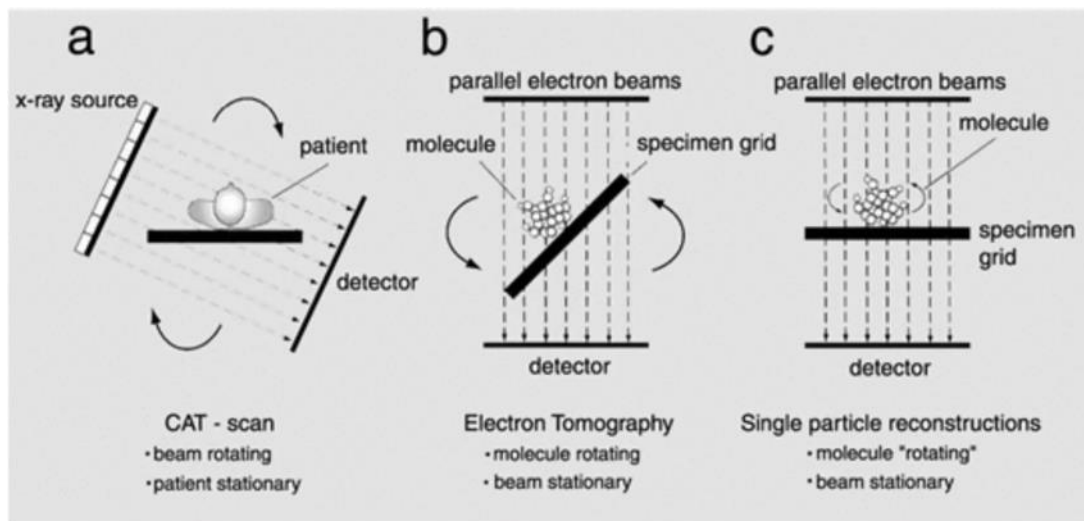


Figure IV.3 : schéma de la tomographie électronique [FRANK 2007]

IV.6 Effet de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux

L'étude des propriétés mécaniques des matériaux poreux se résume généralement à déterminer une corrélation entre la porosité et les propriétés mécaniques : une augmentation de la fraction volumique de pores implique une diminution des propriétés mécaniques (Figure IV.3) [CLÉMENT 2013].

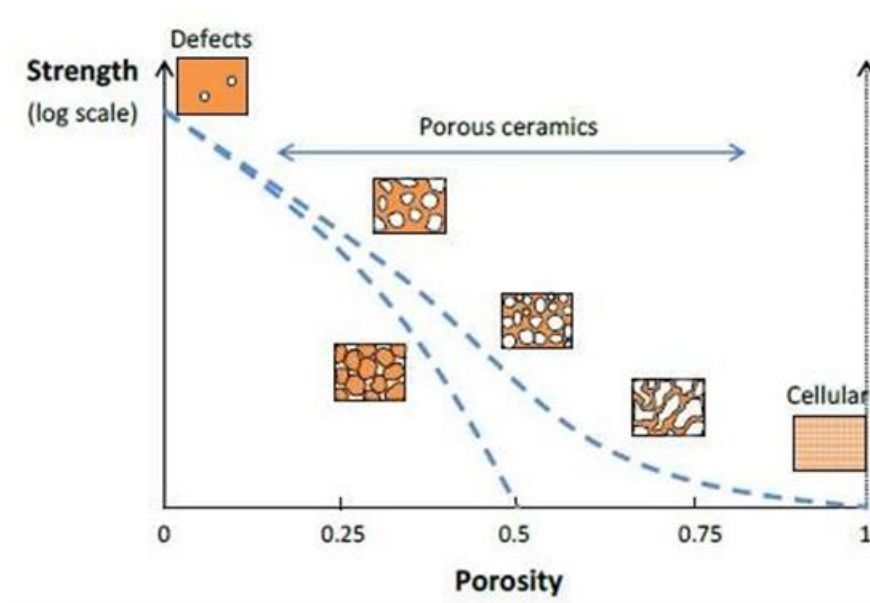


Figure IV.4 : Représentation de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux poreux

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

IV.6.1 Porosité et module d'élasticité longitudinale (le module de Young/porosité)

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

$$E = E_0(1 - bp) \quad [\text{DEAN, E 1983}] \quad (4.2)$$

- E : est le module de Young à la porosité P ,
- E_0 : le module de Young à porosité nulle
- b : Paramètre dépend de la nature et de la géométrie du matériau

Ce modèle linéaire repris dans la théorie de l'élasticité d'Einstein [EINSTEIN 1906], qui l'utilisait pour décrire le comportement élastique d'un fluide avec une suspension de sphères dures.

$$E = E_0(e^{-bp}) \quad (4.3)$$

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

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

$$E = E_0 \frac{(1-p)}{(1+p)} \quad (4.4)$$

Ce modèle non linéaire a été proposé par Hasselman [HASSELMAN 1962] est directement basé sur les expressions obtenues par Hashin [HASHIN 1962] pour les modules de matériaux avec suspensions diluées de pores sphériques.

$$E = E_0 \left(1 - bp^{\frac{2}{3}}\right) \quad (4.5)$$

Cette relation à puissance (2/3) a été dérivée par Martin et Haynes [MARIN 1971] pour le module de Young des matériaux poreux et a été utilisée tardivement pour analyser les données de plusieurs matériaux.

Le principal inconvénient de ces modèles est qu'ils ne peuvent pas être utilisés pour toute la plage de porosité. Il semble que certaines conditions doivent être remplies par un bon modèle pour toute la plage de porosité: il doit être aussi simple que possible, doit posséder le plus petit nombre possible de paramètres d'ajustement et il est nécessaire d'intégrer la porosité critique (seuil de percolation) au modèle. Pour cette raison, le modèle exponentiel de Knudsen et Spriggs équation ne convient pas car aucun seuil de percolation n'est pris en compte. De plus, il est également inapplicable pour les mousses, car il ne satisfait pas la condition limite

$E = 0$ pour $P = 1$ (E est le module de Young et P est la porosité).

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

$$E = E_0 \left(1 - \frac{P}{P_c}\right)^{F_E} \quad (4.6)$$

IV.6.2 Porosité et le module de cisaillement (le module de cisaillement /porosité)

Le même modèle de percolation est valable pour le module de cisaillement de matériaux poreux.

$$G = G_0 \left(1 - \frac{p}{p_c}\right)^{f_G} \quad (4.7)$$

Où f_G est l'exposant caractéristique du module de cisaillement. Du point de vue de la stabilité mécanique du système, on peut s'attendre à ce que le seuil de percolation soit évidemment le même pour le module de Young et le module de cisaillement. Cependant, les exposants caractéristiques du module de Young et du module de cisaillement ne sont pas identiques en général. Il existe de nombreux paramètres qui influencent le module de Young et le module de cisaillement des matériaux poreux, Les principales sont:

L'influence de la taille de la poudre et de sa distribution de la méthode de préparation et de la forme et de la distribution de la poudre.

IV.6.3 Porosité et le coefficient de Poisson ν (le coefficient de Poisson ν /porosité)

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

$$\nu = \frac{E}{2G} - 1 \quad (4.8)$$

Après le remplacement des équations (4. 6) et (4.7) dans l'équation (4.8) nous obtenons

$$\nu = \frac{E_0}{2G_0} \left(\frac{p_c - p}{p_c} \right)^{F_E - F_G} - 1 \text{ Pour } p \leq p_c \quad (4.9)$$

Dans ce cas, le seuil de percolation est à nouveau considéré comme identique du point de vue de la stabilité mécanique. Cependant, comme les exposants caractéristiques du module de Young et du module de cisaillement ne sont pas toujours les mêmes, il est nécessaire de considérer un nouvel exposant caractéristique pour le coefficient de Poisson Où

$$F_\nu = F_E - F_G.$$

IV.7 Conclusion

Nous avons commencé ce chapitre par la présentation de quelques notions générales indispensables pour définir et caractériser la porosité d'un système. Dans le cas des matériaux poreux, leur structuration interne particulière constituée d'un squelette solide et d'une phase poreuse divisée les rend propices à l'utilisation dans de multiples applications. Parmi ces matériaux, un cas particulier est celui des matériaux à porosité hiérarchisée, en raison de leur complexité microstructurale qui rend très difficile leur caractérisation. Ils sont généralement caractérisés par une grande surface spécifique et une taille de pores facilement ajustable, ce qui suscite un fort intérêt pour leur utilisation dans diverses applications et domaines tel que ceux de l'isolation thermique et de la catalyse.

Dans la deuxième partie du chapitre, différentes techniques de caractérisation de la porosité ont été présentées. Une première partie est dédiée aux méthodes directes qui ont parfois des limitations importantes du point de vue de leur mise en pratique et de la pertinence des résultats obtenus dans le cas des matériaux complexes ou hétérogènes. Ensuite, les techniques basées sur une analyse dans l'espace direct, les techniques dites d'imagerie, ont été brièvement introduites, avec également leurs limitations en termes de résolution, de champ de vue et d'échelle d'observation.

Chapitre V : Résultats et discussion

V.1 Introduction

Dans un premier temps dans ce chapitre, on va présenter une validation de la présente théorie de déformation en cisaillement des plaques du premier ordre (FSDT) proposée en comparant les résultats obtenus et celles existantes dans la littérature présentée. Ensuite les Résultats numériques du comportement au flambement des plaques nano-composites (polymère PmPV/ NTC) avec porosité seront présentés et discutés.

