



République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



Université Amar Telidji- Laghouat

FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

THESE

Pour l'obtention du diplôme de :

DOCTORAT 3ème cycle (D-LMD)

Spécialité : Science Des Matériaux

Présentée par : BOURENNANE Hocine

Thème

Etude du couplage diffusion – états mécaniques – endommagement dans les composites à matrice polymère

Soutenu publiquement le : 02 / 05 / 2019

Devant le jury

Mr: AOUISSI Mokhtar	Professeur, U.A.T. Laghouat	Président
Mr: RAHMANI Mohamed	Professeur, U.A.T. Laghouat	Examineur
Mr: YOUSFI Ahmed	Professeur, U.A.T. Laghouat	Examineur
Mr: OSMANI Hocine	Professeur, U.F.A. Setif	Examineur
Mr: RAHMANI Kouider	Maître de Conférence (A), U.Z.A Djelfa	Examineur
Mr: GUERIBIZ Djelloul	Professeur, U.A.T.Laghouat	Directeur de thèse
Mr: JACQUEMIN Frédéric	Professeur, Université de Nantes	Co-directeur de thèse

Membre invité

Mr: FREOUR Sylvain	Maitre de Conférences HDR, Université de Nantes
Mr: LOUCIF Kamel	Professeur, U.F.A. Sétif

Année universitaire 2018 / 2019

Promotion : Année 2019

Remerciement

Tout d'abord j'exprime ma profonde gratitude à mes directeurs de thèse M. Gueribiz Djelloul et M. JACQUEMIN Frédéric pour m'avoir accordé très largement leur confiance ainsi que leur concours dans ces travaux de recherche. Je me dois, ici, de louer leur disponibilité, la pertinence de leurs points de vue et leurs conseils qui m'ont été d'une grande richesse, et ont permis d'orienter l'étude au mieux pour atteindre les objectifs fixés.

Je tiens à remercier le staff administratif de l'université de Laghouat, chacun par son nom pour avoir été à l'origine de cette thèse.

Je n'oublie pas de remercier également les enseignants chercheurs et tous les membres des départements de Génie mécanique de l'université de Amar Telidji de Laghouat et aux membres du Laboratoires de Génie des procédés et mécanique, ainsi que les membres respectifs de l'administration pour leur précieuse aide.

J'aimerais aussi remercier tout particulièrement les membres de l'équipe de génie mécanique de GEM de Saint Nazaire de m'avoir accueilli pendant la réalisation de ce travail et pour m'avoir donné l'opportunité de travailler sur ce sujet concret et motivant. Merci à F. Jaquemin et S. Fréoure, qui ont suivi l'évolution de mon travail et qui ont su apporter toutes leurs compétences.

Je remercie vivement les membres du jury pour l'attention qu'ils ont porté à mon travail et d'avoir accepté de le juger.

Enfin, merci à mes parents et à toute ma famille, qui m'ont toujours soutenu. Merci à toutes et à tous.

Dédicace

Je dédie ce travail qui n'aura jamais pu voir le jour sans les soutiens indéfectibles et sans limite de mes chers parents qui ne cessent de me donner avec amour le nécessaire pour que je puisse arriver à ce que je suis aujourd'hui.

Je dédie aussi ce travail à ma femme, mes frères, mes sœurs et leur famille, à tous ceux, lesquels, malgré la contrainte de leur obligation, ont pu contribuer à ce travail, chacun de par ses compétences requises.

Je dédie ce travail à tous mes amis, mes collègues et tous ceux qui m'estiment.

TABLE DES MATREIRES

Introduction générale	7
Chapitre I :	9
Recheche bibliographie	9
Les matériaux composites à matrice polymérique	9
I.1 Introduction.....	9
I.1.2 La matrice	9
I.1.2.1 Les résines thermoplastiques	9
I.1.2.2 Les résines thermodurcissables	10
I.1.2.2 .1 Les résines polyesters	10
I.1.2.2.2 Les résines époxydes.....	10
I.1.3 Le renfort.....	11
I.1.3.1 La fibre de verre.....	11
I.1.3.2 La fibre de carbone	11
I.1.3.3La fibre d'aramide	11
I.1.3.4 La fibre végétale	11
I.1.4 Les grandes classes des matériaux composites	13
I.1.4.1 Les composites de grande diffusion (GD).....	13
I.1.4.2 Les matériaux composites dits "hautes performances (HP)	13
I.1.4.3 Stratifié	13
I.1.4.4 Sandwich.....	13
I.1.4.5 Plastique renforcé	13
1.5 Mise en œuvre des matériaux composites	14
I.2 Défauts de mise en œuvre des composites	16
I.2.1 Influence de la présence de porosité sur les propriétés mécanique	19
I.2.2 Causes possibles d'apparition de la porosité	20
I.3 Effet de l' humidité sur les matériaux composite	21
I.3.1 Effet de la diffusion d'humidité sur les propriétés physique du composite	22
I.3.1.1 Effet sur température de transition vitreuse.....	22
I.3.1.2 Le gonflement	22
I.4 Modélisation de la cinétique d'absorption d'eau dans les matériaux composites	23
I.4.1 Introduction	23
I.4.2 Modèle de diffusion proposé dans le cadre d'une approche découplée	23
I.4.2.1 Cinétique de Fick	24
I.4.2.1.1 Diffusion monodimensionnelle.....	25
I.4.2.2 Modèle Carter et Kibler	28

I.4.2.2.1	Présentation du modèle	28
I.4.3	Approche couplée	29
I.4.3.1	Introduction.....	29
I.4.3.2	Présentation du modèle	30
I.5	Facteurs d'influence de la diffusion	32
I.5.1	L'environnement	32
I.5.1.1	La température	32
I.5.1.2	L'humidité relative	32
I.5.2	Chargement mécanique	32
I.5.3	Endommagement	33
I.6	Présentation de l'étude	35
Chapitre II :	36
	Modélisation de l'effet de l'endommagement sur le comportement mécanique	36
II.1	Introduction	36
II.2	Comportement mécanique d'un milieu endommagé	37
II.2.1	Taux d'endommagement.....	37
II.2.2	Endommagement et coefficients élastiques effectifs	38
II.3	Approches d'homogénéisation classiques.....	46
II.3.1	Approches d'homogénéisation classiques	46
II.3.2	Approche d'homogénéisation par éléments finis	46
II.4.	Conclusion.....	56
Chapitre III :	57
	Modélisation du comportement diffusif d'une matrice endommagée	Erreur ! Signet non défini.
III.1	Introduction.....	57
III.2	Diffusion dans une matrice saine	58
III.3	Diffusion dans une matrice endommagée	61
III.3.1	Résolution du problème dans le cas de la matrice endommagée.....	61
III.3.1.1	Détermination de la teneur à l'interface matrice / fissure	62
III.3.2	Détermination des coefficients de diffusion effectifs	65
III.3.2.1	Méthode d'identification.....	65
III.4	Etude de l'anisotropie de la diffusion dans une matrice endommagée	68
III.5	Effet de l'angle	71
III.6	Modélisation de l'endommagement se présentant sous la forme de plusieurs cavités.....	73
III.7	Cas d'une fissure débouchante	79
III.8	Conclusion	82
Chapitre IV :	83
	Modélisation de l'effet de l'endommagement sur le comportement diffusif dans un composite à matrice polymérique	83
IV.1	Introduction.....	83

IV.2 Cas d'une fissure centrale	84
IV.2.1 Diffusion dans le composite sain	84
IV.2.2 Diffusion dans un composite endommagé	86
IV.2.3 Résolution du problème dans le cas d'un composite endommagé	88
IV.2.4 Etude de l'effet géométrique de la fissure sur diffusion dans un composite endommagé	89
IV.2.5 Méthode d'identification dans le cas d'un comportement Dual Fick	91
IV.2.6 Cas d'endommagement sous forme de décohésion fibre /matrice	94
IV.2.7 Cas d'une fissure débouchante	97
VI.3 Diffusion dans un composite sain à fibre perméable	100
IV.3.1 Diffusion dans le composite saine	100
IV.3.1.1 Méthode de résolution	103
VI.4 Diffusion dans un composite endommagé à fibre perméable	107
IV.4.1 Endommagement sous forme d'une cavité interne centrale	107
IV.4.1.1 Résolution du problème	108
IV.4.1.2 étude de l'effet géométrique de la fissure sur la diffusion	110
IV.4.2 Cas d'endommagement sous forme cohésion fibre /matrice	114
IV.4.3 Cas d'une fissure débouchante	117
VI.5 Couplage diffusion état mécanique en présence d'endommagement	123
VI.5.1 Effet de l'endommagement sur la teneur à saturation:	123
VI.5.2 Effet de l'endommagement sur le coefficient de diffusion	125
VI.5.3 Effet de l'endommagement sur le coefficient d'expansion hygroscopique	127
VI.5.4 Application du modèle couplé avec prise en compte de l'endommagement	128
VI.5.4.1 Résolution du problème Mécanique	129
VI.5.4.1.2 Résolution du problème hygroscopique	130
Conclusions générales et perspectives	134
Références Bibliographiques	136

Introduction générale

Les matériaux composites suscitent un intérêt croissant de la part de nombreux secteurs industriels, Actuellement leur utilisation est en plein essor dans de nombreux domaines allant du secteur des loisirs à celui de la nanotechnologie. Avec leurs propriétés spécifiques mécaniques, mais également thermiques et chimiques intéressantes (faible densité, résistances spécifiques élevée comparées aux matériaux traditionnels), offrent la possibilité de concevoir des formes géométriques complexes qui répondent aux exigences demandées avec un coût de revient moins important. En outre ils permettent une conception des structures durables avec un allègement considérable, plus économique et moins polluantes.

Bien que la technologie de pointe soit omniprésente dans les procédés de fabrication de ces matériaux, l'examen microscopique de ces derniers révèle souvent une multitude de défauts, parmi lesquels la décohésion fibre/matrice, la rupture de fibres, ainsi que la présence de porosités ou encore de microfissures dans la matrice (Charewicz et Daniel, 1986 ; Costa et al. 2001). Ces défauts micro-structurels représentent des sites privilégiés pour l'amorçage et la propagation d'endommagement suite à l'application d'un chargement extérieur dont l'origine peut être mécanique ou environnementale. Cet endommagement peut donner naissance à des macro-défauts qui se manifestent par un décollement interpli ou encore une fissuration transverse (Kamimura, 1985 ; Kardos et Duduckovic, 1986).

La modélisation du comportement mécanique des structures composites en présence d'endommagement sous différentes sollicitations mécaniques a eu un grand intérêt pour lequel ce problème est cerné et des solutions sophistiquées ont été proposées (Hashin, 1980 ; Ladevèze et Le Dantec, 1991 ; Allix et Ladevèze, 1992). En revanche, la modélisation du comportement diffusif dans les matériaux composites en présence d'endommagement a reçu peu de considération par rapport au comportement mécanique. Dans la plupart des cas le problème de diffusion est simplifié sans tenir compte du paramètre d'endommagement qui peut influencer de façon significative sur les écarts entre les relevés expérimentaux de la prise en eau et ceux des modèles théoriques proposés. (Tsai et Hahn, 1980 ; Loos et Springer, 1979 ; Loos et Springer, 1981 ; Shen et Springer, 1977 ; Weitsman, 1990 ; Lee et Pappas, 1993 ; Perreux et al., 2002 ; Roy et Xu, 2001). Des propositions ont été faites par plusieurs auteurs (Jacquemin et Vautrin, 2002 ; Mercier, 2006 ; Youssef et al., 2009 ; Gueribiz et al., 2011 ; Gueribiz et al., 2013). Ces auteurs modélisent les effets induits par la présence de porosités sur le coefficient de diffusion et la capacité maximale d'absorption d'humidité en faisant l'hypothèse qu'à saturation ces vides sont remplis d'eau en phase liquide. On notera que dans ces études la porosité est assumée avoir une géométrie sphérique. Selon les modèles proposés, l'écart entre les résultats théoriques et expérimentaux reste toujours significatif cela même en envisageant un éventuel couplage entre l'état mécanique et le comportement diffusif.

Récemment, (Corentin et al., 2016) ont abordé le problème de la diffusion d'humidité sous chargement de pression hydrostatique dans un composite à matrice polymère contenant des vides de différentes géométries. Selon la même hypothèse, dans le cas de la matrice seule et sous ces conditions de chargement, (eau contenue dans les vides se trouve en phase liquide) les niveaux de saturation prédits sont moins élevés en comparaison avec les relevés expérimentaux.

Compte tenu de ces résultats, nous allons examiner dans le présent travail les conséquences de la présence de l'endommagement sur le comportement hygro-mécanique tout en considérant que l'endommagement est présent dans la matrice sous la forme d'une cavité de forme elliptique contenant de l'air. la formulation de la modélisation du comportement diffusif du composite à matrice polymérique est établi en se basant sur une approche thermodynamique tout en restant dans

le cadre d'une approche découplée (le comportement diffusif est supposée indépendante de l'état mécanique dans le matériau considéré). d'autre part, le comportement mécanique est modélisé en se basant sur les notions de la mécanique de la rupture.

L'objectif de cette thèse concerne l'évaluation de l'effet de la présence d'endommagement sur le comportement hygromécanique d'un composite à matrice polymérique. Cette étude est subdivisée en quatre chapitres :

Le premier chapitre concerne une étude bibliographique où nous présenterons quelques définitions et notions de base sur les matériaux composites à matrice polymérique. En outre, nous exposerons aussi une bibliographie sur la modélisation de la diffusion d'humidité dans les composites, les types des lois existants ainsi que les anomalies qui peuvent apparaître et les facteurs influents.

Le deuxième chapitre présente la modélisation du comportement mécanique effectif du composite endommagé. Une formulation analytique sera proposée pour quantifier l'effet induit par la présence de l'endommagement sous forme d'une cavité avec différentes géométries sur les coefficients élastiques et particulièrement le module de Young. Les résultats de l'approche proposée seront par la suite comparés à ceux des approches multi-échelles d'une part et d'autre part aux résultats issus d'une solution par éléments finis.

Le troisième chapitre sera consacré à la modélisation de diffusion de l'humidité dans une matrice endommagée (sans renfort). Le VER représentatif de ce milieu est constitué de la matrice dans laquelle l'endommagement est sous forme d'une cavité de différentes géométries contenant de l'air. Nous commençons par une seule cavité dans le VER ensuite nous allons voir l'effet de la présence de plusieurs cavités. L'effet sera quantifié sur le coefficient de diffusion et la teneur à saturation ainsi que sur la cinétique de diffusion dans le VER.

Dans le quatrième chapitre, en suivant la même démarche de la matrice sans renfort, nous allons voir l'effet de la présence d'endommagement sur la diffusion dans un composite imperméable ensuite l'étude sera étendue pour le cas d'un composite perméable. Finalement une formulation pour un modèle couplé sera proposée.

Chapitre I : Recherche bibliographie

Les matériaux composites à matrice polymérique

I.1 Introduction

Un matériau composite est un assemblage d'au moins deux composants non miscibles ayant une forte aptitude d'adhésion et qui se conjuguent pour former un nouveau matériau avec des performances nettement supérieures à celles des constituants de base. Généralement un composite est constitué d'une phase discontinue (ou plusieurs phases) dispersée dans une phase continue. La phase discontinue appelée renfort qui est souvent légère et rigide avec des propriétés mécaniques supérieures à celles de la phase continue appelée matrice. Le rôle du renfort est d'assurer la tenue mécanique d'autre part la matrice assure la cohésion de la structure et la transmission des efforts. La diversité de composants utilisés dans la mise en œuvre des matériaux composites confère à ces derniers de nombreux atouts fonctionnels par apport aux matériaux traditionnels: légèreté, résistances à la fatigue, liberté de forme, résistance chimique importantes, maintenance réduite en plus d'un faible coût de revient. Actuellement le spectre d'application des matériaux composites ne cesse par de s'élargir, de nos jours on les trouve par tout dans toutes les applications quotidiennes et de pointe. Leur bonne tenue aux chocs, leur bonne isolation thermique phonique et parfois électrique offrent la possibilité de concevoir des structures allégées et de formes complexes, aptes à remplir plusieurs fonctions avec une meilleure marge de sécurité. Ainsi les composites à hautes performances représente aujourd'hui une alternative technologique innovante dans plusieurs secteurs (aérospatial automobile, bâtiment, électricité, équipements industriels,...).

I.1.2 La matrice

Le rôle principal de la matrice est de transmettre les efforts au renfort, d'assurer le lien entre les fibres de renfort, de le protéger vis-à-vis des diverses conditions environnementales et de donner la forme désirée au produit final. Dans le cas des composites à matrice organique les principales matrices utilisées sont : les thermoplastiques et les thermodurcissables.

I.1.2.1 Les résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques sont constituées de longues molécules linéaires reliées entre eux par des liaisons de faible énergie de type Van der Waals qui fondent lorsqu'on les chauffe et qui se rétablissent quand on les refroidit, de manière réversible. Ce caractère leur confère une facilité de mise en forme. En outre ces résines présentent à l'état pur de bonnes caractéristiques mécaniques et une meilleure aptitude au renforcement avec des fibres courtes. Les pièces issues de ce renforcement sont caractérisées par une bonne tenue à la fatigue, une excellente résistance thermique et une bonne stabilité dimensionnelle. Parmi les principales résines thermoplastiques utilisées pour l'élaboration des composites notons : les polyoxides de phénylène (PPO ou PPE), les polycarbonate (PC), les polyamides (PA) 6, 6-6, 12, les polytéraphtalates éthylnique (PET) et butylénique (PBT), les polyoxyméthylène (POM), le polypropylène (PP), le polyamide-imide (PAI), le polyéther-imide (PEI), le polyéther-sulfone (PES), le polyéther-éther-cétone (PEEK).

1.1.2.2 Les résines thermodurcissables

Les résines thermodurcissables sont constituées par un réseau moléculaire tridimensionnelle, maintenue par des liaisons chimiques de forte énergie de type covalentes. Avec ces résines la mise en forme est irréversible une fois la structure mise en forme, son matériau est irrécupérable. Ces résines sont en solution sous forme de polymère non réticulé en suspension dans des solvants. Elles sont obtenues par polymérisation sous l'effet de chaleur en présence d'un catalyseur. Ces résines sont les plus utilisées dans l'industrie de fait de leurs propriétés mécaniques et thermomécaniques plus élevées. Parmi, les résines thermodurcissables les plus utilisées sont les résines polyesters et les résines époxydes.