(PmPV) : Poly (mphénylène-vinylène-co-2,5-dioctyloxy-pphénylène vinylène) est considérée comme une matrice on polymère du composite et les propriétés du matériau sont supposées être comme suit :

$$\nu^p = 0.34, \rho_0^p = 1150 \text{ kg/m}^3 \text{ et } E_0^p = 2.1 \text{ GPa}$$

Pour le matériau utilisé comme renfort dans la matrice polymère, les nanotubes de carbone type armchair (10,10) sont choisis avec les propriétés suivantes : [Zhu 2012].

$$V_{12}^{cnt} = 0.175 \rho^{cnt} = 1400 \text{ Kg/m}^3, E_{11}^{cnt} = 5646.6 \text{ GPa}, E_{22}^{cnt} = 7080 \text{ Pa}$$

$$G_{12}^{cnt} = G_{13}^{cnt} = G_{23}^{cnt} = 1944.5 \text{ Pa}$$

En utilisant la loi du mélange, les propriétés matérielles efficaces des plaques CNTRC peuvent être calculées, qui donne les modules effectifs de Young et de cisaillement des plaques CNTRC. Les propriétés des matériaux des plaques CNTRC peuvent être exprimées comme suit [Shen 2009]:

Cette règle inclut les paramètres d'efficacité CNT, η_1, η_2, η_3 afin de tenir compte du matériau dépendant l'échelle de propriétés [Han-2007]. Ainsi,

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

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

$$\frac{\eta_3}{G_{12}} = \frac{V_{cnt}}{E_{22}^{cnt}} + \frac{V_p}{E^p} \quad (5.1c)$$

$$V_{cnt} + V_p = 1 \quad (5.1d)$$

Il est défini que, E_{11}, E_{22}, G_{12} sont les modules de Young et le module de cisaillement du matériau composites NTC. et E_p, G_p correspondent aux propriétés matérielles de la matrice polymérique. (V_{cnt})(V_p); Sont les fractions volumiques des nanotubes de carbone et de la matrice et qui sont les fractions volumiques des nanotubes de carbone.

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

Dans ce travail, les paramètres d'efficacité (η_1, η_2, η_3) du CNT associés aux fractions volumiques (V_{cnt}^*) sont données comme suit : [Zhu 2012]

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

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

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

Le module de Young de la matrice polymère, sous l'effet de porosité, peut être défini en fonction du changement de la porosité, est défini par

Porosité uniforme

$$E^p = E_0^p (1 - (1 - \sqrt{1 - P_0}) \left(\frac{2}{\pi}\right))^2 \quad (5.2a)$$

$$\rho^p = \rho_0^p \left(1 - (1 - \sqrt{1 - P_0}) \left(\frac{2}{\pi}\right)\right)^2 \quad (5.2b)$$

Porosité symétrique 1 :

$$E^p = E_0^p \left(1 - p_0 \cos\left(\frac{\pi z}{h}\right)\right) \quad (5.3a)$$

$$\rho^p = \rho_0^p \left(1 - P_m \cos\left(\frac{\pi z}{h}\right)\right) \quad (5.3b)$$

Porosité symétrique 2 :

$$E^p = E_0^p \left(1 - p_0 \cos\left(\left|\frac{\pi z}{h} - \frac{\pi}{2}\right|\right)\right) \quad (5.4a)$$

$$\rho^p = \rho_0^p \left(1 - P_m \cos\left(\left|\frac{\pi z}{h} - \frac{\pi}{2}\right|\right)\right) \quad (5.4b)$$

Porosité Asymétrique1 :

$$E^p = E_0^p \left(1 - P_0 \cos\left(\frac{\pi z}{2h} + \frac{\pi}{4}\right)\right) \quad (5.5a)$$

$$\rho^p = \rho_0^p \left(1 - P_m \cos\left(\frac{\pi z}{2h} + \frac{\pi}{4}\right)\right) \quad (5.5b)$$

Porosité Asymétrique2:

$$E^p = E_0^p \left(1 - P_0 \cos\left(\frac{\pi z}{2h} - \frac{\pi}{4}\right)\right) \quad (5.5c)$$

$$\rho^p = \rho_0^p \left(1 - P_m \cos\left(\frac{\pi z}{2h} - \frac{\pi}{4}\right)\right) \quad (5.5d)$$

V.2 Géométrie de la plaque

Comme le montrent les Figures V.1.a et V.1.b, considérons le cas d'une plaque de polymère renforcée par les nanotubes de carbone à distribution linéaire et parabolique se référant aux coordonnées (x, y, z) de longueur a , largeur b et épaisseur h .

Trois modèles différents de la distribution des renforts à travers l'épaisseur sont pris en considération dans cette étude tels que uniformément distribué (appelé UD-CNT), linéaire (appelé CNT-L) et non linéaire (appelé - CNT-N L) dans le sens de l'épaisseur (Figure V.1).

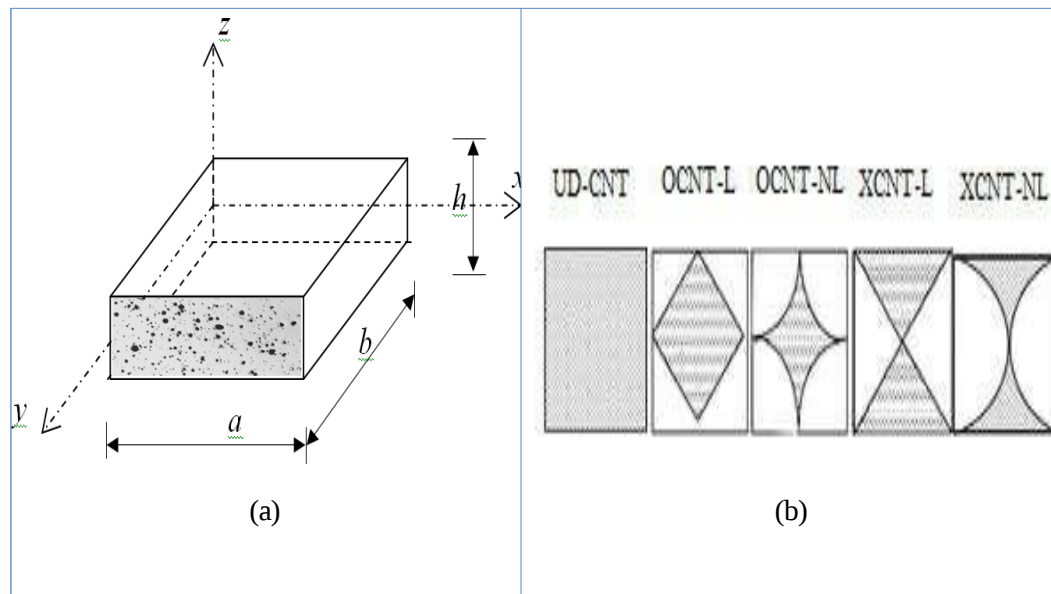


Figure V.1: a) Géométrie de la plaque renforcée par NTC b) les différents modèles des dispositions des renforts

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

Tableau V.1: répartitions du renforcement des NTC à travers l'épaisseur

Uniformément distribué	UD-CNT	$V_{cnt} = V_{cnt}^*$
Distribution linière.	LO-CNT	$V_{cnt} = 2 \left(1 - \frac{2 z }{h} \right) V_{cnt}^0$
	LX-CNT	$V_{cnt} = 2 \left(\frac{2 z }{h} \right) V_{cnt}^0$
Distribution non linière.	NLO-CNT	$V_{cnt} = 3 \left(1 - \frac{2 z }{h} \right)^2 V_{cnt}^0$
	NLX-CNT	$V_{cnt} = 3 \left(\frac{2 z }{h} \right)^2 V_{cnt}^0$

Le tableau V.1 présente, les plaques du type de renforcement linéaire et non linéaire de O-CNT et X-CNT qui sont des plaques fonctionnellement graduées ou leurs propriétés matérielles varient d'une façon continue à travers leurs épaisseurs, alors que la plaque de type de renforcement UD-CNT possède une distribution uniforme des renforts CNT.

V.3 Développement mathématique

V.3.1 Equation de mouvement

Selon la théorie de déformation par cisaillement d'ordre élevée des plaques décrivant le comportement des plaques CNTRC.

Les déplacements de tout point de la plaque le long des axes x, y et z, notés respectivement

$u(x, y, z, t)$, $v(x, y, z, t)$ et $w(x, y, z, t)$ Son donnés ci-dessous. [Reddy 2004]

$$\begin{aligned} u(x, y, z, t) &= u_0(x, y, t) - z \frac{\partial w_0}{\partial x} + \Psi(z) \Phi_x, \\ v(x, y, z, t) &= v_0(x, y, t) - z \frac{\partial w_0}{\partial y} + \Psi(z) \Psi_y, \\ w(x, y, z, t) &= w_0(x, y, t) \end{aligned} \quad (5.6)$$

Ou u_0 , v_0 et w_0 sont les déplacements suivant les direction x,y et z dans le plan médian de la plaque, t est le temps et Φ_x Φ_y sont la relation total en flexion de la section transversale en tout point du plan de reference. si le dernier terme de l'équation(3.4) est négligé, les déplacements sont réduits à la théorie classique des plaques (CPT). de plus, la théorie de déformation par cisaillement du premiers ordre (FSDT) est obtenue en posant $\Psi(z)=z$.