1.1.2.2.1 Les résines polyesters

Les résines polyesters sont largement utilisées vu qu'elles sont économiques et faciles à mettre en œuvre. Elles présentent cependant un retrait important en cours de réticulation, une sensibilité aux agents environnementaux et une faible résistance aux chocs.

1.1.2.2.2 Les résines époxydes

Les résines époxydes possèdent des excellentes propriétés mécaniques, des meilleures qualités d'adhésion couplées un faible retrait après réticulation. En plus, elles sont plus résistantes aux agents chimiques. A cause de leur prix élevé elles sont moins employées que les résines polyesters et leur utilisation est limitée à la mise en forme des composites à hautes performances.

Dans le Tableau ci-dessous sont présentées quelques caractéristiques des résines polymères utilisées dans la mise en œuvre des composites.

Résine	E (GPa)	ρ (kg/m ³)	$\sigma_{rupt.}$ (MPa)	$\epsilon_{rupt.}$ (%)
Epoxyde	4,5	1200	130	2-5
Polypropylène	1,2	900	30	20-400
Polyamide	1,2-2,5	1140	60-80	200
Polyamide (PA 12 E)	1.5	1040	40	-----
Résine N 5028	4.5	1200	40	-----

Tableau I.1 Propriétés de quelques résines polymères (Berthelot, 2010; Gay, 1991)

Afin de modifier les propriétés mécaniques, thermiques, électriques, d'améliorer l'aspect de surface ou simplement d'en réduire le coût des résines thermodurcissables des produits sont souvent ajoutés sous forme :

de charges

Des substances organiques inertes de différentes nature: minérales, métalliques ou synthétiques permettent de modifier de manière sensible les propriétés de la résine. Elles assurent l'augmentation de la viscosité, diminuent le retrait après moulage, améliorent certaines propriétés (la résistance au feu et à l'abrasion) et augmentent sa dureté.

d'additifs

Ajoutés en faible quantité sous forme d'agents anti-retrait pour transformation à chaud, agent d'amélioration de la résistance à l'impact, d'agents antioxydants ou anti-UV, de colorants ou de lubrifiants ou d'anti-adhérents ou lubrifiants afin de faciliter le façonnage des résines.

1.1.3 Le renfort

Pour un composite, les renforts représentent l'ossature supportant les efforts mécaniques. Généralement ils sont dotés d'une bonne résistance à la traction mais ils sont faibles en compression. La présence du renfort attribue aux composites leur caractéristiques mécaniques: rigidité, résistance à la rupture, dureté, etc. D'autre part, ils contribuent à l'amélioration des propriétés physiques telles que les propriétés thermiques, hygroscopiques, électriques, la tenue au feu, la résistance à l'impact et à l'abrasion. Il existe différents types de renforts sous de nombreuses formes: fibres courtes (mat) ou fibres continues (tissus ou textures multidirectionnelles) mais tout dépend du type d'application. Parmi les fibres les plus employées on peut citer: les fibres de verre, de carbone, d'aramide, de carbure de silicium et végétales.

1.1.3.1 La fibre de verre

La plus couramment utilisée dans le renforcement de nombreux résines polymériques aussi rigide et moins cassante que la fibre de carbone avec un coût de production moins élevé. Grâce à ces qualités d'isolation elle est présente dans le bâtiment, le nautisme et diverses applications non structurantes.

1.1.3.2 La fibre de carbone

Malgré que son prix est en baisse avec une cadence de production en hausse, il reste relativement élevé par rapport à la fibre de verre, de ce fait elle est destinée à la mise en œuvre des structures composites de hautes performances. On les retrouve dans de nombreuses applications dans l'automobile, l'aéronautique, le spatial et dans l'aéronavale. La fibre du carbone est synthétisée par voie de pyrolyse à partir d'un précurseur organique ou non sous atmosphère contrôlée.

1.1.3.3 La fibre d'aramide

Connue sous le nom commercial Kevlar elle est classée parmi les fibres à haute performance mécanique et résistante à la chaleur. Obtenue à partir des fibres de polyamide aromatique dans lequel la chaîne molécules est fortement orientée le long de l'axe de la fibre ce qui lui confère un haut module élasticité, et une rupture ductile au lieu d'une rupture fragile qui caractérise les fibres de carbone. Largement utilisée dans les applications aéronautiques et militaires des applications telles que des gilets pare-balles et dans la fabrication de pièces composites.

1.1.3.4 La fibre végétale

Est une expansion cellulaire filiforme, principalement composée de cellulose, d'hémicelluloses, de lignines, et de pectines. Actuellement elle est de plus en plus utilisée comme renfort dans de nombreux secteurs d'activité industrielle grâce à ses propriétés mécaniques spécifiques intéressantes, sa faible densité, sa résistance thermique, son absorption phonique, ses propriétés de surface, et sa biodégradabilité. L'utilisation de ce type de renfort à permet aux industrielles de réduire leur dépendance en énergie, son prix est inférieur d'environ des 2/3 à celui de la fibre de verre elle peut dans certains cas se substituer à la fibre de verre telle que le chanvre et le lin qui ont une densité comprise entre 1 et 1,15, et sont plus légères d'environ 40% par rapport à la fibre de verre pour des propriétés mécaniques comparables en terme de résistance à la traction et de résilience.

Dans le Tableau I.2 sont présentées les caractéristiques de quelques fibres d'usage courant.

Renfort	E (GPa)	ρ (kg/m ³)	$\sigma_{rupt.}$ (MPa)	$\varepsilon_{rupt.}$ (%)
Carbone HM	400	1810	2800	2.3
Verre E	74	2500	2500	1.4
Aramide (Kevlar 49)	120	1450	3000	4.4
Jute	13-26.5	1300-1450	393-773	1,16-1,5
Lin	50-70	1359	600-900	3,3
Chanvre	30-60	1070	350-800	2
Sisal	10-30	1450	350-700	7

Tableau I.2 Propriétés de quelques fibres (Berthelot, 1999; Gay, 1991; Loan 2006; Bessem 2009)

L'organisation des renforts diffère selon l'application, des propriétés à privilégier et du procédé de fabrication (Figure I.1).

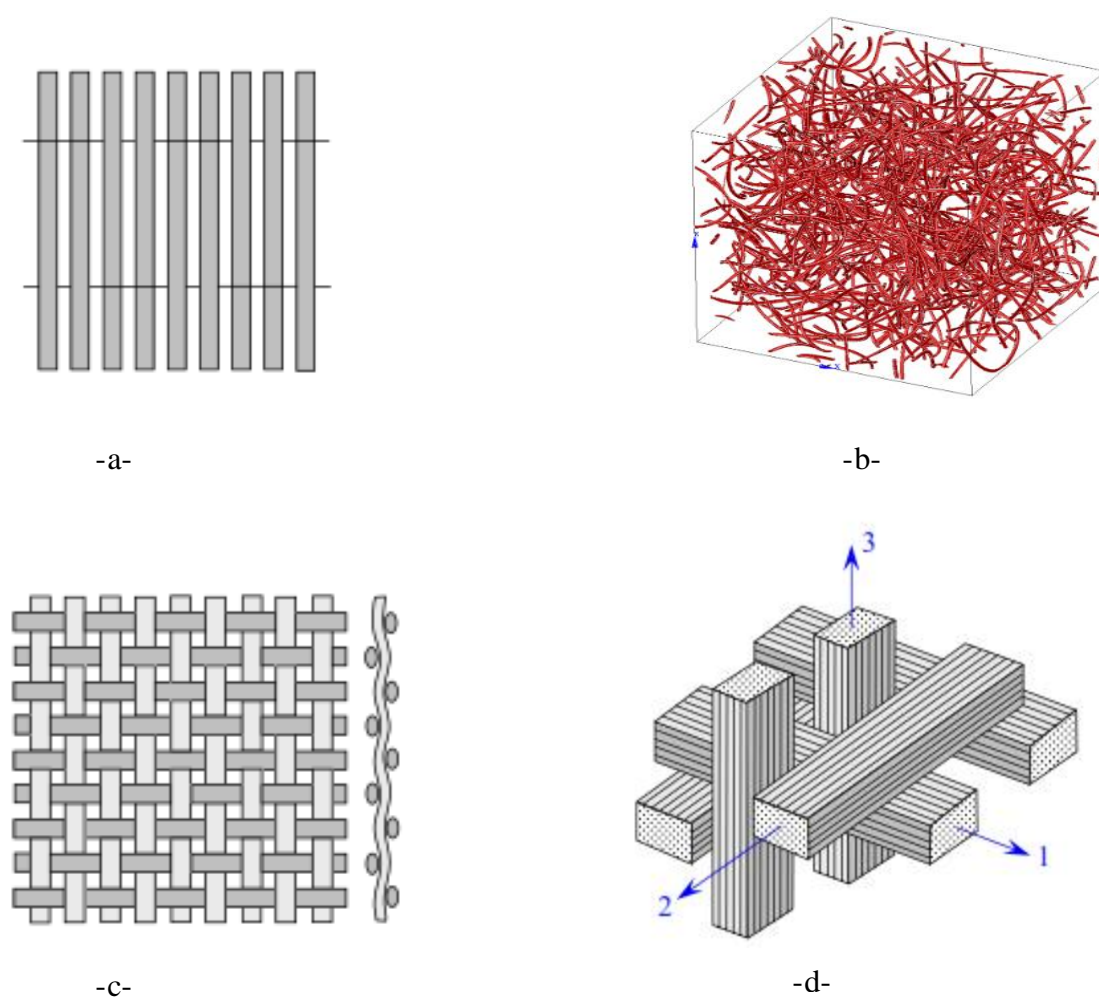


Figure I.1 Différents types de renforcement à fibres : (a) nappe unidirectionnelle, (b) mat, (c) tissu (taffetas), (d) tissu 3D orthogonal (Berthelot, 2010; Kuang Liu, 2011; Ákos Bolyky, 2017)

1.1.4 Les grandes classes des matériaux composites

Suivant le type d'application, on distingue, généralement, deux grandes familles :

1.1.4.1 Les composites de grande diffusion (GD)

Constitué par un renfort fibre de verre et une résine polyester, ces composites avec des propriétés mécaniques intéressantes sont peu coûteux et peuvent être produit en grande série. Occupent une large part de marché, on les trouve dans l'industrie d'automobile et dans les équipements industriels.

1.1.4.2 Les matériaux composites dits "hautes performances (HP)

Ils présentent des caractéristiques mécaniques spécifiques supérieures à celles des composites (GD) et un coût unitaire important. Généralement produit sous forme de stratifiés dans lesquels on les utilise comme renforts des fibres de carbone ou d'aramide (kevlar) avec des résines époxydes. Ce sont les plus employés en aéronautique et dans l'aérospatial.

1.1.4.3 Stratifié

Les stratifiés sont constitués des couches successives (appelées plis) des renforts ayant une orientation variables (mat, tissus, fils, stratifiés) imprégnées de résine Figure I.2

1.1.4.4 Sandwich

Une structure sandwich (Figure I.2) est constituée de deux peaux ou semelles du matériau ayant de très bonnes caractéristiques mécaniques, collées sur une âme de matériau très léger et ayant de faibles caractéristiques mécaniques. Une telle structure présente en flexion des rapports résistance/masse et rigidité/masse très importants.

1.1.4.5 Plastique renforcé

Polymère renforcé par de fibres courtes, particule ou poudre, la résine est généralement un polyester thermdurcissable, un époxyde, un vinylester, ou thermoplastique (polyamide...) et des fibres plus courantes tel que le verre, et le carbone ou l'aramide. Le matériau est en général anisotrope. Ses propriétés de résistance (mécanique, chimique) et sa densité sont très favorables, comparé aux métaux.

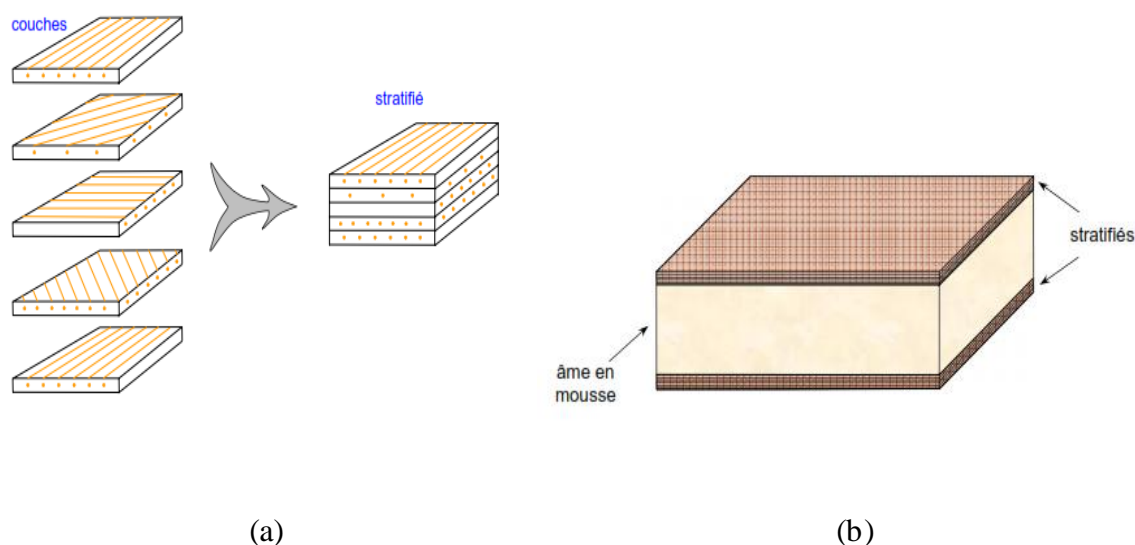


Figure I.2 Structures composites (a) : stratifié (b) : Sandwich (Berthelot, 2010)

1.5 Mise en œuvre des matériaux composites

Dans ce qui suit nous passons en revue quelques procédés communément utilisés dans la mise en œuvre des composites. Nous présenterons simplement les principes de différents processus dans le but de faire le point sur les différents défauts résultant de la mise en œuvre. La plupart des méthodes de mise en œuvre consistent à élaborer les pièces en matériaux composites par couches successives comportant matrice et renfort. Cette technique générale appelée stratification, conduisant à l'élaboration de stratifiés (Berthelot, 2010). Le procédé de mise en forme est choisi selon deux critères, techniques (matériau, propriétés physiques, mécaniques ou chimiques recherchées, forme de la pièce) et économiques (quantité à produire et coût de revient).

Nous vous présentons ici quelques-uns (Figure I.3). L'accent est mis sur les résines thermodurcissables pour lesquelles la plupart de ces procédés ont été développés.

Le moulage au contact

Il s'agit de réaliser un stratifié en déposant, alternativement, des couches de résine liquide et de renfort. Ce procédé est peu coûteux, permet de produire des pièces de toutes formes avec une faible cadence de production.

Le moulage sous vide

Ou par dépression ou « au sac » le mode opératoire est le même que le moulage au contact, sauf que la stratification est mise sous vide. On obtient alors un composite de meilleure qualité qu'avec le moulage au contact, le taux de fibre est supérieur car l'excès de résine est aspiré par la dépression créée lors de la mise sous vide.

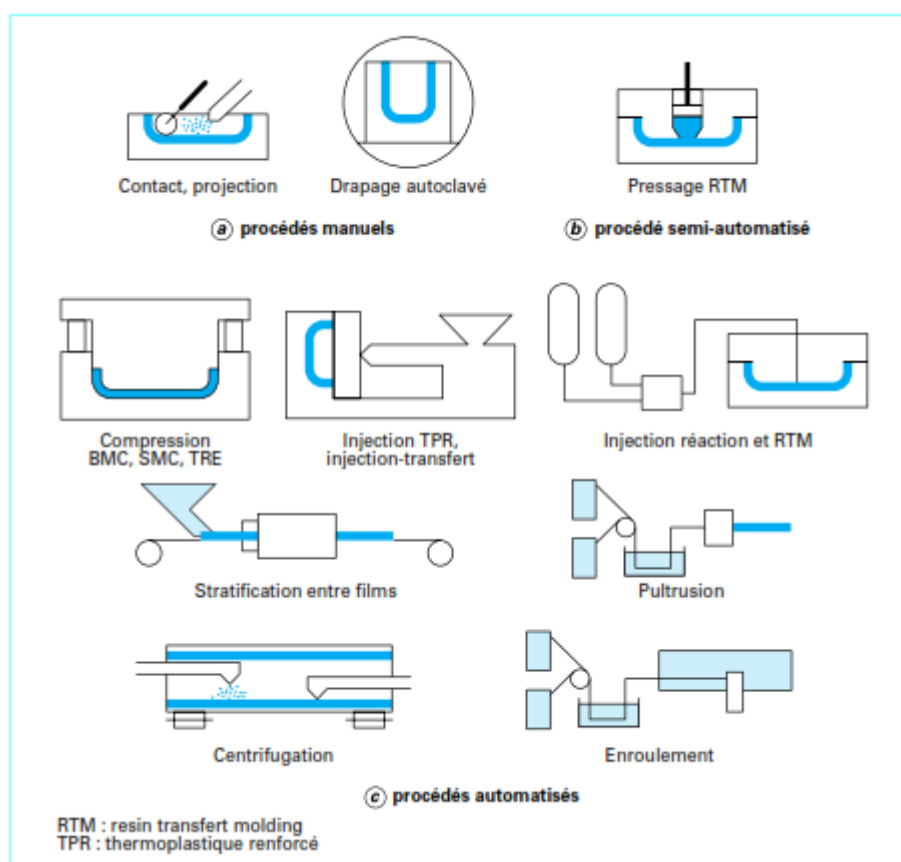


Figure I.3 Procédés de mise en forme des composites (Technique de l'ingénieur)

Les moulages par compression à chaud ou à froid permettent d'augmenter les cadences de production, mais limités à la fabrication des pièces de faibles épaisseurs de forme plane.