En termes de théories de déformation par cisaillement d'ordre supérieure, la fonction de forme correspondante est définie comme suit :

Théorie de déformation par cisaillement.

$$\Psi(z) = h \sinh\left(\frac{z}{h}\right) - z \cosh\left(\frac{1}{2}\right) \quad (5.7)$$

La déformation normale lunaire et la déformation de cisaillement sont associées aux déplacements.

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u_0}{\partial x} - z \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} + \Psi(z) \frac{\partial \Phi_x}{\partial x}, \quad (5.8a)$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\partial v_0}{\partial y} - z \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} + \Psi(z) \frac{\partial \Phi_y}{\partial y}, \quad (5.8b)$$

$$\gamma_{xy} = \frac{\partial u_0}{\partial y} + \frac{\partial v_0}{\partial x} - 2z \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y} + \Psi(z) \left(\frac{\partial \Phi_x}{\partial y} + \frac{\partial \Phi_y}{\partial x} \right) \quad (5.8c)$$

$$\gamma_{xz} = \frac{\partial \Psi(z)}{\partial z} \Phi_x \quad \gamma_{yz} = \frac{\partial \Psi(z)}{\partial z} \Phi_y \quad (5.8d)$$

L'expression des contraintes normales et de cisaillement s'écrit par la loi de comportement élastique linéaire :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (5.9)$$

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{44} & 0 \\ 0 & Q_{55} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \end{Bmatrix} \quad (5.10)$$

Où Q_{ij} sont les constant élastique transformées

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

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

L'équation différentielle du mouvement peut être dérivée du principe de Hamilton. [Belabed et al 2014]

$$(\delta U + \delta V) = 0 \quad (5.11)$$

Où δu et δv sont la variation virtuelle de l'énergie de déformation et du travail virtuel fourni par les forces externes.

L'expression de l'énergie de déformation virtuelle.

$$\delta U = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \int \sigma_{xx} \delta \varepsilon_{xx} + \delta \varepsilon_{yy} + \sigma_{xy} \delta \gamma_{xy} + \sigma_{yz} \delta \gamma_{yz} + \sigma_{xz} \delta \gamma_{xz} dA dx \quad (5.12)$$

En substituant l'équation (5.8) dans (5.12) on obtient :

$$\delta U = \int_A \{ N_{xx} \delta u_{0,x} - M_{xx} \delta w_{0,xx} + P_{xx} \delta \Phi_{x,x} + N_{yy} \delta v_{0,y} - M_{yy} \delta w_{0,yy} + P_{yy} \delta \Phi_{y,y} + N_{xy} (\delta u_{0,y} + \delta v_{0,x}) - 2M_{xy} \delta w_{0,xy} + P_{xy} (\delta \Phi_{x,y} + \delta \Phi_{y,x}) + R_{yz} \delta \Phi_y + R_{xz} \delta \Phi_x \} dx dy \quad (5.13)$$

Les résultats de contraint peuvent être définies comme suit :

$$(N_{xx}, N_{yy}, N_{xy}) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (5.14a)$$

$$(M_{xx}, M_{yy}, M_{xy}) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} z (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (5.14b)$$

$$(P_{xx}, P_{yy}, P_{xy}) = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \Psi(z) (\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy}) dz \quad (5.14c)$$

$$R_{yz} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \frac{\partial \Psi(z)}{\partial(z)} \sigma_{yz} dz \quad R_{xz} = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \frac{\partial \Psi(z)}{\partial(z)} \sigma_{xz} dz \quad (5.14d)$$

Les résultants de contrainte sous forme de rigidité du matériau et de composantes de déplacement sont obtenus en remplaçant l'équation.

$$\begin{Bmatrix} N_{xx} \\ N_{yy} \\ N_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & 0 \\ A_{12} & A_{22} & 0 \\ 0 & 0 & A_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(0)} \\ \varepsilon_{yy}^{(0)} \\ \gamma_{xy}^{(0)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & 0 \\ B_{12} & B_{22} & 0 \\ 0 & 0 & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(1)} \\ \varepsilon_{yy}^{(1)} \\ \gamma_{xy}^{(1)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(\psi)} \\ \varepsilon_{yy}^{(\psi)} \\ \gamma_{xy}^{(\psi)} \end{Bmatrix} \quad (5.15)$$

$$\begin{Bmatrix} M_{xx} \\ M_{yy} \\ M_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & 0 \\ B_{12} & B_{22} & 0 \\ 0 & 0 & B_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(0)} \\ \varepsilon_{yy}^{(0)} \\ \gamma_{xy}^{(0)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & 0 \\ D_{12} & D_{22} & 0 \\ 0 & 0 & D_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(1)} \\ \varepsilon_{yy}^{(1)} \\ \gamma_{xy}^{(1)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & 0 \\ E_{12} & E_{22} & 0 \\ 0 & 0 & E_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(\psi)} \\ \varepsilon_{yy}^{(\psi)} \\ \gamma_{xy}^{(\psi)} \end{Bmatrix} \quad (5.16)$$

$$\begin{Bmatrix} P_{xx} \\ P_{yy} \\ P_{xy} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(0)} \\ \varepsilon_{yy}^{(0)} \\ \gamma_{xy}^{(0)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & 0 \\ E_{12} & E_{22} & 0 \\ 0 & 0 & E_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(1)} \\ \varepsilon_{yy}^{(1)} \\ \gamma_{xy}^{(1)} \end{Bmatrix} + \begin{bmatrix} F_{11} & F_{12} & 0 \\ F_{12} & F_{22} & 0 \\ 0 & 0 & F_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{xx}^{(\psi)} \\ \varepsilon_{yy}^{(\psi)} \\ \gamma_{xy}^{(\psi)} \end{Bmatrix} \quad (5.17)$$

$$\begin{Bmatrix} R_{yz} \\ R_{xz} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} H_{44} & 0 \\ 0 & H_{55} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \gamma_{yz}^{(0)} \\ \gamma_{xz}^{(0)} \end{Bmatrix} \quad (5.18)$$

Ou A_{ij} , B_{ij} , C_{ij} , D_{ij} , E_{ij} , F_{ij} , sont la plaque rigidité, définie par

$$[A_{ij}, B_{ij}, D_{ij}] = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} Q_{ij} [1, z, z^2] dz \quad i, j=1, 2, 6 \quad (5.19)$$

$$[C_{ij}, E_{ij}, F_{ij}] = \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \Psi(z) Q_{ij} [1, z, \Psi(z)] dz; \quad i, j=1, 2, 6 \quad (5.20)$$

Pour les plaques CNTRC, les principes du travail virtuel fourni par les charges externes est

$$\delta V = \int (N_x^0 \frac{\partial w_0}{\partial x} \frac{\partial \delta w_0}{\partial x} + N_y^0 \frac{\partial w_0}{\partial y} \frac{\partial \delta w_0}{\partial y}) dx dy \quad (5.21)$$

$$N_x^0 = \gamma_x N_{cr}$$

$$N_y^0 = \gamma_y N_{cr}$$

En substituant les équations de l'énergie de déformation de travail virtuel fourni par les force externe dans le principe de Hamilton, Ensuit en intégrant par parties et en collectant les coefficients de δu_0 , δv_0 , δw_0 , $\delta \Phi_x$, $\delta \Phi_y$ on obtient les équations de mouvement suivantes :

$$\delta u_0 = \frac{\partial N_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} = 0 \quad (5.22a)$$

$$\delta v_0 = \frac{\partial N_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial x} = 0 \quad (5.22b)$$

$$\delta w_0 = \frac{\partial^2 M_{xx}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 M_{yy}}{\partial y^2} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}}{\partial x \partial y} + N_x^0 \frac{v^2 w_0}{v^2 x} + N_y^0 \frac{v^2 w_0}{v^2 y} = 0 \quad (5.22c)$$

$$\delta\Phi_x = \frac{\partial P_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial P_{xy}}{\partial y} - R_{YZ} = 0 \quad (5.22d)$$

$$\delta\Phi_y = \frac{\partial P_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial P_{xy}}{\partial x} - R_{YZ} = 0 \quad (5.22e)$$

La procédure de résolution de Navier est utilisée pour formuler des solutions complètes aux problèmes de flambage des plaques CNTRC à appui simple. [Bakhada et al 2018], [Medani et al 2019]

$$u_0(x, y, t) = \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} U_{MN} \cos(\alpha x) \sin(\zeta y) \quad (5.23a)$$

$$v_0(x, y, t) = \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} V_{MN} \sin(\alpha x) \cos(\zeta y) \quad (5.23b)$$

$$w_0(x, y, t) = \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} W_{MN} \sin(\alpha x) \sin(\zeta y) \quad (5.23c)$$

$$\Phi_x(x, y, t) = \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} \Theta_{xMN} \cos(\alpha x) \sin(\zeta y) \quad (5.23d)$$

$$\Phi_y(x, y, t) = \sum_{M=1}^{\infty} \sum_{N=1}^{\infty} \Theta_{yMN} \sin(\alpha x) \cos(\zeta y) \quad (5.23e)$$

$$\zeta = \frac{N\pi}{b} i = \sqrt{-1}; \alpha = \frac{M\pi}{a}$$

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

$$\left(\begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & S_{14} & S_{15} \\ S_{12} & S_{22} & S_{23} & S_{24} & S_{25} \\ S_{13} & S_{32} & S_{33} & S_{34} & S_{35} \\ S_{14} & S_{42} & S_{43} & S_{44} & S_{45} \\ S_{15} & S_{52} & S_{53} & S_{54} & S_{55} \end{bmatrix} \right) \left\{ \begin{matrix} U_{MN} \\ V_{MN} \\ W_{MN} \\ \Theta_{xMN} \\ \Theta_{yMN} \end{matrix} \right\} = 0 \quad (5.24)$$