Le procédé RTM (Resin Transfer Molding) ou moulage par injection à basse pression consiste à injecter la résine liquide à basse pression dans un moule rigide et fermé. Ce procédé permet d'obtenir des pièces composites de forme complexe et de dimensions précises avec une surface en bon état. Il convient particulièrement pour les petites et moyennes séries.

Les moulages par enroulement filamentaire est un procédé de mise en œuvre par moulage des pièces de révolution creuses (cylindre, cône, etc.). Ce procédé est adapté aux productions massives et est utilisé principalement pour fabriquer des pièces soumises à une forte pression interne (réservoirs, tuyaux, etc.).

Moulage par la pultrusion: la pultrusion permet la production de profilés simple ou complexe de section constante en grande série (tube, lamellé plat, jonc, parallélépipède, etc.). Ce procédé permet de faire varier la disposition et la quantité de renforts.

Moulage par centrifugation, réservé au moulage de pièces de révolution (tubes, tuyaux, cuves, etc.). Cette technique est destinée à la fabrication des tubes en fontes et en béton. Un moule de révolution est utilisé, une couche d'agent de démoulage et autre en gel coat sont déposées avant d'introduire simultanément le renfort sous forme de fibres coupées ou stratifiés et la résine. L'imprégnation du renfort par la résine se fait sous l'effet de centrifugation.

I.2 Défauts de mise en œuvre des composites

Dans ces travaux sur l'intégration des nouveaux procédés industriels pour la mise en forme des composites, (Mihaluta, 2011) a répertorié les différents défauts résultants de chaque étape du procédé de la mise en œuvre ainsi que leurs causes. Dans l'étape d'imprégnation, cette porosité peut se retrouver à l'échelle microscopique sous la forme des zones d'air microscopiques (microporosité) et à l'échelle macroscopique sous la forme des poches d'air macroporosité (porosité sous forme de taches noires) Figure I. 4.

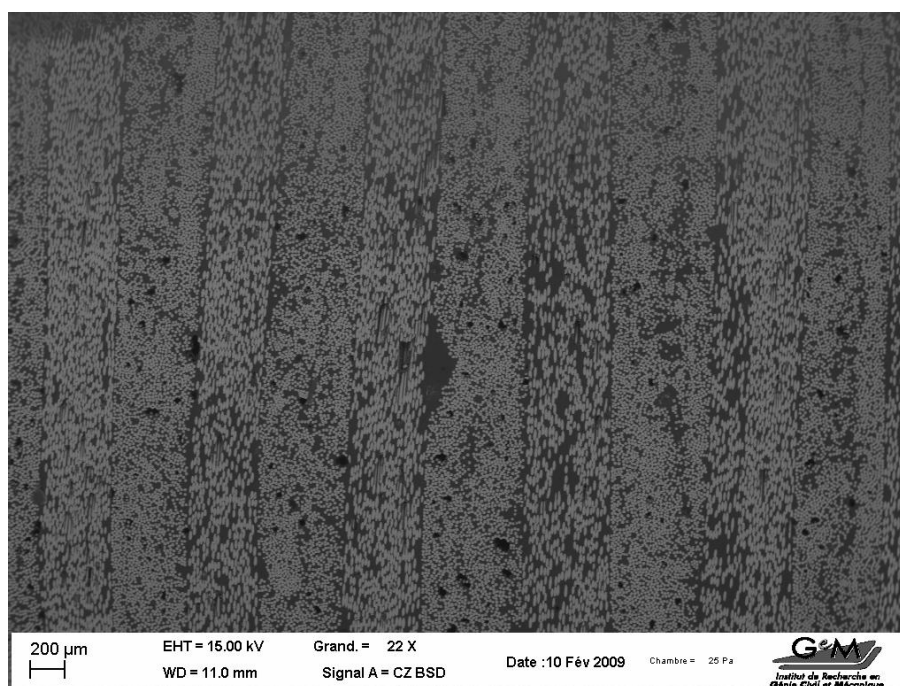


Figure I.4 Microporosités dans un échantillon de composite réalisé dans un tube cylindrique l'orientation des fibres $+55^{\circ}/-55^{\circ}$ (Gueribiz, 2010)

D'après (Ledru, 2009), cette porosité est définie à la fois comme une propriété caractéristique d'un milieu poreux et comme un paramètre qui l'exprime quantitativement (rapport de volumes, sans dimension). D'après cette définition, il est possible de représenter la porosité dans un matériau composite comme étant de très petites cavités emprisonnant a priori de la matière gazeuse (tache noire sur la Figure I.5). Les porosités peuvent être de deux sortes: ouvertes ou fermées. Les porosités ouvertes débouchent sur la surface du matériau tandis que les porosités fermées sont isolées à l'intérieur des matériaux sous forme de microcavités emprisonnement de gaz (air, solvants...) dans la matrice d'un stratifié.

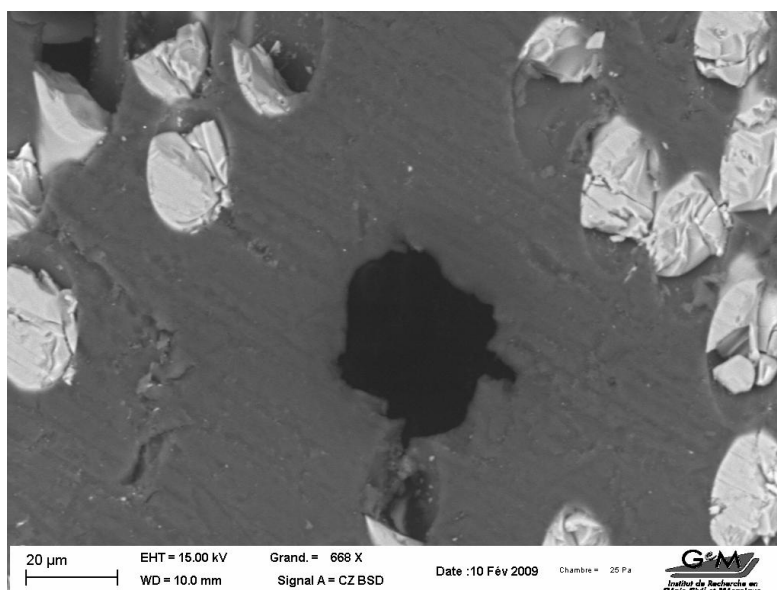


Figure I.5 Microcavité dans la matrice d'un échantillon de composite réalisé dans un tube cylindrique l'orientation des fibres $+55^{\circ}/-55^{\circ}$ (Gueribiz, 2010)

Pour l'étape de consolidation il postule qu'une consolidation non adéquat peut entrainer l'apparition de différents défauts qui se traduisent par une non-conformité du produit avec les performances mécaniques spécifiées. En fonction du processus type employé, les défauts rencontrés sont:

1) Moulage des pré imprégnés : manque d'adhésion entre les plis de tissu prepreg à cause des bulles d'air emprisonnées dans la pièce. Le résultat est l'apparition des délaminages du fait que l'air emprisonné empêche la réalisation de l'interface entre deux plis en contact Figure I.6

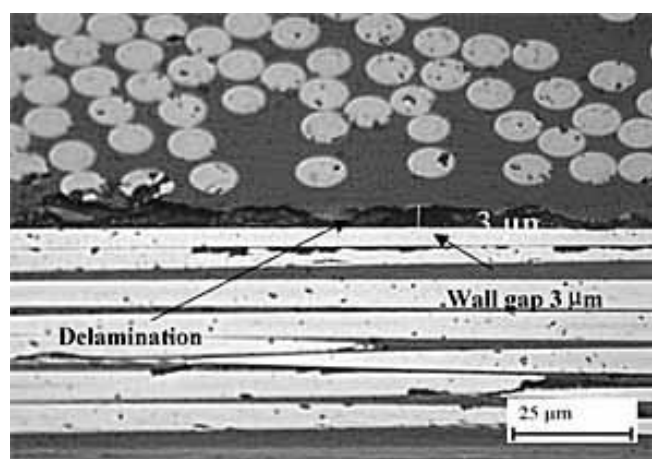


Figure I.6 Délaminage entre deux plis (45° (en haut) et 90°) montrant un espace-mur (Grossissement x1000, source : <https://www.twi-global.com>)

2) Infusion de résine liquide : déplacement relatif des plis lors de l'imprégnation et même avant la polymérisation complète de la pièce. Cela se traduit par l'apparition des plis traversant la pièce dans toute son épaisseur Figure I.7

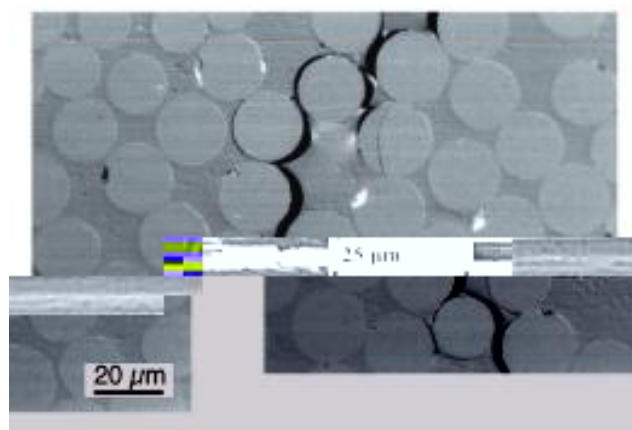


Figure I.7 Fissuration transverse (source, Gamsted et Sjögren, 1999)

Pour l'étape de solidification les principaux défauts liés à la polymérisation sont ceux déterminés par le retrait de la résine. Ces défauts se manifestent par :

Manque de cohésion entre les constituants et les couches Figure I.8, micro ou macro fissures, retrait de la résine.

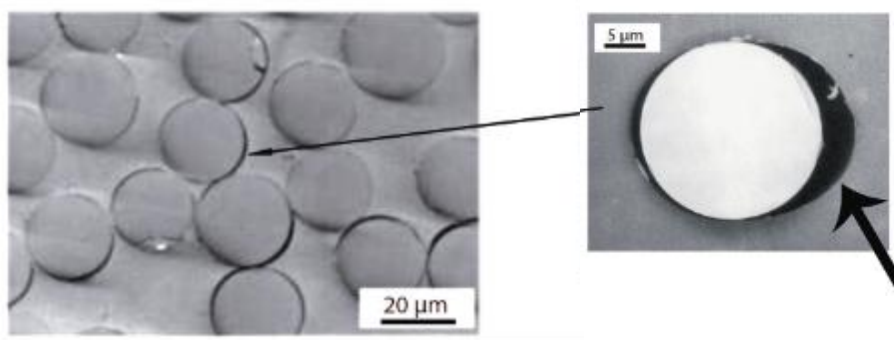


Figure I.8 Décohésion fibre / matrice

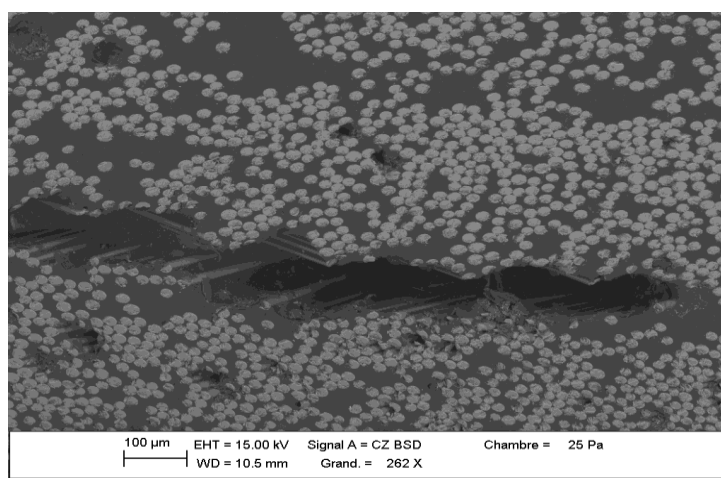


Figure I.9 Macro-fissure (Gueribiz, 2010)

1.2.1 Influence de la présence de porosité sur les propriétés mécanique

Tous les efforts visant à améliorer les procédés de mise en œuvre des matériaux composites ont un seul but est celui de minimiser au maximum l'apparition de défauts, qui surgissent lors de ce processus. La porosité est l'un de ces défauts majeurs détecté dans les examens microscopiques des matériaux composites. La présence de cette porosité est néfaste aux performances de ces matériaux comme en atteste le nombre important d'études sur ce sujet. Toutes les études faites affirment qu'en

contrainte à rupture en traction et en compression et l'influence de la porosité sur le transfert d'effort entre la résine et le renfort . Il en est de même sur la cohésion de celui-ci.

1.2.2 Causes possibles d'apparition de la porosité

(Mihaluta, 2011) mentionne que les causes de la présence de ces défauts signifient que le rôle de protection de la matrice n'est pas exercé dans les zones concernées. Cela entraîne une forte pulsion des fibres qui implique une faible performance à la fatigue du composite. D'autre part, si ces porosités se trouvent à la surface, cette dernière sera le siège d'attaque des agents environnementaux.

En outre il cite quelques mécanismes responsable de l'apparition de ces défauts soit :

- l'avancement du front de résine à l'intérieur de la préforme ;
- une mauvaise conception du système d'injection (mauvais positionnement des événements qui implique un renfermement du front de résine loin des événements) ;
- le dégazage de la résine pendant la traversée de la préforme ;
- un mauvais niveau de vide à l'intérieur du moule (déterminé par des fuites ou par un mauvais réglage des pompes de vide).

D'après (Ledru, 2011) la formation de porosité est liée aux plusieurs phénomènes thermodynamiques et mécaniques qui peuvent intervenir séparément ou simultanément lors du processus de mise en œuvre des matériaux composites. Parmi les causes mécanique, il cite l'emprisonnement de poches d'air dans la résine durant sa phase de fabrication (malaxage, etc...) ou durant l'imprégnation du renfort dans le cas de la mise en œuvre des composites par RTM ou par infusion (RLI, RFI...). Dans ce cas deux types de porosités sont détectés: les macros porosités observées entre les mèches et les micros porosités, observées au sein même des mèches. (Binétruy; Lundström, 1996; Bréard , 2003; Ledru, 2011) estiment que la formation des macros porosités est due à un écoulement de la résine gouverné par la pression visqueuse (viscosité faible), lors de l'imprégnation du renfort. Par contre, la formation des micros porosités est due à un écoulement de la résine gouverné par la capillarité (forte viscosité). Parmi les causes thermodynamiques de la formation de porosité est la formation des bulles dans la résine lors de mise en œuvre suite à une augmentation locale de la température ou à une décompression au sein de la résine. La pression et la température au sein de la résine sont les deux grandeurs thermodynamiques responsable de la nucléations des germes initiateurs de bulles les résines des composites (Kardos et al., 1986; Lee et al., 1996).

I.3 Effet de l'humidité sur les matériaux composite

Le principal inconvénient des composites à matrice polymérique pour les applications aéronautique et spatiale est sans aucun doute la reprise d'humidité. Les matrices polymériques sont hydrophiles et absorbent l'humidité dès qu'elles se trouvent dans un environnement humide. Cette absorption d'humidité sur les matrices des composites à hautes performances peut représenter des prises de poids pouvant atteindre des valeurs de l'ordre de 1 % en masse de composite. Cette reprise d'humidité peut avoir des conséquences sérieuses sur les propriétés mécaniques et physiques (Gopalan et Somashekar, 1989; Bond et Smith, 2006; Chang, et al., 2000; Jaquemin et al., 2005; Gueribiz et al., 2009). La plupart des études menées sur les interactions eau / polymères hydrophiles ont mis en évidence la présence d'eau liée et l'eau libre au sein de telles structures. L'eau liée dont la quantité dépend de la structure macromoléculaire du polymère entre en interaction avec le réseau de ce dernier en en brisant les liaisons chimiques existantes entre les groupes hydroxyles et établissant des liaisons hydrogènes, cette réaction est appelée l'hydrolyse. Une perte de matière résultant de cette réaction provoquant ainsi une dégradation des propriétés physique et mécanique du composite. L'eau libre qui s'infiltre dans le volume libre du polymère, les porosités et micro et macrofissures entraînent un gonflement différentiel de la matrice. La diffusion d'eau dans le composite dépend de plusieurs facteurs notons : la nature de la résine, la température, le taux d'humidité et le temps d'exposition. Une structure composite est loin d'être idéale. Ils existent toujours des défauts liés à la mise en forme de ces matériaux comme il est mentionné ci-dessus, raison pour laquelle les mécanismes qui régissent la diffusion diffèrent en fonction de ces défauts. Dans la Figure I. 11 sont résumés les différents mécanismes de diffusion d'eau dans les composites d'après (Bond et Smith , 2006).