Dans

$$S_{11} = -A_{11}\alpha^2 - A_{66}\zeta^2$$

$$S_{12} = -A_{12}\alpha\zeta - A_{66}\alpha\zeta$$

$$S_{13} = B_{11}\alpha^3 + B_{12}\alpha\zeta^2 + 2B_{66}\alpha\zeta^2$$

$$S_{14} = -C_{11}\alpha^2 - C_{66}\zeta^2$$

$$S_{15} = -C_{12}\alpha\zeta - C_{66}\alpha\zeta$$

$$S_{21} = -A_{12}\alpha\zeta - A_{66}\alpha\zeta$$

$$S_{22} = -A_{22}\zeta^2 - A_{66}\alpha^2$$

$$S_{23} = B_{12}\alpha^2\zeta + B_{22}\zeta^3 + 2B_{66}\alpha\zeta^2$$

$$S_{24} = -C_{12}\alpha\zeta - C_{66}\alpha\zeta$$

$$S_{25} = -C_{22}\zeta^2 - C_{66}\alpha^2$$

$$\begin{aligned}
S_{31} &= B_{11}\alpha^3 + B_{12}\alpha\zeta^2 + 2B_{66}\alpha\zeta^2 \\
S_{32} &= B_{12}\alpha^2\zeta + B_{22}\zeta^3 + 2B_{66}\alpha\zeta^2 \\
S_{33} &= D_{11}\alpha^4 - 2D_{12}\alpha^2\zeta^2 - D_{22} - 4D_{66}\alpha^2\zeta^2 - N_x^0\alpha^2 - N_y^0\zeta^2 \\
S_{34} &= E_{11}\alpha^3 + E_{12}\alpha\zeta^2 + 2E_{66}\alpha\zeta^2 \\
S_{35} &= E_{12}\alpha^2\zeta + E_{22}\zeta^3 + 2E_{66}\alpha\zeta^2 \\
s_{41} &= -C_{22}\alpha^2 - C_{66}\zeta^2 \\
s_{42} &= -C_{12}\alpha\zeta - C_{66}\alpha\zeta \\
S_{43} &= E_{11}\alpha^3 + E_{12}\alpha\zeta^2 + 2E_{66}\alpha\zeta^2 \\
s_{44} &= -F_{11}\alpha^2 - F_{66}\zeta^2 - H_{44} \\
s_{45} &= -F_{12}\alpha\zeta - F_{66}\alpha\zeta \\
s_{51} &= -C_{12}\alpha\zeta - C_{66}\alpha\zeta \\
S_{52} &= -C_{22}\zeta^2 - C_{66}\alpha^2 \\
S_{53} &= E_{12}\alpha^2\zeta + E_{22}\zeta^3 + 2E_{66}\alpha\zeta^2 \\
s_{54} &= -F_{12}\alpha\zeta - F_{66}\alpha\zeta \\
s_{55} &= -F_{11}\zeta^2 - F_{66}\alpha^2 - H_{55}
\end{aligned} \tag{5.25}$$

Le paramètre sans dimension suivant est utilisé pour présenter résultats numériques CNTRC.

$$N_{cr}^- = \frac{N_{cr}\alpha^2}{\pi^2 D_0} \tag{5.26}$$

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

V.4 Discussion et interprétation des résultats

Cette section présente une analyse détaillée des résultats numériques relatifs à la charge critique de flambement des plaques nano-composites renforcées par des nanotubes de carbone, en mettant en évidence l'influence des paramètres géométriques, des distributions de renfort et de la porosité.

Tableau V.2: Comparaison des résultats de la charge critique de flambement adimensionnelle d'une plaque carre sous différent type de chargement (uniaxiale, biaxiale).

Charge uniaxiale ($\gamma_x = -1$ $\gamma_y = 0$)									
	$V_{cnt}=0.11$			$V_{cnt}=0.14$			$V_{cnt}=0.17$		
Théorie	UD	X	O	UD	X	O	UD	X	O
TSDT*	20.6814	24.2864	14.4990	23.3559	26.8941	16.6984	32.3180	37.6944	22.6823
SSDT *	20.7286	24.3943	14.4515	23.4229	27.0177	16.6451	32.3890	37.8069	22.6276
Présent	20.6788	24.2792	14.5040	23.3520	26.8860	16.7041	32.3142	37.6881	22.6883
Charge biaxiale ($\gamma_x = -1$ $\gamma_y = -1$)									
	$V_{cnt}=0.11$			$V_{cnt}=0.14$			$V_{cnt}=0.17$		
Théorie	UD	X	O	UD	X	O	UD	X	O
TSDT *	10.3407	12.1432	7.2495	11.6780	13.4471	8.3492	16.1590	18.8472	11.3412
SSDT*	10.3643	12.1972	7.2257	11.7115	13.5089	8.3225	16.1945	18.9035	11.3138
Présent	10.3394	12.1396	7.2520	11.6760	13.4430	8.3521	16.1571	18.8441	11.3442

*[Wattanasakulpong 2015]

Le tableau V.2 présente une comparaison entre les résultats obtenus dans cette étude et ceux rapportés par [Wattanasakulpong et al 2015], pour une plaque soumise à des chargements uniaxial et biaxial, et pour différentes valeurs de la fraction volumique de CNT (0.11, 0.14, 0.17), avec un rapport $a/h=10$. Les résultats issus du modèle numérique proposé sont en excellent accord avec ceux établis sur la théorie de la déformation en cisaillement du Wattanasakulpong et al 2015, ce qui valide la fiabilité de la modélisation adoptée.

Par ailleurs, l'analyse des charges critiques de flambement montre que la distribution X-CNT génère systématiquement les valeurs les plus élevées, traduisant une meilleure rigidité mécanique. Elle est suivie par les configurations UD-CNT et O-CNT.

On constate également que la théorie proposée dans cette étude est en très bon accord avec les résultats des théories TSDT et SSDT [Wattanasakulpong et al 2015], avec des écarts relatifs inférieurs à 1 %. On souligne aussi la pertinence du choix de la distribution X-CNT, qui concentre les renforts dans les zones les plus sollicitées de la plaque.

Le tableau V.3 illustre une comparaison entre différents types de distribution de renforts linéaire et non linéaire, au sein de la matrice polymère, pour plusieurs rapports d'aspect (10, 30,60), sous chargement uniaxial et biaxial. Les résultats montrent que la plaque renforcée avec une distribution non linéaire de type NLX-CNT atteint la plus haute valeur de charge critique de flambement, ce qui indique une rigidité supérieure par rapport aux autres configurations. À l'inverse, les plaques non renforcées et celles de type NLO-CNT présentent les plus faibles valeurs, révélant une moindre performance mécanique.

Tableau V.3: Les valeurs de la charge critique de flambement pour les différents types de plaque (linéaire et non linéaire), sous chargement uniaxiale et biaxiale en variant-le rapport a/h.

Charge uniaxiale ($\gamma_x = -1$ $\gamma_y = 0$)						
a/h	Non renforcé $V_{cnt}=0$	UD-CNT	LX-CNT	LO-CNT	NLX-CNT	NLO-CNT
10	3.4816	18.6938	21.6748	13.3595	23.1540	10.3849
30	3.6836	37.0317	51.0169	21.1815	58.8600	14.3778
60	3.7038	40.9798	58.8961	22.4629	69.4553	14.9345
Charge biaxiale ($\gamma_x = -1$ $\gamma_y = -1$)						
a/h	Non renforcé $V_{cnt}=0$	UD-CNT	LX-CNT	LO-CNT	NLX-CNT	NLO-CNT
10	1.7408	9.3479	10.8374	6.6797	11.5770	5.1925
30	1.8418	18.5158	25.5084	10.5908	29.4300	7.1889
60	1.8519	20.4899	29.4480	11.2315	34.7276	7.4673

On note également que l'augmentation du rapport a/h entraîne une augmentation de la charge critique du flambement adimensionnelle, Cette augmentation est inversée conformément aux prédictions de la théorie des plaques minces. Cet effet est particulièrement dû au paramètre adimensionnel. Donc on peut dire que la charge critique de flambement diminue avec l'augmentation du rapport géométrique ou l'élancement est important La distribution non linéaire NLX-CNT, en concentrant les nanotubes de carbone vers les faces supérieure et inférieure de la plaque là où les contraintes sont maximales optimise la rigidité et améliore la capacité de résistance au flambement.

Tableau V.4: L'effet de différentes valeurs de la fraction volumique sur la charge critique de flambement pour les deux types de renforcement de plaque linéaire et non linéaire.