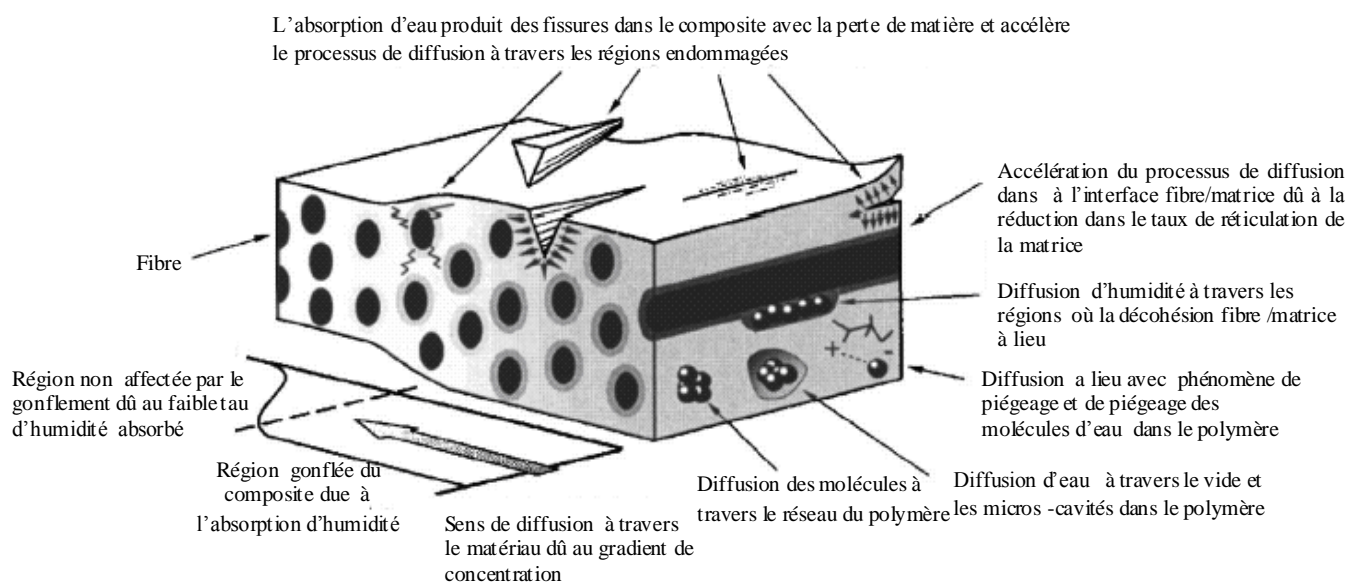


Figure I.11 Différents mécanismes de diffusion d'eau dans un composite (Gueribiz, 2010)

1.3.1 Effet de la diffusion d'humidité sur les propriétés physique du composite

1.3.1.1 Effet sur température de transition vitreuse

Une plastification se traduit à l'échelle macromoléculaire par une destruction des liaisons physiques inter ou intra macromoléculaires ou à la diminution de volume libre (Poirette, 2000; Sala, 2000). Il en résulte une augmentation de la mobilité des chaînes qui se traduit notamment par une baisse de la température de transition vitreuse entraînant ainsi une diminution de la température de transition vitreuse et du seuil de plasticité. (McKague, 1978) a proposé un modèle qui prédit l'évolution de la température de transition vitreuse en fonction de la teneur en humidité absorbée par le polymère à saturation. Les valeurs prédites pour la chute de la température de transition par ce modèle sont très proches à celles obtenues expérimentalement.

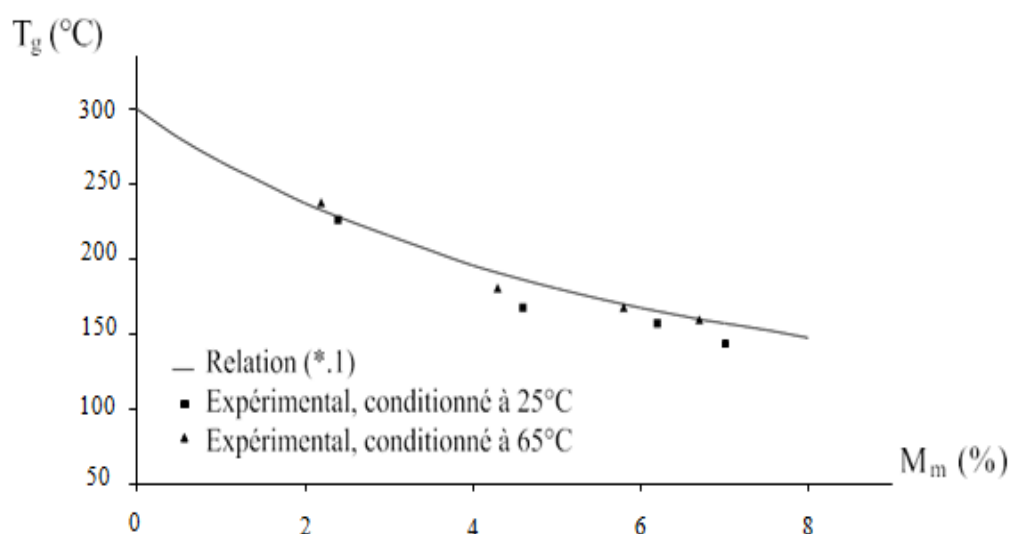


Figure I.12 Evolution de la température de transition vitreuse pour un composite en fonction de teneur en humidité à saturation selon le modèle de (McKague et al., 1978; Poirette, 2000)

1.3.1.2 Le gonflement

L'absorption de l'eau entraîne un gonflement (ou une dilatation) hygroscopique : les molécules d'eau après avoir occupées le volume libre entre en interaction avec les macromolécules du polymère entraînant la rupture des liaisons physiques se qui conduit à un relâchement général des mailles du réseau qui favorise encore l'insertion de nouvelles molécules d'eau et le gonflement global du polymère. Ainsi, il génère des contraintes mécaniques supplémentaires (Adamson, 1980; Benkeddad, 1994; Paul et Vautrin, 1996). D'une part, ce phénomène à été mis en évidence expérimentalement par (Marom, 1977) pour des échantillons en composite fibre de Verre/ Epoxy mis en immersion dans l'eau sous chargement mécanique. D'autre part, le gonflement entraîne des contraintes internes qui vont s'ajouter aux contraintes résiduelles de fabrication qui peuvent relaxer les contraintes de cuisson (Poirette, 2000). Ce fait a été confirmé par les résultats expérimentaux de plusieurs chercheurs (Harper, 1985; Weitsman, 1996). En outre, l'initiation des fissures dans la matrice et à l'interface Fibre /Matrice sont parfois liées aux gonflements différentiels (Schutte, 1994; Jiming et James, 1995; Weitsman, 1991). Des niveaux de saturation très élevés peuvent entraîner la ruine du composite.

I.4 Modélisation de la cinétique d'absorption d'eau dans les matériaux composites

I.4.1 Introduction

L'absorption de l'humidité par les composites à matrice thermodurcissables à caractère hydrophile est inévitable dans un environnement humide et peut avoir des conséquences sur leurs propriétés et leur tenue en service (Tsai et Hahn, 1980; Springer, 1981). Afin de mieux comprendre les mécanismes qui régissent l'absorption d'humidité dans ces matériaux hydrophiles nous nous intéressons à la cinétique de diffusion dans le matériau. La cinétique de diffusion au sein d'un matériau hydrophile est principalement caractérisée par deux paramètres :

- La capacité maximale d'absorption d'humidité M_s , qui correspond à la teneur en eau que le matériau peut absorber.
- Le coefficient de diffusion D , qui traduit la vitesse à laquelle l'eau pénètre dans le matériau.

Ces deux paramètres caractéristiques de la cinétique de diffusion sont identifiés à partir de la courbe de la cinétique de diffusion, en pratique la courbe de sorption obtenue par la technique de suivi gravimétrique qui relie la prise en eau d'un échantillon au temps d'immersion ou d'exposition à un environnement humide. De nombreux modèles de diffusion ont été proposés pour décrire le transport d'humidité dans les matériaux composites. Au départ les modèles proposés sont issus d'une approche qui tient compte uniquement de mécanisme d'absorption d'humidité pour laquelle la température, la concentration (ou le potentiel chimique) et la déformation (ou la contrainte), c'est à dire les trois variables d'état du problème considéré, sont gouvernées par des équations indépendantes et sont résolues séparément. Une telle approche est dite découplée. Ensuite, d'autres modèles plus sophistiqués sont proposés qui permettant de prendre en compte une possible interaction entre les états mécaniques présents dans le matériau et les paramètres de diffusion. Parmi les modèles issus de l'approche découplée, le plus souvent utilisé pour décrire la cinétique d'absorption est celui de (Fick, 1855). Ce modèle simple bien qu'il fournit une approximation raisonnable des caractéristiques d'absorption de l'humidité, est limité est loin de reproduire le données expérimentales surtout pour les temps courts d'exposition.

I.4.2 Modèle de diffusion proposé dans le cadre d'une approche découplée

Au départ la modélisation de la diffusion de l'eau dans les matériaux composites à matrice polymérique à caractère hydrophile est établi par le biais des modèles simple dans le cadre d'une approche découplé. Pour une telle approche, la diffusion est supposée indépendante de l'état de contraintes présent dans le matériau. Deux schémas de cinétique ont été largement exploités par plusieurs chercheurs (Springer, 1981 ; Mensitieri et al., 1995 ; Delasi et Whiteside, 1978 ; Dewimille , 1980 ; Bonniau et Bunsell, 1981 ; Rao , 1982 ; Dewimille et Bunsell, 1983), pour l'identification des paramètres de diffusion lors du suivi de l'évolution gravimétrique des matériaux en milieu humide il s'agit de la cinétique de Fick et celle de Langmuir.

Le modèle de Langmuir est au contraire un modèle de diffusion à deux phases pour lequel le palier d'équilibre n'est jamais atteint. Il fait intervenir un phénomène de piégeage des molécules d'eau au sein des matériaux. Dans ce paragraphe, nous présenterons rapidement ces deux modèles, dans les milieux homogènes et composites.

1.4.2.1 Cinétique de Fick

Il s'agit d'un modèle de diffusion libre à une seule phase, ce modèle est basé sur l'analogie entre les phénomènes de transfert de chaleur par conduction et de transfert de masse. Il est caractérisé par la présence d'un seuil de saturation bien défini représentant le palier d'équilibre. La loi de Fick consiste à relier pour un point $x = (x_1, x_2, x_3)$ d'un solide le vecteur de flux massique $q(x, t)$ de diffusant au gradient de concentration de ce dernier soit :

$$q(x, t) = -D(x)\overrightarrow{\text{grad}C(x, t)} \quad (1.1)$$

Cette loi traduit le fait que l'humidité se propage toujours dans un matériau d'un point de forte humidité vers un point à faible humidité. Le tenseur $D(x)$ est un tenseur symétrique d'ordre 2 défini positif, qui caractérise la vitesse de propagation de l'eau au sein du solide et dépend de la position du point x dans un milieu hétérogène, et éventuellement de la concentration d'humidité C et de la température T .

$C(x, t)$ la concentration d'eau, c'est-à-dire la masse d'eau par unité de volume contenue du solide à l'instant t .

Si nous considérons l'équation locale de conservation de masse alors :

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \text{div} \vec{q} = 0 \quad (1.2)$$

Si on remplace dans cette équation, par loi de comportement, dite loi de Fick on aboutit à :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \text{div}(D(x)\overrightarrow{\text{grad}C(x, t)}) \quad (1.3)$$

Lorsque D est indépendant de la position, l'équation (1.3) peut se mettre sous la forme :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \text{div}(\overrightarrow{\text{grad}C(x, t)}) \quad (1.4)$$

Pour que le problème diffusif soit bien posé on a besoin des conditions aux limites et initiales. Lorsque le matériau est en contact avec un milieu extérieur humide les conditions aux limites sont exprimées par :

$$C(x, t) = C_1 \quad (1.5)$$

C_1 est la concentration qui dépend de la masse volumique ρ_s du matériau dans son état sec et de la teneur à saturation M_s soit :

$$C_1 = \rho_s M_s \quad (1.6)$$

Dans le cas d'imperméabilité du milieu (fibre imperméable par exemple), la condition aux limites sur le bord de ce domaine s'écrit :

$$\vec{q} \cdot \vec{n} = 0 \quad (1.7)$$

\vec{n} : est la normale unitaire au bord considéré.

L'unité de la concentration d'eau s'exprime en Kg m^{-3} , le flux d'humidité en $\text{Kg m}^{-2} \text{s}^{-1}$ et le tenseur de diffusion hygrométrique en $\text{m}^2 \text{s}^{-1}$.

Dans la plupart des cas, la température est prise constante et correspondant à la température ambiante. En outre, pour un milieu isotrope, d'après (Lee et Peppas, 1993), le coefficient de diffusion ne varie que très peu avec la teneur en humidité et généralement est considéré constant, en revanche il est fonction de la variable d'espace x dans un milieu hétérogène.

Dans le cas où on est capable d'identifier une diffusion qui s'effectue selon une seule direction bien déterminée, on parle dans ce cas d'une diffusion unidirectionnelle ou monodimensionnelle. La solution de ce problème est présentée au paragraphe suivant.

I.4.2.1.1 Diffusion monodimensionnelle

Ici nous nous intéressons à la diffusion d'humidité dans une plaque homogène de grandes dimensions planes par rapport à son épaisseur (Figure I.13). Le problème qui se pose est celui d'évaluer la cinétique de diffusion dans cette plaque soumise instantanément à un environnement humide sur ses deux bords en terme de concentration C_1 constante. L'intérieur de la plaque est initialement à une concentration uniforme C_0 (peut être nul). L'état d'équilibre final correspondant à la saturation de la plaque c'est-à-dire quand la concentration est uniforme dans la plaque et égale à C_1 .

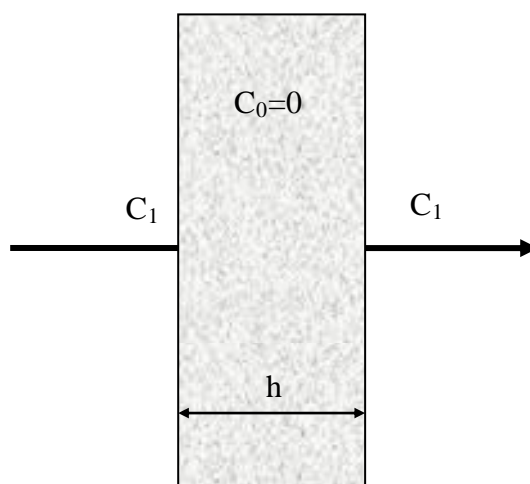


Figure I.13 Problème de diffusion unidirectionnelle dans une plaque de grandes dimensions par rapport à son épaisseur h .

Les conditions présentées ci-dessus sont nécessaires et suffisantes pour décrire de façon simple le problème de diffusion d'humidité dans un matériau isotrope. Dans ce cas le problème de diffusion monodimensionnel à résoudre dans la plaque peut être exprimé par les équations suivantes :

$$\begin{cases} \frac{\partial C(x, t)}{\partial t} + \text{div } \vec{q}(x, t) = 0 & \forall x \in]0, h[\\ \vec{q}(x, t) = -D_x \overrightarrow{\text{grad}} C & \forall x \in]0, h[\\ C = C_1 & \text{pour } x = 0 \text{ et } x = h \end{cases} \quad (1.8)$$

Où le scalaire D_x représente le coefficient de diffusion dans la direction x

La solution de ce problème est donnée sous forme explicite par (Crank, 1956) :

$$\frac{C - C_0}{C - C_1} = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{2i+1} \sin \frac{(2i+1)\pi x}{h} \exp \left(\frac{-(2i+1)^2 \pi^2 D t}{h^2} \right) \quad (1.9)$$

De cette solution on peut tirer facilement les Profils de concentration d'humidité dans la plaque Figure I.14.

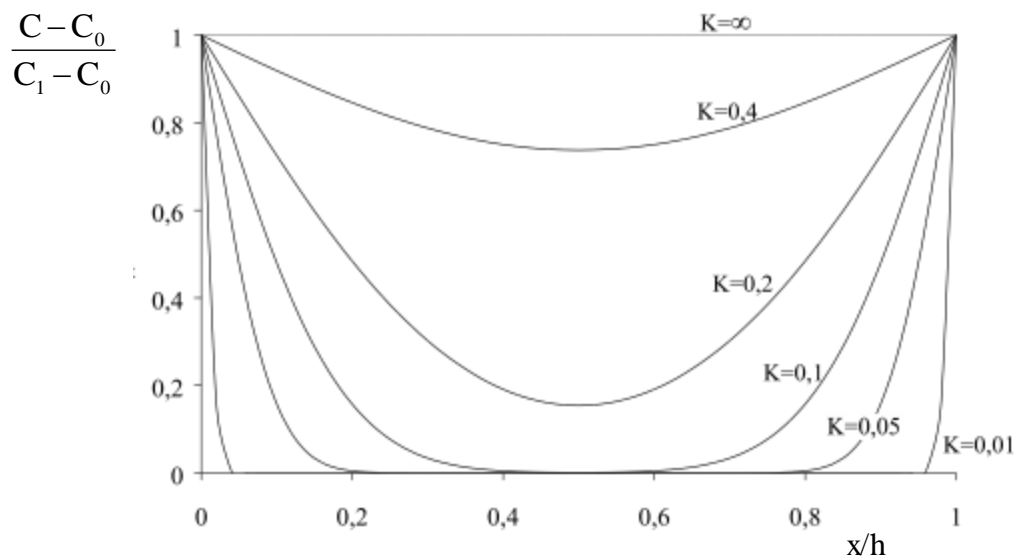


Figure I.14 Profile de concentration d'humidité dans l'épaisseur d'une plaque semi-infinie

$$\left(K = \frac{\sqrt{Dt}}{h} \right) \text{ (Poirette, 2000).}$$

La Figure I.14 représente le profile de concentration dans l'épaisseur de la plaque à en fonction du temps obtenu par l'équation (1.9) adimensionnée en utilisant les paramètres adimensionnels suivants : $\frac{C - C_0}{C_1 - C_0}$, $\frac{x}{h}$, $\frac{Dt}{h^2}$. Ce profile évolue en fonction du temps pour atteindre l'état stationnaire ou d'équilibre qui correspond à la saturation de la plaque.

Evaluation de la prise en eau de la plaque

Si $M(t)$ désigne la quantité d'eau diffusée dans la plaque à l'instant (t) , cette quantité d'eau représente le gain relatif de poids en eau dans la plaque l'instant t , soit :

$$M(t) = \frac{\text{Poids humide} - \text{Poids sec}}{\text{Poids sec}} \quad (1.10)$$

Cette quantité est obtenue par l'intégration de l'expression (1.9) :

$$M(t) = A \frac{\int_0^h C(x, t) dx}{\rho_s h} \quad (1.11)$$

ρ_s désignant la masse volumique du milieu sec, l'intégration nous conduit à l'expression suivante :

$$\frac{M(t)}{M_s} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left(-\frac{(2n+1)^2 \pi^2 Dt}{h^2}\right) \quad (1.12)$$

M_s représente la masse d'eau à saturation ($t=\infty$).

Cette équation est l'équation représentative de la cinétique Fickienne. Pour des tests de la prise en eau soit dans un environnement humide ou en immersion, $M(t)$ correspond à la masse d'eau

absorbée à un instant donné, elle permet donc une comparaison directe entre mesure expérimentale et simulation numérique.