		$V_{cnt}=0.11$	$V_{cnt}=0.14$	$V_{cnt}=0.17$
$\gamma_x = -1$ $\gamma_y = 0$	UD-CNT	19.0116	21.3709	29.7466
	LX-CNT	22.1139	24.3688	34.3283
	LO-CNT	13.4685	15.4714	21.1392
	NLX-CNT	23.6522	25.8352	36.5799
	NLO-CNT	10.3815	12.0299	16.2328
$\gamma_x = -1$ $\gamma_y = -1$	UD-CNT	9.5058	10.6854	14.8733
	LX-CNT	11.0569	12.1844	17.1641
	LO-CNT	6.7342	7.7357	10.5696
	NLX-CNT	11.8261	12.9176	18.2899
	NLO-CNT	5.1907	6.0150	8.1164

Le tableau V.4 met en évidence l'effet de la fraction volumique des nanotubes de carbone (CNT) sur la charge critique de flambement pour différents types de renforcement de plaques polymères CNTRC. Il apparaît clairement qu'une fraction volumique plus élevée, notamment

$V_{cnt}=0,17$, conduit à une augmentation significative de la charge critique. Cet effet est particulièrement marqué sous chargement uniaxial. Ce comportement s'explique par l'augmentation du volume effectif de renfort dans la matrice polymère, ce qui renforce directement le module de Young global du matériau composite. Cette évolution suit la loi du mélange.

Tableau V.5 : la charge critique de flambement d'une plaque avec un renforcement non linéaire sous différent type de distribution de porosité, ou ($V_{cnt}=0.11$, $P_0=0.2$).

Type de distribution De porosité	$\gamma_x = -1 \quad \gamma_y = 0$			$\gamma_x = -1 \quad \gamma_y = -1$		
	UD-CNT	NLX-CNT	NLO-CNT	UD-CNT	NLX-CNT	NLO-CNT
Uniforme	19.0116	23.6522	10.3815	9.5058	11.8261	5.1907
Symétrique1	18.6958	23.1540	10.3849	9.3479	11.5770	5.1925
Symétrique2	19.3781	24.2173	10.4168	9.6890	12.1086	5.2084
Asymétrique	18.9707	23.5861	10.3883	9.4854	11.7930	5.1941

Le tableau V.5 montre que la charge critique de flambement adimensionnelle la plus élevée est observée pour la plaque renforcée selon la configuration NLX-CNT associée à une porosité symétrique de type 2. Cette performance peut être attribuée à la concentration des renforts CNT près des faces supérieure et inférieure de la plaque, où les contraintes de flambement sont les plus importantes, ce qui accroît la rigidité globale.

La combinaison de la distribution NLX-CNT avec une porosité symétrique 2 permet une synergie optimale : les pores étant éloignés de la fibre neutre, leur effet affaiblissant est réduit, tandis que les renforts CNT, stratégiquement positionnés aux extrémités, renforcent efficacement la structure. Cette configuration maximise ainsi la stabilité mécanique face au flambement.

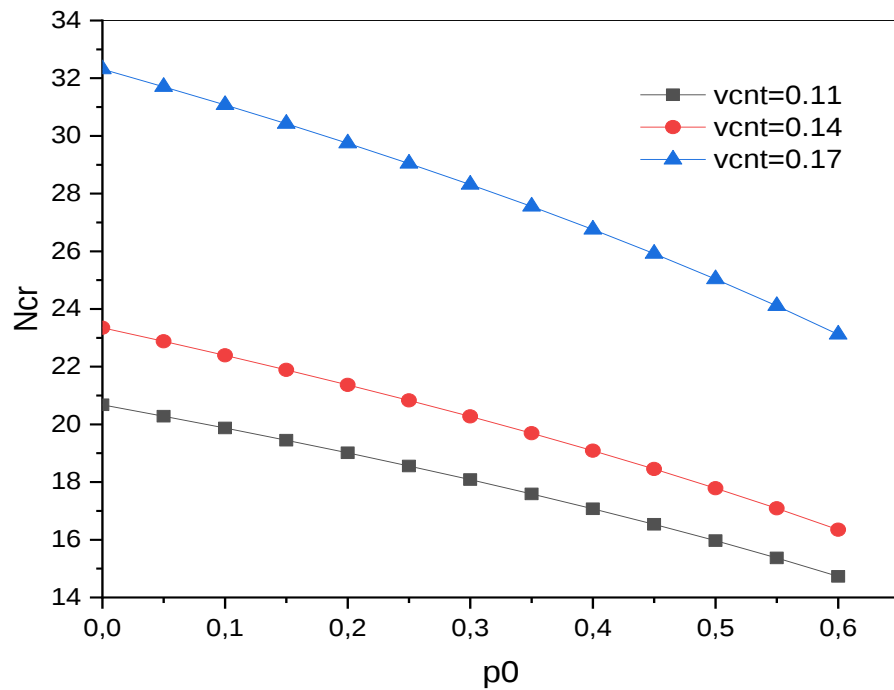


Figure V.2: La charge critique de flambement d'une plaque carrée UD-CNT en fonction de (P_0) pour différent valeur de la fraction volumique, sous un chargement uniaxiale

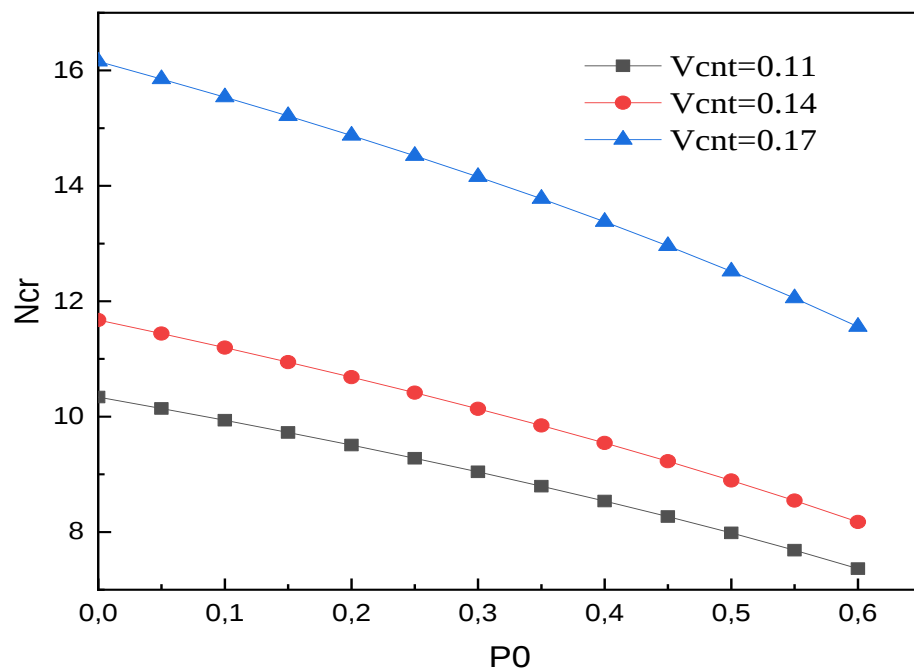


Figure V.3 : La charge critique de flambement d'une plaque carrée UD-CNT en fonction de (P_0) pour différent valeur de la fraction volumique, sous un chargement biaxiale

Les figures V.2 et V.3 illustrent l'influence de la fraction volumique des nanotubes de carbone (CNT) et du paramètre de porosité P_0 sur la charge critique de flambement, sous chargement uniaxial et biaxial. Il est observé que, pour chaque cas, la charge critique atteint un maximum lorsque $V_{\text{cnt}} = 0,17$, puis décroît avec la diminution de la fraction volumique. Par ailleurs, l'augmentation de la porosité P_0 entraîne systématiquement une réduction de la charge critique, mettant en évidence l'effet affaiblissant des pores sur la rigidité globale de la plaque.

Cet effet est d'autant plus marqué lorsque la fraction volumique de CNT est faible, ce qui résulte d'une combinaison défavorable entre une faible teneur en renfort et une microstructure poreuse. Cela souligne l'importance de maîtriser simultanément la qualité de la dispersion des renforts et le taux de porosité pour garantir une stabilité optimale au flambement.

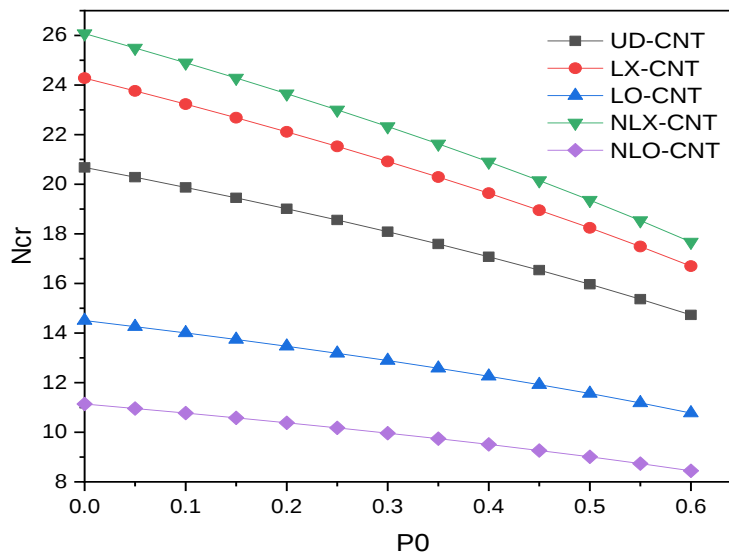


Figure V.4: l'effet de la distribution symétrique 1 de porosité sur la charge critique de flambement sous différent type de renforcement (UD-CNT, O-CNT, X-CNT, NLO-CNT, NLX-CNT) sous un chargement uniaxial

Les figures V.4 et V.5 mettent en évidence l'effet de la porosité sur la charge critique de flambement des plaques renforcées par des nanotubes de carbone, pour un rapport $L/h=10$ et une fraction volumique fixée à $V_{\text{cnt}}=0,11$. Il est observé que pour toutes configurations de renfort utilisé (UD-CNT, O-CNT, X-CNT, NLX-CNT, NLO-CNT), l'augmentation de la porosité entraîne une diminution systématique de la rigidité, et donc de la charge critique de flambement.

Parmi les différentes configurations, la plaque NLX-CNT conserve les meilleures performances malgré la présence de porosité.

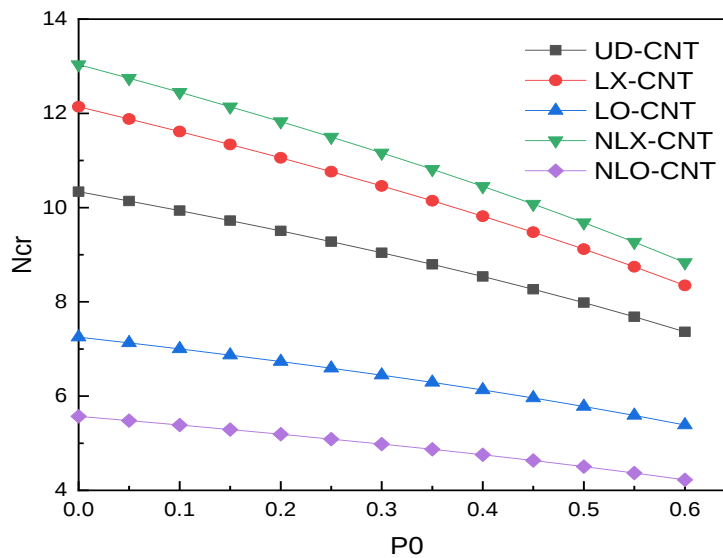


Figure V.5: l'effet de la distribution symétrique 1 de porosité sur la charge critique de flambement sous différent type de renforcement (UD-CNT, O-CNT, X-CNT, NLO-CNT, NLX-CNT) sous un chargement biaxial.

Ce résultat s'explique par la concentration des renforts CNT dans les zones périphériques (faces supérieure et inférieure), ce qui renforce la plaque là où les contraintes sont maximales. Le renforcement non linéaire (parabolique) permet ainsi de compenser les effets affaiblissants des pores, contrairement aux distributions linéaires ou uniformes qui répartissent les renforts de manière moins stratégique.

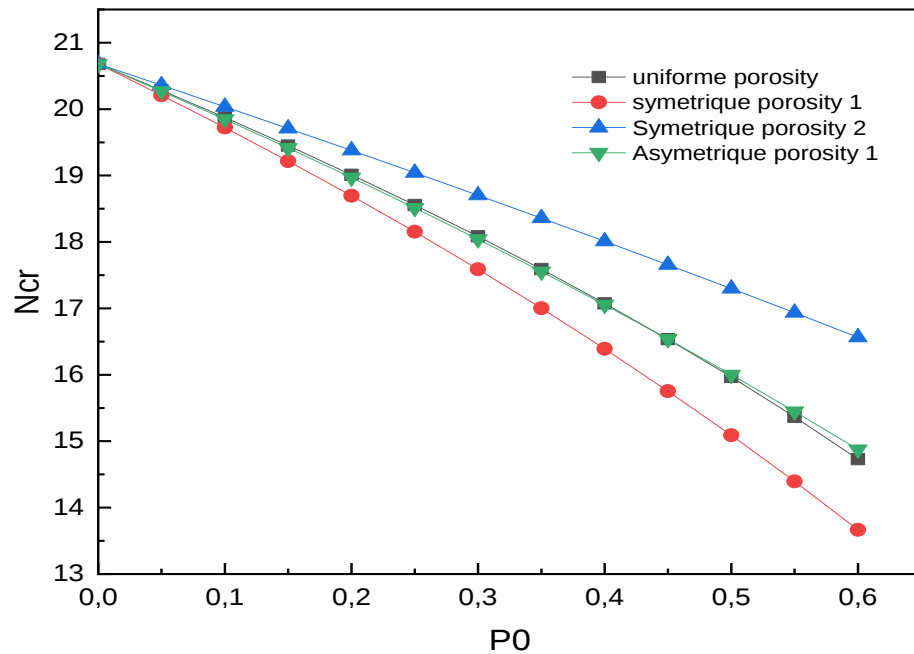


Figure V.6: l'effet de la porosité sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous différent distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement uniaxia

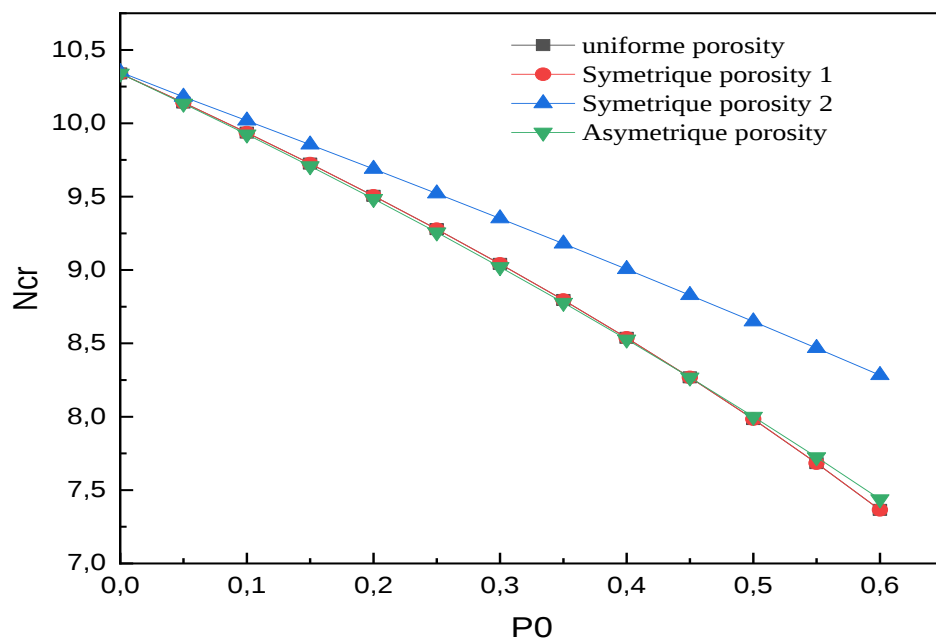


Figure V.7: l'effet de la porosité sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous différent distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement biaxial.

Les figures V.6 et V.7 illustrent l'influence du paramètre de porosité P_0 . Sur la charge critique de flambement d'une plaque renforcée selon une distribution non linéaire de type NLX-CNT, en considérant plusieurs types de distributions de porosité : uniforme, symétrique 1, symétrique 2 et asymétrique. Les simulations sont réalisées pour une fraction volumique constante $V_{cnt} = 0,11$. Il est observé que parmi les configurations de porosité analysées, celle de type symétrique 2 offre les meilleures performances mécaniques. Cette distribution permet de minimiser les effets affaiblissants des pores en les éloignant de la fibre neutre, là où l'influence sur le flambement est la plus critique. Ainsi, une répartition contrôlée et stratégique de la porosité peut être exploitée comme levier d'optimisation pour améliorer la stabilité des structures composites.

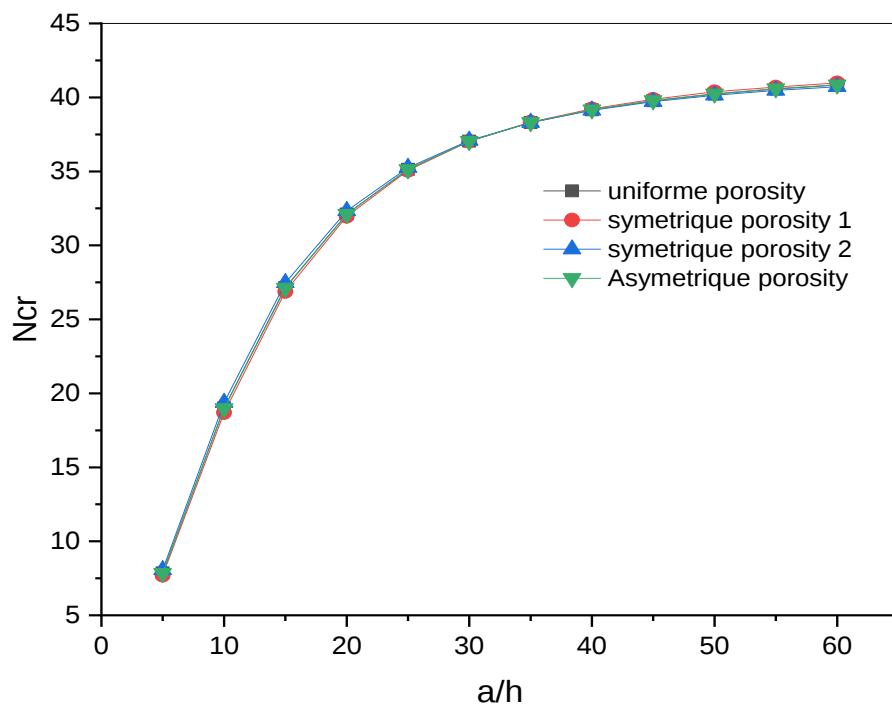


Figure V.8: l'effet de rapport a/h sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous différentes distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement uniaxial.