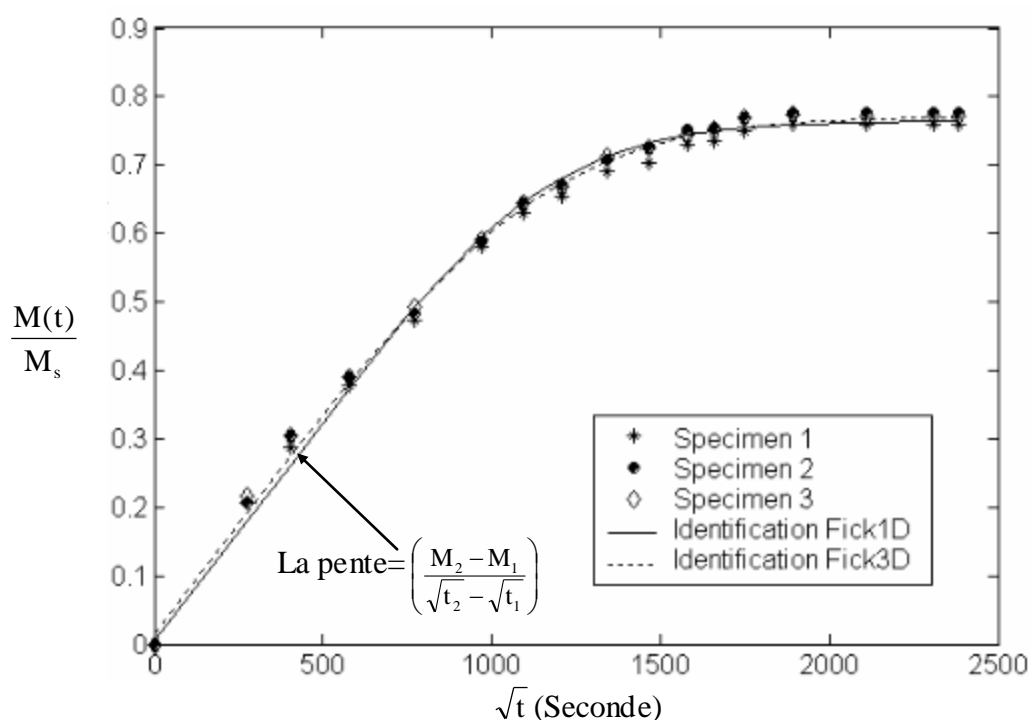


Figure I.15 Comparaison solution analytique modèle de Fick - mesures expérimentales de la prise en eau pour un composite Carbon / Epoxy IM 7/977-2 (Jedidi et al., 2006).

Sur la Figure I.15 est présentée la courbe de suivi gravimétrique (la courbe de la prise en eau) pour un composite Carbon/Epoxy IM 7/977-2 soumis à un environnement humide à température constante (HR=80%, T=80C°). L'évolution de $\frac{M(t)}{M_s}$ en fonction de la racine carré du temps que ce

soit pour une diffusion monodimensionnelle ou tridimensionnelle, les résultats expérimentaux de la prise en eau mettent en évidence un palier de saturation atteint après une phase linéaire caractéristique d'une diffusion Fickienne. Pour ces conditions la teneur atteinte à saturation est de 0.77%.

Identifications du coefficient de diffusion

Pour l'identification des paramètres de diffusion on a parfois recours à des expressions simplifiées de l'équation (1.12) pour des temps courts ou aux temps longs (Shen et Springer, 1981 ; Bonniau et Bunsell, 1981 ; Weitsman, 1991). Il a été montré que dans les premiers temps (temps courts) d'absorption correspondants à des valeurs de $M(t)/M_s < 0,6$ (Figure I.15), c'est-à-dire tant que la concentration d'humidité reste nulle au centre de la plaque, le gain en eau de la structure peut être approché par l'expression suivante :

$$M(t) = M_s \frac{4}{\pi} \sqrt{\frac{Dt}{h^2}} \quad (1.13)$$

Pour des temps longs correspondants $M(t)/M_s > 0,6$, (Figure I.15) devient approximativement :

$$M(t) \approx M_s \left[1 - \frac{8}{\pi} \exp\left(-\frac{Dt}{h^2} \pi^2\right) \right] \quad (1.14)$$

Pour une diffusion monodimensionnelle, les données expérimentales de la prise en eau relatif du matériau permettent d'obtenir une identification directe du coefficient de diffusion l'approximation (1.16), a partir de la pente à l'origine de la courbe d'absorption d'humidité, soit:

$$D = \frac{\pi h^2}{16M_s^2} \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (1.15)$$

Ou M_1 et M_2 sont 2 valeurs de $M(t)$ correspondant à 2 temps voisins t_1 et t_2 de l'instant initial.

1.4.2.2 Modèle Carter et Kibler

Ce modèle a été développé comme alternatif à la cinétique de Fick suite aux écarts par rapport à cette cinétique rapportés dans plusieurs études sur la prise en eau notamment dans le cas des résines époxydes (Bao and Yee, 2002; Zhou and Lucas, 1995). (Carter et Kibler, 1978) ont conçu ce modèle pour l'analyse de l'absorption d'humidité dans les matériaux présentant des anomalies caractéristiques de diffusion. Ce modèle utilise l'hypothèse selon laquelle l'humidité dans les matériaux présentant des anomalies se déroule en deux phases distinctes mais liées. Le premier est l'absorption de molécules d'eau en phase mobile dans le matériau avec un coefficient de diffusion D_α . Ensuite, les molécules sont liées à la structure moléculaire de la résine avec une probabilité α et deviennent non liées avec une probabilité β .

1.4.2.2.1 Présentation du modèle

On désigne par $n(x,t)$ la concentration en molécules libres et par $N(x,t)$ la concentration en molécules piégées. Le passage d'une phase à l'autre est caractérisé par deux coefficients, notés α et β , qui sont les probabilités pour qu'une molécule d'eau puisse passer d'une phase liée à une phase libre et d'une phase libre à une phase liée respectivement.

Le modèle de diffusion en deux phases est alors décrit par les équations suivantes :

$$\begin{cases} C(x,t) = n(x,t) + N(x,t) \\ \vec{q} = -D_\alpha \overrightarrow{\text{grad}} n \\ \frac{\partial N}{\partial t} = \alpha n(x,t) - \beta N(x,t) \end{cases} \quad (1.16)$$

Pour la solution du problème (1.16), on a besoin des conditions aux limites et initiales. Une approximation à cette solution est donnée par (Carter et Kibler, 1978) :

$$M = M_{\text{Max-CK}} \left(\frac{\beta}{\alpha + \beta} e^{-\alpha t} \left[1 - \frac{8}{\pi^2} \sum \frac{e^{-Kl^2 t}}{l^2} \right] + \frac{\beta}{\alpha + \beta} (e^{-\beta t} - e^{-\alpha t}) + (1 - e^{-\beta t}) \right) \quad (1.17)$$

$$2\alpha, 2\beta \ll K$$

$$K = \pi^2 D_\alpha (2\delta)^2$$

Nous pouvons également noter que la loi de Fick se retrouve à partir de cette loi en posant $\alpha=0$ et $N=0$, c'est-à-dire quand il n'y a pas de liaisons possible entre l'eau et le matériau.

Plusieurs auteurs ont appliqué ce modèle pour des cinétiques présentent un écart par rapport à la loi de Fick particulièrement pour des résines époxydes (Dewas, 1982 ; Kanouté, 1999 ; Popineau et al., 2005). D'autre part (Tcharkhtchi et al., 2000) font d'ailleurs remarquer que d'un point de vue cinétique, le phénomène d'hydrolyse des réseaux epoxy-amine peut être considéré comme un cas

particulier où l'on peut appliquer le modèle de Carter et Kibler avec $\beta=0$, les molécules d'eau sont piégées sans possibilité de dé piégeage. (Popineau et al., 2005) l'ont appliqué ce modèle dans le cas d'une résine époxy en immersion à différentes températures Figure I.16.

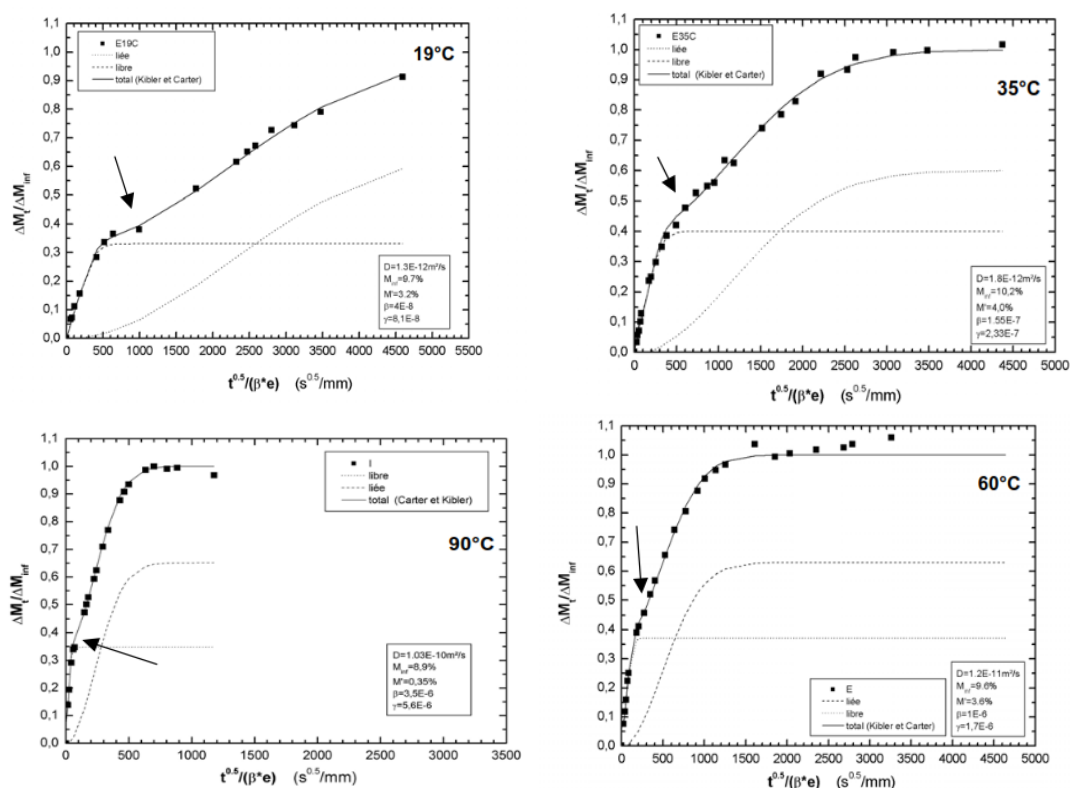


Figure I.16 Modèle de Carter et Kibler pour l'absorption d'eau par une matrice époxyde, avec indication des teneurs en eau libre et liée (Popineau et al., 2005).

D'après (Popineau, 2005), les mesures expérimentales, représentées par les carrés noirs sur les graphiques, mettent en évidence une rupture dans la cinétique d'absorption quelle que soit la température. Pour les temps courts d'immersion, après une croissance linéaire, il y a un ralentissement bien visible à 19°C, appelé « pseudo-plateau » ou « palier » (signalés par les flèches sur les graphes), nettement visible pour les températures inférieures à 45°C. Il y a ensuite une forte reprise selon la température pour arriver à un plateau de saturation. En utilisant l'approximation du modèle de Carter et Kibler en temps courts et longs il a pu estimer les masses relatives des deux phases d'eau (eau libre et eau liée) en fonction du temps. Elles sont représentées respectivement par les courbes en pointillés courts et longs. La somme de ces deux courbes représente logiquement la masse totale d'eau dans l'échantillon. En suivant la démarche permettant de déterminer les différents paramètres du modèle, il est arrivé tracer l'évolution de la prise de masse relative en fonction du temps (courbe pleine, Figure.I.16) dont on constate un très bon accord entre le calcul et les données expérimentales.

1.4.3 Approche couplée

1.4.3.1 Introduction

Généralement le problème de la diffusion d'humidité dans les matériaux composites est abordé par le biais des modèles issus d'une approche découplée. Ces modèles sont facilement exploitables lorsqu'il s'agit d'identifier les paramètres de diffusion à partir des relevés de suivi gravimétrique des échantillons en composite, ou simplement pour prédire la durabilité de ces structures dans un environnement humide (Shen et Springer, 1976, 1977 ; Loos et Springer, 1979, 1981 ; Tsai et Hahn,

1980 ; Jacquemin et Vautrin, 2000, 2002, 2004). Bien que ces modèles soient largement utilisés et de grand intérêt, ils ont à maintes reprises, loin de reproduire l'allure des courbes de sorption expérimentales des composites à matrices polymères (à caractère hydrophile dont l'absorption à l'humidité induit de grandes déformations). Les cinétiques de sorption deviennent plus complexes à simuler, notamment, lorsqu'il s'agit de simuler le comportement à long terme (Weistman, 1978; Whitney et Browning, 1978; Jiming et James, 1995; Perreux et al., 2002). Cette divergence dans la cinétique de diffusion par rapport à la loi de Fick que certains qualifient d'anomalies de diffusion (Perreux and al., 2002; Avena and Bunsell, 1986), peuvent être due à une éventuelle interaction entre la diffusion et l'état mécanique présent dans le matériau (Henson and Weitsman, 1986 ; Weistman, 1990; Lee and Peppas, 1993). Les paramètres de diffusion particulièrement, le coefficient de diffusion et la teneur à saturation sont liés à l'état mécanique présent dans le matériau et notamment aux contraintes locales présentes dans les constituantes fibres et matrice. L'idée de base de l'approche couplée est fondée sur la théorie de (Larché et Cahn 1973, 1978, 1982) pour la diffusion des gaz dans les métaux. Ensuite, cette approche a été étendue à l'étude de la diffusion d'eau dans les polymères par (Neogi et al., 1984, 1986; Carbonell et Sarti, 1990; Derrien et Gilormini, 2006, 2007) et dans les composites par (Durier et al., 2006; Derrien et Gilormini, 2007). Récemment des formulations plus raffinées pour le couplage diffusion /états mécaniques ont été proposées par (Sar et al., 2013; Gueribiz et al., 2013).

1.4.3.2 Présentation du modèle

Dans le modèle couplé la diffusion d'une substance donnée dans un matériau est fonction du potentiel chimique en tout point de ce matériau. La diffusion eu lieu lorsque on a un gradient du potentiel chimique entre deux points. Dans ce cas le flux diffusif devient dépendant à la fois du potentiel chimique qui est fonction de la teneur en eau et de l'état mécanique exprimé par le gradient de contrainte (Larché, 1973) :

$$J = -B(m,T)\text{grad } \mu(m,\sigma) \quad (1.18)$$

Où B représente la mobilité de la substance diffusante, celle-ci est fonction de la température locale T , de la contrainte σ et de la teneur m .

par une approche thermodynamique Larché (1973) a pu aboutir à une expression pour le potentiel chimique à partir de l'énergie totale du système (solide+diffusant) soit :

$$\mu(m, \sigma_{ij}) = \mu(m,0) - \overline{V}_0 \left[\left(\frac{\partial S_{ijkl}}{\partial m} \right)_{\sigma_{kl}T} \cdot \sigma_{kl} \cdot \sigma_{ij} + \frac{\partial \varepsilon_{ij}^{\text{ch}}}{\partial m} \sigma_{ij} \right] \quad (1.19)$$

$$\begin{cases} \varepsilon_{ij}^{\text{tot}} = \varepsilon_{ij}^{\text{m}} + \varepsilon_{ij}^{\text{ch}} \\ \varepsilon_{ij}^{\text{m}} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \end{cases} \quad (1.20)$$

Où $\varepsilon_{ij}^{\text{m}}$ représente la déformation d'origine mécanique, $\varepsilon_{ij}^{\text{ch}}$ représente la déformation libre de contraintes extérieures due à la quantité de la substance absorbée par le solide, S_{ijkl} désigne le tenseur des souplesses. Le concept du volume libre représente la base de l'application de ce modèle au composites à matrice polymérique. (Durier et al., 2006 ; Derrien et Gilormini, 2007; Gueribiz et al, 2011, 2013 ; Sar et al. , 2013). Des expressions pour le coefficient de diffusion et la capacité d'absorption ont été établit en partant de l'équation de (Doolittle, 1951) :

$$\ln\left(\frac{D^{\sigma}}{D}\right) = a\left(\frac{1}{v_{\sigma}^{\text{f}}} - \frac{1}{v_{\sigma}^{\text{f}}}\right) \quad (1.21)$$

Où a est une constante de proportionnalité qui dépend de type du polymère, D_σ et D sont respectivement les coefficients de diffusion sous contrainte et à l'état libre de contrainte.

Le volume libre de la matrice sous contrainte est donné par l'expression suivante (Fahmy et Hurt, 1980; Neumann et Marom, 1986) :

$$v_\sigma^f = v_0^f + \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)_m \quad (1.22)$$

v_0^f et v_σ^f sont les fractions volumiques de volume libre à l'état libre et à l'état contraint. ρ_e et ρ_m sont respectivement la masse volumique de l'eau et de la matrice.

Pour une résine pure, la teneur en eau à saturation et sous contrainte est donnée par (Neumann et Marom, 1985) :

$$M_m^\sigma = M_m^0 + (\Delta V/V_0)_m \frac{\rho_e}{\rho_m} \quad (1.23)$$

$\frac{\Delta V}{V_0} = \frac{V_m - V_0}{V_0}$ la fraction de volume libre, V_m : volume moyen de la résine V_0 : le volume effectif représente la variation de volume de la matrice induite par la déformation. Ce rapport correspond, en pratique, à la trace du tenseur des déformations subies par la matrice $\text{Tr}\epsilon^m$. Pour plus de détail sur ce modèle on renvoie aux travaux de (Gueribiz et al, 2011, 2013 ; Sar et al., 2013).

I.5 Facteurs d'influence de la diffusion

I.5.1 L'environnement

I.5.1.1 La température

Toutes les études expérimentales sur la prise en eau des composites et leurs résines ont mis en évidence l'influence de la température sur les cinétiques d'absorption. La pente initiale des courbes d'absorption augmente avec la température ce qui implique que le coefficient de diffusion d'eau D est fortement dépendant de la température. Les tests de la prise en eau des composites à résines époxydes que ce soit en immersion ou en humidité relative à température variable décrivent une relation de type d'Arrhenius entre le coefficient de diffusion D et la température T (Shen et Springer, 1976 ; Weitsman, 1977 ; Delasi et Whiteside, 1978 ; Loos et Springer, 1979, 1981) :

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-E_a}{RT}\right) \quad (1.24)$$

Où

D_0 : une constante,

E_a : énergie d'activation,

R : constante des gaz parfaits

T : température absolue.