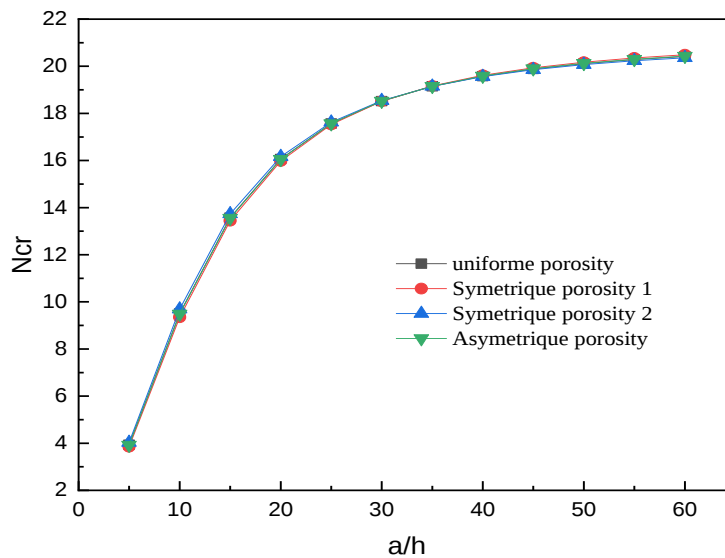


Figure V.9: l'effet de rapport a/h sur la charge critique de flambement de la plaque NLX-CNT sous différents distributions uniforme, symétrique et Asymétrique de porosité ($V_{cnt}=0.11$) sous un chargement biaxial

Les figures V.8 et V.9 montrent l'influence conjointe du rapport géométrique a/h et de la distribution de la porosité sur la charge critique de flambement des plaques renforcées NLX-CNT. Il est clairement observé que l'augmentation de ce rapport augmente la charge critique de flambement adimensionnelle, notamment lorsque $a/h < 20$, où l'effet du cisaillement transverse est significatif. Cette remarque est inversée à cause du paramètre adimensionnel comme déjà mentionné dans les commentaires des tableaux. Parmi les différentes distributions de porosité, la configuration symétrique 1 offre les meilleures performances sous chargements uniaxial et biaxial, surpassant les distributions uniformes, symétrique 2 et asymétrique. L'effet favorable de la configuration symétrique 1 est d'autant plus marqué lorsque la plaque est mince (rapports a/h). Ce comportement suggère une interaction complexe entre la localisation des pores et le mode de flambement. Dans l'ensemble, la distribution NLX-CNT conserve un avantage significatif en assurant une rigidité optimale, même dans des configurations géométriques défavorables.

V.5 Conclusion

Dans ce chapitre, une analyse approfondie de la charge critique de flambement des plaques en polymère renforcées par des nanotubes de carbone (CNT) a été réalisée en tenant compte de divers paramètres influents tels que la distribution des renforts, la porosité, la fraction volumique, et le rapport géométrique a/h .

Les résultats obtenus montrent que :

- La configuration NLX-CNT, caractérisée par une distribution non linéaire des CNT, offre les meilleures performances mécaniques. Cette supériorité est liée à la concentration des renforts aux extrémités de la plaque, là où les contraintes de flambement sont maximales.
- L'augmentation de la fraction volumique
- L'ajout de CNT améliore significativement la charge critique, notamment sous chargement uniaxial, conformément à la loi du mélange modifiée par les facteurs d'efficacité des CNT.
- La présence de porosité réduit globalement la rigidité des plaques. Cependant, son impact peut être minimisé par une distribution symétrique 2, qui éloigne les pores de la fibre neutre.
- Le rapport a/h influence fortement le comportement au flambement. Une augmentation de ce rapport améliore la stabilité des plaques, particulièrement lorsque $a/h < 20$, où les effets de cisaillement sont plus prononcés.

Conclusion générale

Conclusion générale

Ce travail a permis d'approfondir l'étude des matériaux composites à l'échelle nanométrique, en particulier les nano-composites renforcés par des nanotubes de carbone. À travers les cinq chapitres, nous avons d'abord exploré les propriétés remarquables des nanotubes de carbone, tant sur les plans mécanique, thermique qu'électronique, ainsi que leurs différentes méthodes de synthèse. Ensuite, une vue d'ensemble des nano-composites a été présentée, en mettant en évidence leur structure, leurs propriétés et leurs domaines d'application. L'introduction des théories des plaques a fourni les bases nécessaires pour la modélisation mécanique, tandis que l'étude de la porosité a permis de mieux comprendre son impact sur les performances mécaniques des matériaux. Enfin, les résultats numériques obtenus, comparés à ceux de la littérature, ont validé les modèles proposés et ont permis d'analyser avec précision le comportement des plaques en nano-composites.

Les résultats obtenus montrent que la configuration NLX-CNT, caractérisée par une distribution non linéaire des nanotubes de carbone (CNT), offre les meilleures performances mécaniques. Cette supériorité s'explique par la concentration des renforts aux extrémités de la plaque, zones soumises aux contraintes maximales en cas de flambement. Par ailleurs, l'augmentation de la fraction volumique de CNT améliore significativement la charge critique, notamment sous chargement uniaxial, conformément aux prédictions de la loi du mélange modifiée tenant compte des facteurs d'efficacité des CNT. En revanche, la présence de porosité entraîne une diminution générale de la rigidité des plaques. Toutefois, cet effet négatif peut être atténué par une distribution symétrique de type 2, qui éloigne les pores de la fibre neutre. Enfin, le rapport entre la longueur et l'épaisseur de la plaque (a/h) joue un rôle crucial dans le comportement au flambement : une augmentation de ce rapport améliore la stabilité globale des plaques, particulièrement lorsque a/h est inférieur à 20, cas où les effets de cisaillement deviennent significatifs.

Comme perspective on propose :

- Il est intéressant d'étudier des poutres et des plaques avec d'autres types d'appuis et différentes théories.
- Il est intéressant d'étudier aussi des poutres et des plaques hybrides renforcées par des fibres et des nanotubes de carbone.
- Utiliser la température pour l'analyse de la charge critique de flambement.
- Etudier des plaques par l'utilisation de la méthode des éléments finis.

Références bibliographique

Bibliographie

[Ajayan et al 1994] P. M Ajayan et al. / Science 265, 1212-14, (1994)

[Afaq 2003] Afaq. K.S : Développement d'ONU nouveau modèle verser les structures composites multicouches et sandwichs Avec prix en Compte du cisaillement transversal et des Effets de bord. PhD thesis, Université Toulouse III - Paul Sabatier, (2003). Computers and Structures, 84:1264-1274, (2006).

[Atmane et al 2015] Atmane, H. Ait, Tounsi, Abdelouahed, Bernard, Fabrice, et al. A computational shear displacement model for vibrational analysis of functionally graded beams with porosities. Steel Compos. Struct, 2015, vol. 19, no 2, p. 369-384.

[Bellifa 2015] Bellifa. H, Thèse, Application de la théorie du gradient de déformation à l'étude de la réponse des structures multi échelles, université Djilali Liabes de Sidi Bel Abbès, (2015).

[Berthune 1993] Bethune et al. Nature, 363 :605,1993.

[Ben Mabrouk 2011] A. Ben Mabrouk, Elaboration de nano-composites à base de whiskers de cellulose et de polymère acrylique par polymérisation in situ, Thèse de doctorat, université de Sfax, 2011.

[Berthelot 1999] J.M. Berthelot Matériaux composites, comportement et analyse des structures, Edition TEC & DOC, Cachan, 1999.

[Balachander 2013] Balachander, N.; Seshadri, I.; Mehta, R.J.; Schadler, L.S.; Borca-Tasciuc, T.; Koblinski, P.; Ramanath

[BATHE, D 2003] K.J. BATHE, D. CHAPPELLE, and P.S. Lee « A shell problem 'highly sensitive' to thickness changes. Internet ». J. Numer. Methods Engrg, 2003

[Belabed et al 2014] Z. Belabed, M.S.A. Houari, A. Tounsi, S.R. Mahmoud, O. Anwar Bég, An efficient and simple higher order shear and normal deformation theory for functionally graded material (FGM) plates, Compos. Part B, 2014, 60, 274-283.

[Benyounes 2016] Benyounes. A, Thèse, Synthèse de nanotubes de carbone dopés à l'azote et leur application catalytique, université de Toulouse, (2016).

[Cuenya 2010] Cuenya, B. Thin Solid Films 518 (2010) 12.

[Cnrs 2021] Cnrs. (s. d.). Sur Le domaine de recherche de Gérard Férey : les solides poreux. Consulté le 01 Février 2021, sur http://www2.cnrs.fr/sites/communiqu/fichier/6_recherche_gf.pdf

[CLÉMENT 2013] CLÉMENT, Phillipe. Détermination des propriétés mécaniques de céramiques poreuses par essais de microindentation instrumentée sphérique. 2013. Thèse de doctorat. INSA de Lyon.