I.5.1.2 L'humidité relative

Dans les composites qui affichent nettement un seuil de saturation, celui-ci correspondant à un état d'équilibre entre le composite et son environnement. Différentes observations expérimentales menées par (Shirrel, 1978; Delasi et Whiteside, 1978) ont permis de mettre en évidence une forte dépendance de ce seuil du taux d'humidité relative du milieu. Une relation empirique a été établie par (Shen et Springer, 1976) entre le seuil de saturation et le taux d'humidité ambiante selon une loi en puissance :

$$M_\infty = aHR^b \quad (1.25)$$

Où :

- HR est le taux d'humidité relative du milieu (%),

- a et b sont deux constantes dépendantes du matériau.

La signification physique des constantes a et b n'est cependant pas établie.

I.5.2 Chargement mécanique

L'influence du chargement mécanique sur la diffusion dans une matrice polymère peut être expliquée que par le concept de volume libre qui représente une propriété intrinsèque au polymère. L'absorption de l'humidité par la matrice polymère induit un état de contraintes locales qui vont influencer l'état de volume libre disponible dans le polymère suivant l'équation (1.22) et par la suite sur la teneur à saturation et sur le coefficient de diffusion selon (1.21) et (1.23) . Une alternative à cette approche a été proposée par (Derrien et Gilormini, 2007) dans le cas de l'interaction entre l'air humide et des composites à matrice polymère et à fibre imperméable longues. En partant d'une relation linéaire entre la pression hydrostatique et le gonflement exprimé par la trace de contrainte. Plusieurs schémas élastiques ont été utilisés pour modéliser le comportement mécanique. En considérant un couplage entre les contraintes internes et la capacité d'absorption, ils ont constaté que l'isotherme de sorption d'un composite est régi par l'équation de Langmuir (non linéaire)

lorsque la matrice non renforcée obéit la loi de Henry (linéaire). (Gueribiz, 2011) En se basant sur la théorie de volume libre et les travaux de (Neumann et Marom, 1986) il a proposé une modélisation de la capacité d'absorption pour un composite à fibre imperméable à fibre longues. Ces résultats ont mis en évidence une augmentation de la capacité d'absorption pour un chargement en traction et une diminution pour un chargement en compression Figure 1.17.

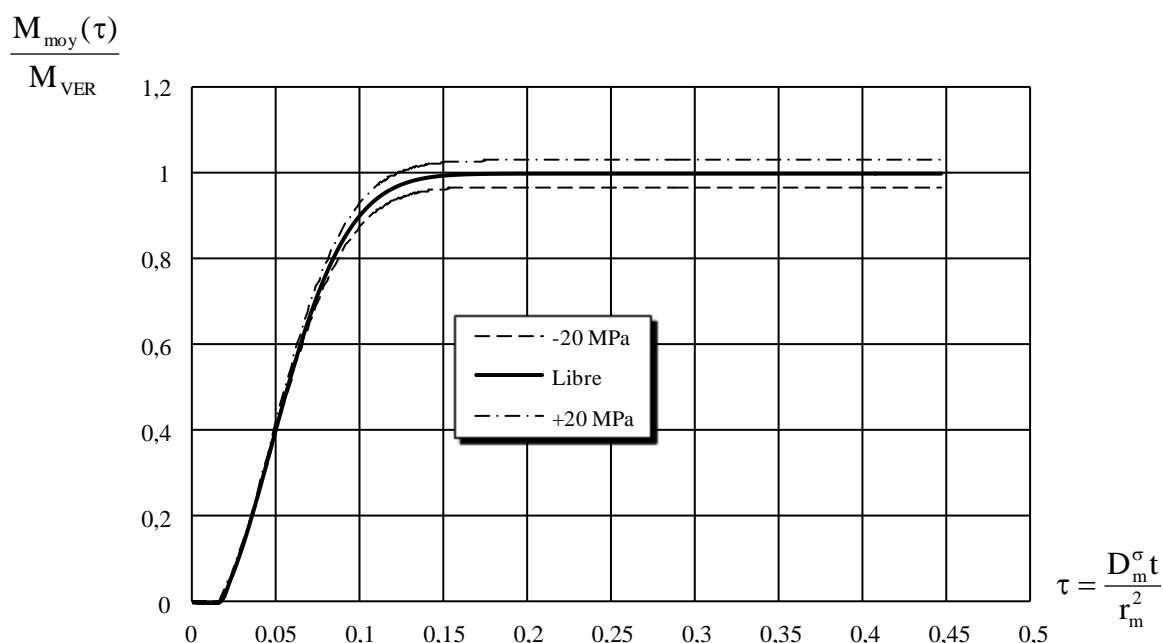


Figure 1.17 évolution de la teneur moyenne en eau pour différents chargements mécaniques (fibre imperméable $v_f=0.7$). (Gueribiz, 2011)

Ces résultats sont en accord avec les constatations expérimentales de (Henson et Weitsman, 1986) sur des éprouvettes en résine époxyde sollicitées en traction à charge constante pour une température de 40°C et un taux d'humidité relative de 97% HR. La capacité d'absorption d'humidité à saturation évolue avec le niveau de charge imposé passe de 5.2% pour des éprouvettes non sollicitées à plus de 6.5% pour des éprouvettes sollicitées pour un niveau de chargement correspondant à 45% de la contrainte limite. Ces auteurs prétendent que l'application d'un chargement en traction ou en compression n'influe pas sur le comportement diffusif mais seulement sur le niveau de saturation comme le confirme les résultats de modélisation Figure ci-dessus.

1.5.3 Endommagement

L'interaction de la diffusion de l'humidité et le phénomène d'endommagement est l'un des thèmes de recherche les plus importants qui ne cesse d'attirer l'attention de chercheurs dans le domaine des composites. Pour ce thème on peut distinguer deux problématiques. La première problématique concerne une approche découplée entre endommagement et la diffusion. La deuxième présente un couplage entre les deux. Pour l'approche découplée, l'endommagement est indépendant de l'état mécanique présent dans le matériau autrement dit pas d'évolution de l'endommagement avec la diffusion. Pour l'approche couplée l'endommagement dépend de l'état mécanique et peut évoluer au cours de processus de diffusion. L'un des objectifs importants de l'étude de la diffusion en présence d'endommagement est celui de savoir s'il y a une interaction entre les deux phénomènes ; la diffusion d'eau au sein du matériau peut influencer ou non sur la cinétique d'endommagement, et/ou la présence d'endommagement, peut modifier ou non sur la cinétique d'absorption d'eau. Dans le cadre d'une approche découplée, la plupart des études théoriques et expérimentales ont mis en

évidence l'influence de l'endommagement (sous forme de cavité, porosité et microfissure) sur la cinétique d'absorption d'humidité en accélérant le processus de diffusion d'eau dans les composites. (Gillat et Broutman, 1978; Harper et al., 1987 ; Huang et Talreja, 2005 ; Suri et Perreux, 1995). Des écarts dans la prise d'eau par rapport aux modèles de Fick et Langmuir dus à la présence de porosité ont été mentionnés par (Shen et Springer, 1976) et par (Carter et Kibler, 1978). Dans le cadre d'une approche découplée, beaucoup d'auteurs ont proposé des modèles basés sur l'homogénéisation micromécanique ou multi-échelles. Notons parmi ces modèles celui (Woo et Piggot, 1988). Ce modèle reposant sur une analogie électrique permet d'estimer le coefficient de diffusion effectif du composite en fonction de celui de la matrice et du taux d'endommagement. (Xi, 2002) a développé une nouvelle méthode pour évaluer le coefficient de diffusion effectif en présence d'endommagement en se basant sur une approche d'homogénéisation autocohérente. L'endommagement est considéré comme une phase supplémentaire dans le modèle autocohérent. (Gueribiz et al., 2009) ont développé un modèle pour déterminer le coefficient de diffusion effectif en se basant sur les approches classiques d'homogénéisation tout en considérant un saut d'humidité entre les phases de composite. Notons que dans ces modèles l'endommagement est sous forme de cavité de forme sphérique. Ce modèles prévoient une sensibilité accrue du coefficient de diffusion au taux d'endommagement, les mêmes constatations, pour les niveaux de saturations, sont mentionnées par ces auteurs. Par rapport à l'approche découplée, le couplage a suscité peu d'intérêt et les travaux les plus importants sont celui de Suri sur l'étude du couplage des phénomènes diffusion d'humidité et d'endommagement dans des tubes en composite verre-époxyde d'orientation $[\pm 55^\circ]$. Pour des échantillons ayant subi des niveaux de chargement préalable différents. Il a obtenu des cinétiques d'absorption d'eau différentes suivant le niveau d'endommagement. L'endommagement identifié est sous forme des fissures dans la matrice ou à l'interface fibre/matrice. Ses résultats dévoilent une cinétique d'absorption d'autant plus accélérée que l'endommagement mécanique est important. Cette accélération du processus de diffusion est justifiée par le fait que les fissures induit par le chargement mécanique facilitent la diffusion de l'eau dans le matériau, réduisant ainsi le temps à saturation. Entre autre, il a pu démontrer par des essais de fatigue que la prise en eau est d'autant plus importante avec l'augmentation de la vitesse d'endommagement. (Mercier, 2006) a mené une étude dans le cadre du vieillissement hygrothermique sur l'effet de l'endommagement par fissuration sur la prise d'eau et l'effet de la teneur en eau sur la cinétique d'endommagement dans le cas des composites à matrice polymérique. Plusieurs scénarios de couplage diffusion/endommagement ont été considérés. Premièrement, il s'avère que la cinétique d'endommagement est semblable pour des matériaux non vieillis et vieillis. Deuxièmement, il est mis en évidence que la présence de fissures, préalablement créées par sollicitation mécanique, ne modifie pas la cinétique d'absorption d'eau. il conclue que pour le matériau de l'étude, il n'y a pas de couplage direct entre ces deux phénomènes, au sens où l'absorption d'eau n'accélère pas la fissuration et la fissuration n'accélère pas le vieillissement. Ainsi, ces deux phénomènes se cumulent et contribuent, séparément, à diminuer la rigidité globale de la structure au cours du vieillissement et/ou d'une sollicitation mécanique. D'autre part, l'auteur prétend que d'autres matériaux différemment sensibles à l'humidité, peuvent présenter un couplage plus marqué pour cela l'auteur a proposé une modélisation pour le couplage diffusion /endommagement afin prédire la durabilité des structures composites dans telles conditions.

I.6 Présentation de l'étude

La présente étude concerne l'étude de la diffusion d'humidité dans un composite à matrice polymérique en présence d'endommagement. À la lumière de cette synthèse bibliographique, il serait possible pour nous de situer notre étude par apport à ce qu'a été fait dans cet axe de recherche. Apparemment ce sujet présente une certaine complexité vu la multitude des paramètres qui interviennent pour effectuer des changements au niveau du couplage global.

La méthodologie adoptée pour cerner ce sujet de thèse repose dans un premier temps sur une approche découplée pour laquelle l'interaction diffusion/endommagement /état mécanique est absente. Dans le cadre de cette approche, nous commencerons dans une première étape par l'effet de l'endommagement sur l'état mécanique. L'hypothèse retenue sera celle d'endommagement sous forme de fissure ou cavité ayant une forme ellipsoïdale localisée dans la matrice du composite. Il s'agit ici de voir l'influence de la présence de l'endommagement sur le comportement mécanique du composite. La seconde étape sera consacrée à l'étude de diffusion en présence d'endommagement. Pour cette étape la même hypothèse sera retenue. Dans cette étape nous allons voir l'effet de l'endommagement sur le comportement diffusif du composite. Nous allons commencer par le cas de la matrice seule (sans renfort) ensuite nous aborderons le cas du composite. Deux cas seront considérés le cas du composite à fibres imperméables et celui de fibres perméables. Finalement nous allons aborder le problème de l'interaction diffusion /état mécanique en présence d'endommagement. Pour cette partie le formalisme du modèle couplé sera développé, vu la difficulté de la problématique nous considérons que l'endommagement est indépendant de l'état mécanique autrement dit l'endommagement n'évolue pas au cours du processus de diffusion (absence d'une éventuelle cinétique de l'endommagement).

Chapitre II :

Modélisation de l'effet de l'endommagement sur le comportement mécanique

II.1 Introduction

Dans ce chapitre nous allons aborder l'effet de la présence de l'endommagement sur le comportement mécanique du matériau composite. L'endommagement est considéré ici comme étant une fissure sous forme d'une cavité ou fissure occupant un volume donné et ayant une configuration géométrique bien définie. L'origine des telles cavités est généralement due aux défauts présent dans les matériaux après leurs mise en ouvre. Elles se manifeste par la présence de porosités dans la matrice ou encore de microfissures et parfois par une décohésion fibre/matrice (Charewicz et Daniel, 1986 ; Costa et al., 2001). Ces défauts micro-structuels représentent des sites privilégiés pour l'amorçage et la propagation d'endommagement suite à l'application d'un chargement extérieur dont l'origine peut être mécanique ou environnementale. Cet endommagement peut donner naissance à des macro-défauts qui se manifestent par un décollement interpli ou encore une fissuration transverse (Kamimura, 1985 ; Kardos et Duduckovic, 1986). Plusieurs auteurs ont abordé le problème de la modélisation du comportement mécanique des composites en présence d'endommagement afin de prévoir la durée de vie de ces structures sous différentes sollicitations mécaniques (Hashin, 1980 ; Ladevèze et Le Dantec, 1991 ; Allix et Ladevèze, 1992). Dans la plupart des ces études généralement deux paramètres sont considérés pour la modélisation de l'effet de l'endommagement sur le comportement mécanique. Le paramètre d'endommagement lié à la fraction volumique de la fissure et la géométrie de cette dernière. L'effet est quantifié directement sur les constantes élastiques. Pour cela nous allons essayer de développer un modèle pour le comportement mécanique en présence d'endommagement sous forme d'une fissure dans la matrice d'un composite en se basant sur les principes de la mécanique de la rupture.

II.2 Comportement mécanique d'un milieu endommagé

Afin de voir l'influence de la présence d'endommagement sur le comportement mécanique d'un matériau isotrope, on a généralement recours aux principes d'homogénéisation et aux notions de la mécanique de la rupture. Selon cette approche (Griffith, 1921) et pour trouver le comportement mécanique effectif, on établit un bilan global de conservation d'énergie pour une propagation virtuelle de cavité. Dans ce bilan, le facteur le plus important est le taux de libération d'énergie G qui englobe le taux de variation de l'énergie potentielle des charges appliquées et celui de l'énergie élastique emmagasinée. G compense l'accroissement d'énergie de surface de la fissure. Il existe une relation simple entre G et le facteur d'intensité de contrainte k .

Pour une cavité en mode I, qui se propage sans bifurquer (Dominique, 2004):

$$G = \frac{k^2}{E'} \quad (2.1)$$

E' étant égal à E , le module d'Young du matériau, dans une situation de contrainte plane, et à $\frac{E}{(1-\nu^2)}$ dans une situation de déformation plane, où ν est le coefficient de Poisson. Le premier cas se rencontre dans les plaques minces uniquement chargées dans leur plan et à la surface des pièces. Le second au centre des pièces épaisses. Notons que comme G s'exprime en joules par mètre au carré, et k en pascals racine carré de mètres (l'unité usuelle étant plutôt le MPa. \sqrt{m}). À titre d'exemple, dans une plaque de grandes dimensions comportant une cavité centrale de longueur $2a$ soumise à une contrainte de traction homogène σ , le facteur d'intensité de contrainte en mode I est donné par la formule (Griffith, 1921) :

$$k_I = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (2.2)$$

II.2.1 Taux d'endommagement

Pour une éprouvette de section S d'un matériau qui a subi un endommagement se présentant sous la forme de cavités ou de microfissures, la section effective \tilde{S} capable de transmettre des efforts est donc inférieure à S . Le paramètre d'endommagement \tilde{d} est défini tel que sa valeur soit nulle en l'absence d'endommagement ($\tilde{S} = 0$) et égale à 1 s'il est total ($\tilde{S} = S$). Selon cette définition, le paramètre d'endommagement satisfait la relation suivante :

$$\tilde{d} = 1 - \frac{\tilde{S}}{S} \quad (2.3)$$

D'une part $\tilde{S} \leq S$, \tilde{d} est toujours inférieur à 1. D'autre part, la contrainte effective agissant sur le matériau endommagé est donnée par :

$$\tilde{\sigma} = \frac{F}{\tilde{S}} = \sigma \frac{S}{\tilde{S}} = \frac{\sigma}{1 - \tilde{d}} \quad (2.4)$$

F : la force appliquée

Le comportement du matériau est alors celui qu'il possède dans son état non endommagé. Ainsi, si le comportement est élastique, dans un état de traction uni-axiale, la contrainte effective $\tilde{\sigma}$ est celle qu'il faudra appliquer au matériau vierge afin d'obtenir la même déformation en appliquant la contrainte σ au matériau endommagé soit :

$$\varepsilon = \frac{\tilde{\sigma}}{E} = \frac{\sigma}{\tilde{E}} \quad (2.5)$$

\tilde{E} : le module de Young du matériau endommagé.

On peut déduire de l'expression (2.4) et (2.5) une nouvelle forme pour le taux d'endommagement

$$\tilde{d} = 1 - \frac{\tilde{E}}{E} \quad (2.6)$$

Les équations (2.4) montrent que la contrainte dans un matériau endommagé est supérieure à celle que subirait un matériau sain. Ceci est dû au fait que le module de Young d'un matériau endommagé est toujours inférieur à celui d'un matériau sain ce qui est mis en évidence par l'équation (2.6).

II.2.2 Endommagement et coefficients élastiques effectifs

Dans cette partie, nous essayons de déterminer les coefficients élastiques effectifs pour un matériau endommagé, en appliquant les notions de la mécanique de la rupture à l'échelle microscopique (Eshelby, 1957 ; Hashin, 1974 ; Hashin, 1980 ; Dormieux et Kondo, 2004 ; Dormieux et al., 2002 ; Dormieux et al., 2004 ; Benhamida, 2003 ; Huynh, 2006 ; Nguyen, 2008). Le principe consiste à établir une loi de comportement à l'échelle macroscopique en partant du comportement d'un élément de volume microscopique. Cet élément de volume de dimensions $l \times l \times l$ comporte une microfissure de forme ellipsoïdale dont le grand demi axe est a . La Figure II.1 représente la microstructure du modèle étudiée.

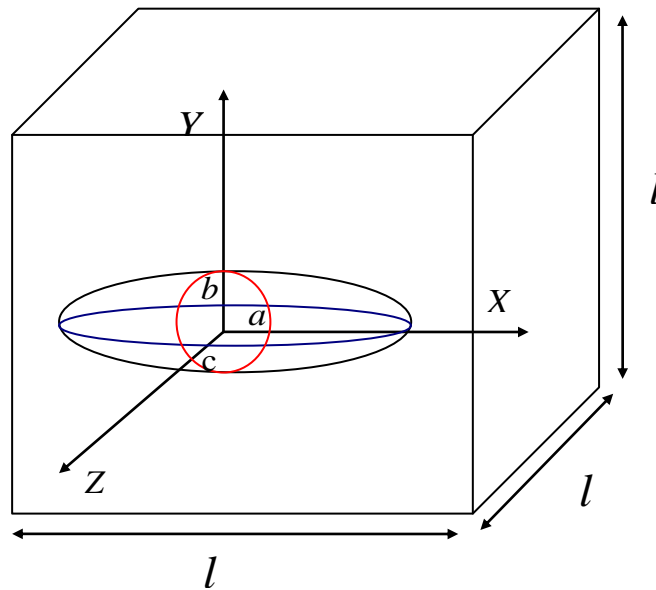


Figure II.1 Élément représentatif d'un matériau endommagé contenant une cavité de forme ellipsoïdale (VER).

Si on considère que cet élément est soumis à une force uni-axiale de traction F , la contrainte de traction homogène σ est :

$$\sigma = \frac{F}{l^2} \quad (2.7)$$

Le VER subit un allongement Δl à partir duquel on peut définir une déformation:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} \quad (2.8)$$

D'autre part, en partant de la loi de Hooke et en utilisant la notion de la complaisance :

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{1}{C_0} \quad (2.9)$$

Où C_0 est la complaisance de l'élément de volume et E le module de Young du matériau sain. Pour le cas général d'une cavité de forme ellipsoïdale, sollicitée par une force F sur la surface ab , le taux de libération d'énergie G par unité d'épaisseur est donné, en fonction de la complaisance C , par l'équation suivante (Cherepanov, 1967 ; Dominique, 2004) :

$$G = \frac{1}{2l} F^2 \frac{\partial C}{\partial S} = \frac{1}{2l} (\sigma l^2)^2 \frac{\partial C}{\partial \pi b a} = \frac{1}{2} \sigma^2 l^3 \frac{\partial C}{\partial \pi b a} \quad (2.10)$$

En utilisant l'expression (2.1) pour G en fonction du facteur d'intensité de contrainte en mode I dans le cas des déformations planes :

$$G = K_I^2 \frac{1-\nu^2}{E} = \frac{1-\nu^2}{E} \sigma^2 a \pi \quad (2.11)$$

Où ν est le coefficient de poisson et K_I facteur d'intensité de contrainte en mode I.

Pour un volume d'inclusion ellipsoïdal, si nous définissons : $\lambda = \frac{b}{a}$ et $e = \frac{c}{a}$ Où e représente l'excentricité de l'ellipse. Ici, nous définissons $\lambda_e = \lambda \times e$ comme étant un facteur de forme pour la cavité. Nous constatons, sur la figure II.2, que la cavité tend vers une forme sphérique lorsque λ_e croît alors qu'elle tend vers une forme ellipsoïdale aplatie lorsque λ_e décroît.

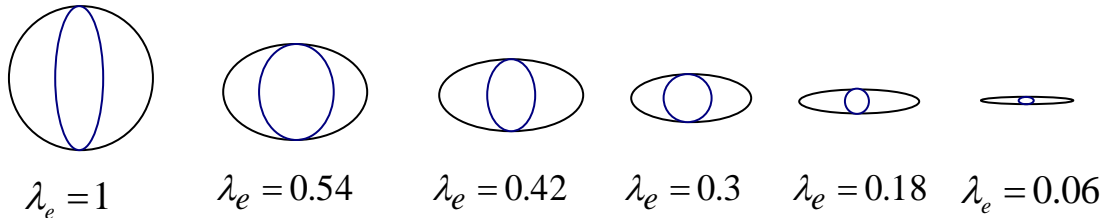


Figure II.2 Différentes formes de la cavité en fonction de la valeur de λ_e .

En égalisant les équations (2.10) et (2.11) et en remplaçant dans (2.10) $b = \lambda a$ on aboutit à :

$$\frac{\partial C}{\partial a} = \frac{2\lambda\pi^2}{El^3} (1-\nu^2) a^2 \quad (2.12)$$

Par l'intégration de l'équation (2.12) par rapport à a , entre 0 et une valeur de a nous obtenons :

$$\tilde{C} = C_0 + (1-\nu^2) \frac{2\lambda\pi^2 a^3}{3El^3} = C_0 + (1-\nu^2) \frac{2\lambda\pi^2}{3\lambda_e E} \frac{abc}{l^3} \quad (2.13)$$

D'autre part, nous avons la fraction volumique du vide qui engendre cette cavité est définie comme étant :

$$f_v = \frac{V_v}{V_{VER}} = \frac{4\pi abc}{3 l^3} \quad (2.14)$$

V_v est le volume de l'ellipse (volume de la cavité), tandis que V_{VER} est le Volume du VER, soit finalement :

En remplaçant dans (2.13) nous avons finalement:

$$\tilde{C} = C_0 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v}{2E} \left(\frac{\lambda}{\lambda_e} \right) \quad (2.15)$$

Où \tilde{C} est la complaisance du matériau endommagé et C_0 est la complaisance du matériau vierge. Notant que dans l'équation (2.15) lorsque le chargement est normal à la surface de l'ellipse est

$S = ab$ nous avons un terme relatif à la forme de cavité $\frac{\lambda}{\lambda_e}$ correspond à, e dans le cas de $S = ac$

$\frac{e}{\lambda_e}$ correspond à λ , et dans le cas où le chargement est normal à la surface $S = bc$ est (2.15)

devient :

$$\tilde{C} = C_0 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v}{2E} \lambda \quad (2.16)$$

Pour le cas d'une forme sphérique : $\lambda_e = \lambda = e = 1$ l'équation (2.15) devient :

$$\tilde{C} = C_0 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v}{2E} \quad (2.17)$$

Pour $a=0$ C_0 représente une borne inférieur pour \tilde{C} et pour $a=l/2$ $\tilde{C} = \frac{12 + \pi^2(1 - \nu^2)}{12E}$ une borne supérieure.

En se basant sur la définition de la complaisance :

$$\tilde{C} = \frac{1}{\tilde{E}} \quad (2.18)$$

Nous pouvons distinguer 3 modules de Young qui dépendent de la surface sollicitée si nous supposons que a, b, c , sont sur les axes X, Y, Z respectivement et S est relatif à la surface dont le normal est parallèle au chargement. Dans le cas d'un chargement normal à $S=ab$ le module de Young effectif correspond à Z . À partir de la relation (2.14) et en utilisant (2.9) et (2.15), nous aboutissons :

$$\frac{\tilde{E}_z}{E} = \frac{\tilde{E}}{E} = \frac{1}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v}{2} \frac{\lambda}{\lambda_e}} \quad (2.19)$$

Dans le cas où le chargement est normal à $S=ac$ le module de Young effectif correspond à Y soit :

$$\frac{\tilde{E}_y}{E} = \frac{1}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v}{2} \frac{e}{\lambda_e}} \quad (2.20)$$

Dans le cas où le chargement est normal à $S = bc$ soit X , le module de Young effectif correspond à X soit :

$$\frac{\tilde{E}_x}{E} = \frac{1}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v \lambda_e}{2 e}} \quad (2.21)$$

Il est clair qu'il suffit de déterminer un seul module pour déterminer les deux autres. Soit en déterminant \tilde{E}_z on trouve \tilde{E}_y et \tilde{E}_x :

$$\tilde{E}_y = \tilde{E}_z \frac{\lambda_e + \pi f_v \lambda (1 - \nu^2)}{\lambda_e + \pi f_v e (1 - \nu^2)} \quad (2.22)$$

$$\tilde{E}_x = \tilde{E}_z \frac{2e + \pi f_v (1 - \nu^2)}{2e + \pi f_v \lambda_e (1 - \nu^2)} \quad (2.23)$$

D'après (2.22) et (2.23) $\tilde{E}_z = \tilde{E}_y = \tilde{E}_x$ cela est possible dans deux cas, dans le cas où $\lambda_e = \lambda = e = 1$ cas relatif à une forme sphérique ou dans le cas où $f_v = 0$ cas du matériau sain. Dans le cas d'une forme sphérique $\lambda_e = \lambda = e = 1$ le module effectif est :

$$\frac{\tilde{E}}{E} = \frac{1}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v}{2}} \quad (2.24)$$

En utilisant la définition du paramètre d'endommagement équation (2.6), nous aboutissons à l'expression suivante qui donne le taux d'endommagement en fonction de la fraction volumique de vide dans le VER et de son facteur de forme $\lambda_e \lambda_e$. Notons ici que ce paramètre est défini selon la surface sollicitée, dans ce cas nous avons trois paramètres \tilde{d}_z , \tilde{d}_y , \tilde{d}_x soit :

$$\tilde{d}_z = \frac{(1 - \nu^2) \frac{\pi f_v \lambda}{2 \lambda_e}}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v \lambda}{2 \lambda_e}} \quad (2.25)$$

$$\tilde{d}_y = \frac{(1 - \nu^2) \frac{\pi f_v e}{2 \lambda_e}}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v e}{2 \lambda_e}} \quad (2.26)$$

$$\tilde{d}_x = \frac{(1 - \nu^2) \frac{\pi f_v \lambda_e}{2 e}}{1 + (1 - \nu^2) \frac{\pi f_v \lambda_e}{2 e}} \quad (2.27)$$

Comme pour le module de Young il suffit de déterminer un seul paramètre pour trouver le deux autres soit :

$$\tilde{d}_y = \tilde{d}_z \frac{2e + (1 - \nu^2) \pi f_v}{2\lambda + (1 - \nu^2) \pi f_v} \quad (2.28)$$

$$\tilde{d}_x = \tilde{d}_z \frac{2\lambda_e + (1-\nu^2)\pi f_v}{2 + (1-\nu^2)\pi f_v \lambda} \quad (2.29)$$

En absence d'endommagement et en écrivant la fraction volumique en fonction du facteur de forme nous aboutissons à :

$$f_v = \frac{4\pi}{3} \frac{abc}{l^3} = \frac{4\pi}{3} \lambda_e \left(\frac{a}{l}\right)^3 \quad (2.30)$$

En introduisant $L_f = \frac{a}{l}$ la quantité représentant la longueur caractéristique de la fissure l'équation (2.30) s'écrit finalement comme suit :

$$f_v = \frac{4\pi}{3} L_f^3 \lambda_e \quad (2.31)$$

Notons que L_f est un paramètre très intéressant du point de vue physique. En effet, pour une fissure c'est la longueur qui est la dimension déterminante avant tout autre paramètre dimensionnel. D'un point de vue numérique, L_f sera toujours inférieur à 0.5 puisque a est toujours inférieur à $\frac{l}{2}$.

Avec l'équation (2.31), on peut déterminer la valeur maximale de la fraction volumique relative à une fissure, pour une valeur donnée du facteur de forme. A titre d'exemple pour 3% le taux maximal d'endommagement peut être atteint pour $\lambda_e = 0.03$.

En remplaçant dans l'équation (2.19) par l'équation (2.31) nous aboutissons à la relation du module du milieu endommagé en fonction de la longueur caractéristique de la fissure soit :

$$\frac{\tilde{E}_z}{E} = \frac{\tilde{E}}{E} = \frac{1}{1 + (1-\nu^2) \frac{4\pi^2}{6} L_f \lambda} \quad (2.32)$$

Cette équation montre que le module de Young effectif d'un milieu fissuré ne dépend que de deux paramètres la longueur de la fissure et la géométrie de cette dernière dans son plan de sollicitation.

Dans la Figure II.3 est tracée l'équation (2.32) qui donne la courbe de l'évolution $\frac{\tilde{E}}{E}$ relative à la longueur caractéristique de la fissure L_f pour différentes géométries de cette dernière.

Pour des fissures aplaties, la chute du module est moins importante par rapport à une géométrie convexe de la fissure. Dans le cas d'une forme aplatie de la fissure, et pour une valeur de $L_f = 0.2$ la chute du module n'est que moins 2% pour une fissure avec un facteur de forme $\lambda_e = 0.013$ et 5% pour une fissure avec un facteur de forme $\lambda_e = 0.04$ et moins 8% pour une fissure avec un facteur de forme $\lambda_e = 0.07$. Par contre, pour des fissures convexe et pour la même longueur L_f , la chute est plus importante à titre d'exemple pour une fissure avec un facteur de forme $\lambda_e = 0.07$ une chute de module de plus 17% et de plus 37% pour une fissure sous forme de disque ont une chute de plus de 44% ce qui est considérable. Pour une forme plus accentuée de la fissure $\lambda_e = 0.013$ la chute n'est qu'à 4% même pour une longueur extrême de la fissure par contre pour une fissure sous forme de disque elle est de 75%. Pour $\lambda_e = 0.013$ et pour des valeurs de $L_f < 0.15$, le module d'Young effectif $\frac{\tilde{E}}{E}$ est quasiment stable et correspond à celui de la matrice saine. À ce stade là, on peut considérer que le matériau est non affecté par la présence de la fissure.

De la même façon nous obtenons le taux d'endommagement en remplaçant par (2.31) dans (2.25) soit :

$$\tilde{d} = \frac{(1-\nu^2) \frac{4\pi^2}{6} L_f \frac{\lambda_e}{e}}{1 + (1-\nu^2) \frac{4\pi^2}{6} L_f \frac{\lambda_e}{e}} \quad (2.33)$$

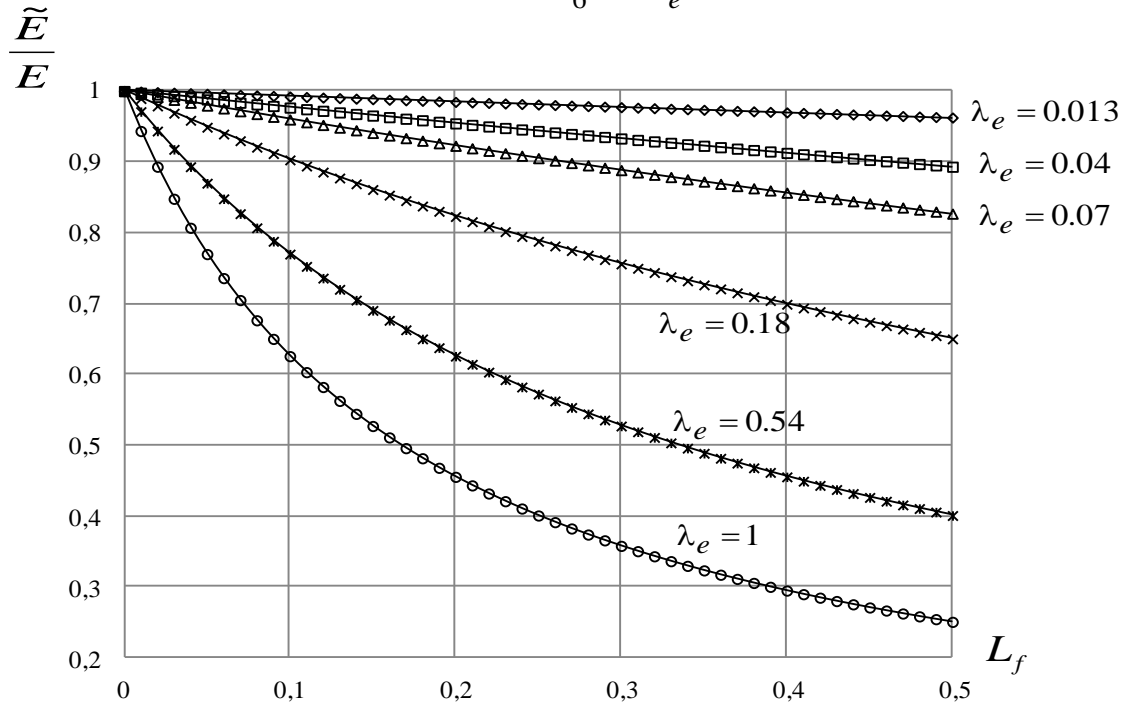


Figure II.3 L'évolution de $\frac{\tilde{E}}{E}$ en fonction de longueur caractéristique de la fissure L_f .