[Davis 2009] Davis VA, Parra-Vasquez ANG, Green MJ, Rai PK, Behabtu N, Prieto V, Booker RD, Schmidt J, Kesselman E, Zhou W, Fan H, Adams WW, Hauge RH, Fischer JE, Cohen Y, Talmon Y, Smalley RE, Pasquali M. Nat Nanotechnol 2009;4:830-4

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

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

[Félix Balima 2012] Félix Balima. Structure et porosité de systèmes lamellaires sous haute pression : cas du graphite et de la vermiculite. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Université Claude Bernard - Lyon I, 2012. Français. Tel-00845579

[FRANK 2007] FRANK, Joachim. Introduction: principles of electron tomography. In: Electron tomography. Springer, New York, NY, 2007. p. 1-15.

[HOUDY 2006] HOUDY P. BRECHIGNAC C. LAHMANI M. Les nanoscience.2-nanomaterialiaux et nanochimie. La collection échelles, Edition Belin 2006,687 P.

[Haruta 1997] Haruta, M. (1997). Catalysis Today 36 (1): 153-166.

[Han 2011] Han, Z.; Fina, A. Thermal Conductivity of Carbon Nanotubes and Their Polymer Nano-composites: A Review. Progress in Polymer Science 2011, 36, 914-944, doi:10.1016/j.progpolymsci.2010.11.004.

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

[HASHIN 1962] HASHIN Zvi., The elastic module of heterogeneous materials. Journal of Applied Mechanics, 1962, vol. 29, no 1, p. 143

[HAYNES, J 1973] HAYNES, J. M. Stereological analysis of pore structure. Matériaux et Construction, 1973, vol. 6, no 3, p. 175-179

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

[Iijima 1991] Iijima, S. Ichihashi, t. Nature 1993, 363,603-605.

[Iijima 1991] S.Iijima Nature, 354 :56,1991.

[Iijima 1993] S.Iijima et al .Nature,363 :603,1993.

[Iijima 1993] S.Iijima et al. Nature, 363 :603,1993.

[Grim 1968] Grim, R. Clay Mimeralogie, Mc Graw Hill, 1968.

[Gcwabaza 2009] Gcwabaza T., Ray S. S., Focke W. W., Maity A. Morphology and properties of nanostructured materials based on polypropylene/poly(butylene succinate) blend and organoclay. Euro. Polym. J. 2009, 45, 353–367.

[GALLÉ 2001] GALLÉ, C. Effect of drying on cement-based materials pore structure as identified by mercury intrusion porosimetry: a comparative study between oven-, vacuum-, and freeze- drying. Cement and Concrete Research, 2001, vol. 31, no 10, p. 1467-1477

[Kaye 1995] Tables of physical and chemical Constance, G.W.C.Kaye, T.H.Laby, 16thed, Longman, London, 1995.

[Kant 2002] T. Kant., K. Swaminathan, Analytical solutions for the static analysis of laminated composite and sandwich plates based on a higher order refined

[KOVÁČIK 1999] KOVÁČIK, J. Correlation between Young's modulus and porosity in porous materials. Journal of materials science letters, 1999, vol. 18, no 13, p. 1007

[Link 1999] Link, S. E.-S. Journal of Physical Chemistry B103 (1999) 21.

[LEDRU 2009] LEDRU, Yohann, PIQUET, Robert, MICHEL, Laurent, et al.Quantification 2-D et 3- D de la porosité par analyse d'images dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques= 2-D and 3-D void quantification with analyses in aeronautic composite laminates. In: JNC 16. AMAC, 2009. p. 11 p.

[Mock 2002] Mock, J. M. Journal of Chemical Physics 116 (2002) 15.

[Mazrouaa 2012] A. M. Mazrouaa, Polypropylene Nano-composites. INTECH Open Access Publisher (2012).

[Mindlin 1951] Mindlin. R.D: Influence de l'inertie de rotation et de cisaillement sur les motions de flexion, plaques élastiques isotropes. Journal of Applied Mechanics, vol. 18, pages 31-38, (1951)

[Mindlin 1951] R.D. Mindlin, Influence of rotatory inertia and shear on flexural motion of isotropic, elastic plates. J.Appl.Mech; 18 (1): 31-38,(1951).

[Murthy 1981] Murthy. M.V.V: Une théorie de déformation de cisaillement transversal amélioré pour plaque anisotrope laminé. Rapport technique, NASA, (1981).

[MAZUMDER 2004] MAZUMDER, S., SEN, D., ET PATRA, A. K. Characterization of porous materials by small-angle scattering. Pramana, 2004, vol. 63, no 1, p. 165-173.

[MASCARO 2006] MASCARO, Benoît, DOMINGUEZ, Nicolas, MARGUERÈS, Philippe, et al. Caractérisation ultrasonore de la porosité dans les composites carbone/époxy stratifiés. 2006. Thèse de doctorat.

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

[Nikolaev 1997] Gas-phase catalytic growth of single-walled carbon nanotubes from carbon monoxide, P. Nikolaev, M. J. Bronikowski, R. K. Bradley, F. Rohmund, D. T. Colbert, K. A. Smith, R. E. Smalley, Chem. Phys. Lett., 1999, 313, 91-97.

[Neel 1949] Neel, L « Théorie du trainage magnétique des ferromagnétiques en grains fins avec applications aux terres cuites. Annal of Geophysics 5: (1949) 99-136. .

[Neel 1949] Neel, L « Théorie du trainage magnétique des ferromagnétiques en grains fins avec applications aux terres cuites. Annal of Geographic's 5: (1949) 99-136.

[PITKÄRANTA 1995] J. PITKÄRANTA, Y. LEINO, O. OVASKAINEN, and J. PIILA. « Shell deformation states and the finite element method: a benchmark study of cylindrical shells ». Comput. Méthodes Appt. Mech. Engrg, 1995.

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

[Ricaud 2008] M. Ricaud, F. R. D. Lafon, les nanotubes de carbone, INRS-Cahiers de notes documentaires ND 2286-210-08, 210, 43 (2008).

[Reddy 1997] J.N. Reddy, Mechanics of Laminated Composites Plates: Theory and Analysis. CRC Press, Boca Raton, (1997).

[Reddy 2004] Reddy, J.N. Mechanics of laminated composite plates and shells: theory and Analysis, (2nd edition), Taylor & Francis eBooks, CRC Press. (2004).

[Reissner 1945] Reissner, E : Une théorie simple d'ordre supérieur pour plates composite stratifiée. J. Appl. Mech., vol. 12, pages 69/77, (1945).

[Reissner 1975] Reissner, E: Sur flexion transversale de plaques, y compris les effets de déformation transversale de cisaillement. Int. J. Solids Structures; 25(5):495-502, (1975) .

[Satishkumar 1998] B.C. Satishkumar, A. Govinadaraj, R. Sen, C.N.R. Rao, Chem.

[Sian 2013] Sian, P.K.; Goyal, R.K.; Bhargava, A.K.; Prasad, Y.V.S.S. Thermal and Electronic Behaviour of Polycarbonate-Copper Nano-composite System. J. Phys. D: Appl. Phys. 2013, 46, 455501, doi:10.1088/0022-3727/46/45/455501

[SANCHEZ 1997] J. SANCHEZ-HUBERT and E. SANCHEZ-PALENCIA. « Coques Elastiques Minces- Propriétés Asymptotiques ». Masson, Paris, 1997.

[Sciences et Technologies des Poudres 2018] Sciences et Technologies des Poudres (2018). Qu'est-ce qu'un pore ? [https : //nte.mines- albi.fr/STP/co/uc_Pore.html](https://nte.mines-albi.fr/STP/co/uc_Pore.html)

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

[Shen 2009] S.H. Shen, Nonlinear bending of functionally graded carbon nanotube-reinforced composite plates in thermal environment, Compos. Struct. 91 (2009) 9-19.

[These 1996] A. Thèse et al. Science ,273 :483-487,1996.

[Liu 2004] T Liu et al. / Macromolécules 37, 7214–22, (2004)

[Yang 1994] Yang, J. T. Physical Review B 50 (1994) 11.

[Veluri 2018] Veluri S., Behera K., Chang Y. H., Chui F. C. Selective localization of carbon nanotube- and organoclay- in biodegradable poly(butylene succinate)/ polylactide blend-based Nano-composites with enhanced rigidity, toughness and electrical conductivity. Compos. Part A: Appl. Sci. Manuf. 2018, 114, 30-39.

[vinuth 2015] M. Vinuth et al. / Applied Surface Science 357, 1244–1250, (2015).

[WADE 2015] WADE, Jonathan B., MARTIN, Gary P., ET LONG, David F. An assessment of powder pycnometry as a means of determining granule porosity. Pharmaceutical development and technology, 2015, vol. 20, no 3, p. 257-265.

[Wattanasakulpong ET Ungbhakorn 2013] N. Wattanasakulpong, V. Ungbhakorn, Analytical solutions for bending, buckling and vibration responses of carbon nanotube-reinforced composite beams with elastic foundation, Comput. Mater. Sci. 71 (2013) 201-208.

[Wattanasakulpong 2015] Wattanasakulpong, N. and Chaikittiratana, A. “Exact solutions for static and dynamic analyses of carbon nanotube-reinforced composite plates

With Pasternak elastic

[Yabson 1997] B.I.Yakobson, R.E.Smalley, Am.Sci., 1997, 85,324.Phys.Lett, 1998, 293,47.

[Yang 1989] Yang,R.T.chen,J.P.Journal of Catalysis 1989, 115,52-64.

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