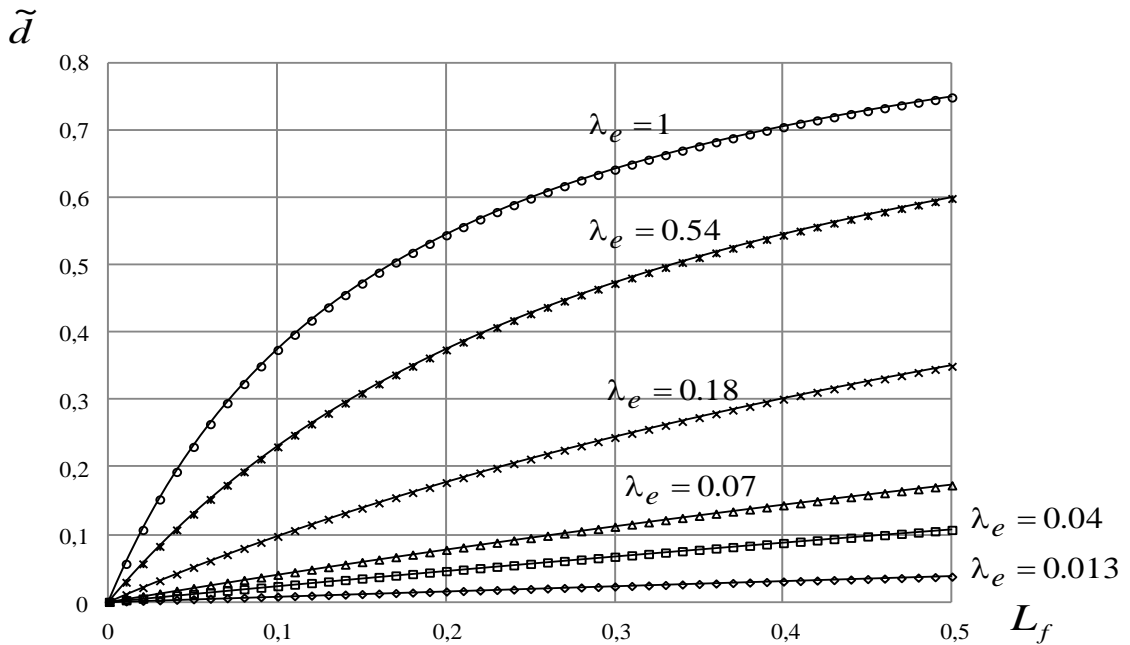


Figure II.4 L'évolution de l'endommagement \tilde{d} en fonction de longueur caractéristique de la fissure L_f .

Dans la Figure II.4 est tracée la courbe de l'évolution de l'endommagement \tilde{d} en fonction de la longueur caractéristique de la fissure L_f . On remarque que pour un allongement accentué de la fissure exprimé par une faible valeur du facteur de forme λ_e de la fissure le taux d'endommagement restera faible cela même pour des valeurs de longueurs caractéristique extrême de la fissure. Par exemple pour $\lambda_e = 0.013$ le taux d'endommagement pour une longueur extrême de la fissure ne dépasse pas le 4% et pour $\lambda_e = 0.07$ il est à 17% par contre pour des géométries convexes de fissure ce taux est très élevé à titre de comparaison pour $\lambda_e = 0.18$ il est à 35% et pour $\lambda_e = 0.5$ il est à 60% pour une géométrie sphérique il est à 75%. D'autre part, la relation (2.19) est semblable à la relation de M. Kachanov qui a montré que le module d'élasticité pour un matériau endommagé peut se mettre sous la forme suivante (Dominique, 2004) :

$$\frac{\tilde{E}}{E} = \frac{1}{1 + f_n \bar{K}} \quad (2.34)$$

Où f_n représente la fraction volumique de défaut soit dans notre cas la fraction volumique du vide f_v relatif à la fissure tandis que \bar{K} est un paramètre qui dépend du type de cavités présentes dans le matériau. En comparant cette relation à l'expression (2.19), on arrive à déterminer la forme explicite du paramètre \bar{K} de Kachanov soit :

$$\bar{K} = \frac{\pi(1-v^2)}{2} \frac{\lambda}{\lambda_e} \quad (2.35)$$

L'équation (2.35) montre que lorsque le facteur de forme tend vers 0 (c'est-à-dire lorsque la morphologie de la fissure correspond à une ellipsoïde aplatie (correspondant à un taux élevé d'endommagement)), \bar{K} tend alors vers l'infini et le module élastique du VER tend vers 0. Au contraire, lorsque λ_e tend vers 1 (ce qui correspond en pratique à une forme ellipsoïdale ou dans le cas particulier sphérique lorsque $\lambda = 1$), \bar{K} tend alors vers $\frac{\pi}{2}(1-v^2)$. Cette valeur correspond à la borne inférieure de \bar{K} , alors que le module de Young du VER tend vers sa valeur maximale $\tilde{E} = \frac{E}{1 + \frac{\pi}{2}(1-v^2)f_v}$ (borne supérieure) qui dépend de la fraction volumique de vide.

Le taux d'endommagement en fonction du paramètre de Kachanov est donné par :

$$\tilde{d} = \frac{f_v \bar{K}}{1 + f_v \bar{K}} \quad (2.36)$$

Finalement, nous obtenons l'expression suivante pour la fraction volumique en fonction de l'endommagement soit :

$$f_v = \frac{\tilde{d} \lambda_e}{\pi(1-v^2)(1-\tilde{d})} \quad (2.37)$$

Soit en fonction du paramètre de Kachanov :

$$f_v = \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})} \quad (2.38)$$

La relation (2.38) donne la fraction volumique du vide pour un taux d'endommagement donné en tenant compte de la forme géométrique de la fissure. Lorsque $\tilde{d} = 0$ la fraction volumique du vide est nulle, la fraction volumique devient maximale et peut être atteinte dans le VER lorsque l'ellipse est transformée en sphère de rayon $a = \frac{l}{2}$. Selon la relation (2.37) la fraction volumique maximale du vide ne doit pas dépasser 52.3% correspondant à un endommagement maximal de 60.6%. Donc pour le module de Young d'un matériau endommagé, E représente une borne supérieure, quant à la borne inférieure elle dépend de la géométrie de la fissure dans son plan de sollicitation.

Dans la Figure II.5 est tracé le taux d'endommagement en fonction de la fraction volumique qui occupe la fissure pour différentes forme de la fissure exprimé par le paramètre λ_e les courbes mises en évidence des fortes taux d'endommagement pour des faibles valeurs du facteur de forme λ_e et qui correspondent à des forme aplatie de la fissure ou à des fissures tranchantes et ceci même pour des faibles taux de la fraction volumique du vide occupé par la fissure. Lorsque les valeurs du facteur de forme augmentent (tend vers 1) la fissure tend à avoir une forme moins tranchante vers une forme sphérique et le taux d'endommagement devient moins important même lorsque la fissure occupe une fraction volumique plus élevée.

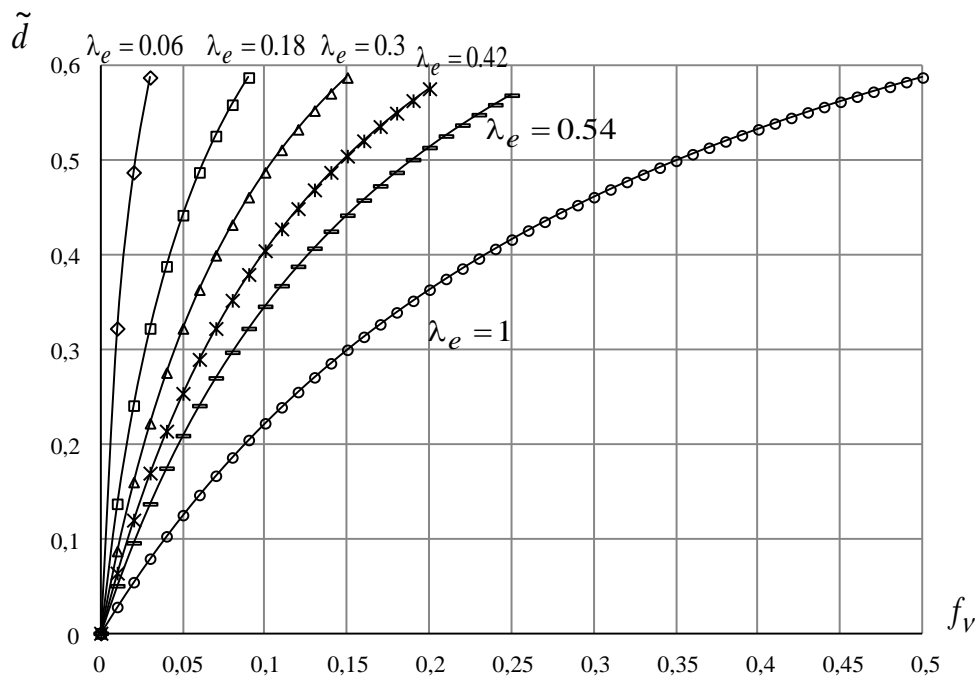


Figure II.5 L'évolution de l'endommagement \tilde{d} en fonction de la fraction volumique f_v obtenu pour les différentes valeurs de facteur de forme

à titre d'exemple pour un facteur de forme $\lambda_e = 0.06$ qui correspond à une forme aplatie de la fissure, si cette fissure occupe que 3% de vide, le taux d'endommagement peut atteindre 58% représentant une valeur dépassant le seuil permis.

Pour une fissure de forme sphérique correspondant à un facteur de forme $\lambda_e = 1$, le taux d'endommagement ne dépasse pas le 10% pour la même fraction volumique. Mais on ne peut pas atteindre 30% d'endommagement pour un taux de vide de 20% qui représente un taux limite de la fraction volumique du vide dans les composites.

II.3 Approches d'homogénéisation classiques

II.3.1 Approches d'homogénéisation classiques

Dans ce qui suit nous allons donner le principe de base des approches classiques avec lesquelles nous avons comparé notre approche. Pour cette tâche nous avons choisi parmi les approches classiques reconnues et dont les auteurs ont toujours fait référence, l'approche de la distribution diluée, vu que cette approche est généralement utilisée pour des faibles taux de renfort ce qui est le cas pour les fissures dans les matériaux. Les deux autres approches sont le modèle auto-cohérent et celui de Mori-Tanaka reconnue pour leurs résultats satisfaisants dans l'estimation des propriétés effectives des matériaux hétérogènes. Dans ces approches, les propriétés effectives dans notre cas le module de Young sont obtenues en se basant sur la solution d'Eshelby pour une inclusion de forme ellipsoïdale noyée dans un milieu infini. Pour une seule inclusion qui est relative dans notre cas à la fissure, les expressions pour les modèles cités ci-dessus sont données comme suit :

Pour le modèle auto-cohérent :

$$C_{AC} = C_m + f_v (C_i - C_m) : [I : S : [C_{AC}]^{-1} : (C_i - C_{AC})]^{-1} \quad (2.39)$$

Pour le modèle de Mori-Tanaka :

$$C_{MT} = C_m + f_v (C_i - C_m) : A_{dil} : [(1 - f_v) : I + f_v : A_{dil}]^{-1} \quad (2.40)$$

Pour le modèle de distribution diluée :

$$C_{dil} = C_m + f_v (C_i - C_m) A_{dil} \quad (2.41)$$

Avec :

C_{AC} , C_{MT} , C_{dil} : sont respectivement les tenseurs d'élasticité effectifs pour le modèle Auto-cohérent, Mori-Tanaka, distribution diluée.

C_i , C_m : sont respectivement les tenseurs d'élasticité de l'inclusion et de celui de la matrice.

A_{dil} : est le tenseur de localisation de déformation donné par :

$$A_{dil} = [I : S : [C_m]^{-1} : (C_i - C_m)]^{-1} \quad (2.42)$$

Où S est le tenseur d'Eshelby. Les expressions des différentes composantes du tenseur d'Eshelby selon le cas sont répertoriées dans plusieurs références dont le livre de (Mura, 1987).

II.3.2 Approche d'homogénéisation par éléments finis

Nous avons procédé à une résolution par éléments finis afin de comparer ces résultats à l'approche proposée. Il s'agit de représenter notre matériau par le VER de la Figure II.6. L'inclusion qui représente la fissure dans notre cas est considérée comme ayant un tenseur de rigidité nul. Dans cette configuration, notre matériau est considéré avoir un comportement orthotrope, donc pour un point qui représente une fraction volumique du vide relatif à cette fissure nous avons besoin des solutions relative à trois sollicitations dans les trois directions, chaque fois en fixant une face et en appliquant un chargement dans l'autre face. Les moyens des contraintes et déformations issues de ces solutions sont par la suite implantés dans un système de 9 équations issues de la loi comportement pour un matériau orthotrope.

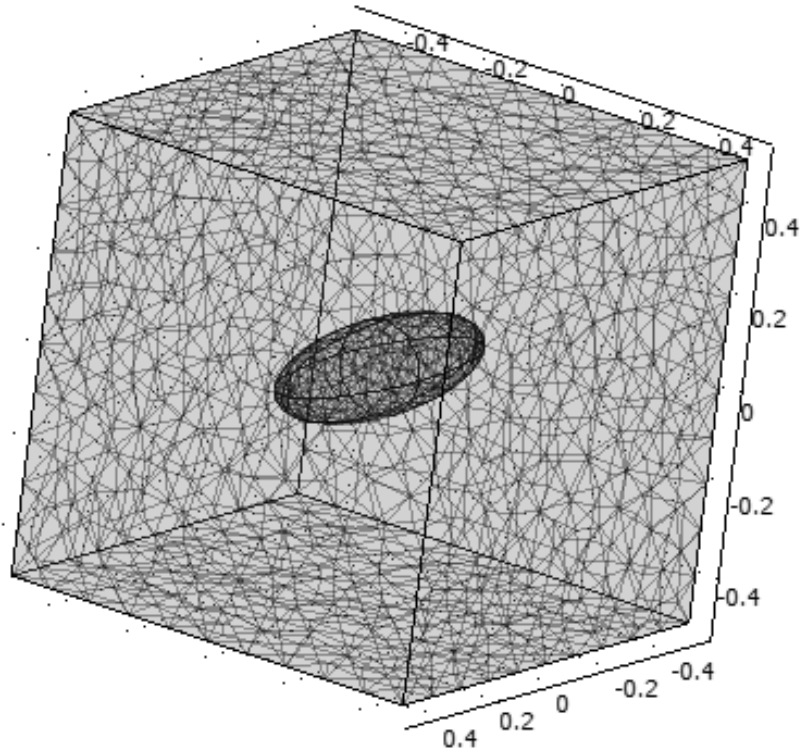


Figure II.6 Représentation sur Comsol du VER du matériau endommagé contenant une fissure de forme ellipsoïdale (VER).

Le milieu endommagé dans notre cas est une matrice constituée de la Résine époxy N5028 la matrice dont les propriétés sont présentées dans le tableau ci-dessous :

E (GPa)	ν	G(GPa)	ρ (Kg/m ³)	limite d'élasticité
4.5	0.4	1.6	1200	40

Tableau II.1 Propriétés mécaniques de la résine époxy N5028 (Jacquemin et al. 2005, 2008).

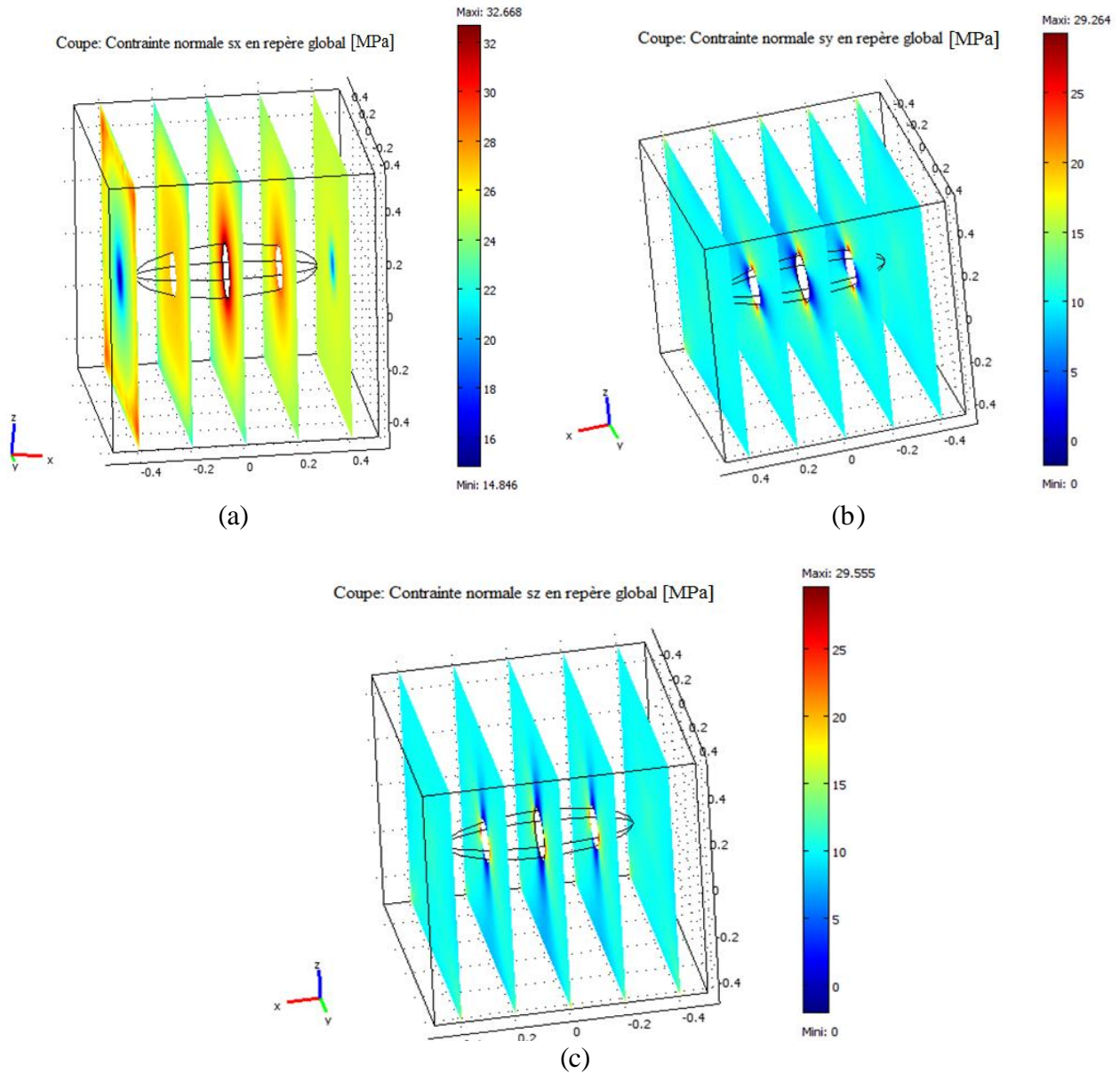


Figure II.7 Cartographie des champs des contraintes pour l'endommagement sous forme d'une fissure aplatie ($\lambda_e = 0,06$ $f_v=1\%$) (a) : chargement selon X, (b) : chargement selon Y (c) : chargement selon Z

Dans les Figures III.7 et III.8 sont illustrées les cartographies des contraintes en terme de la contrainte de Von Mises issues de la solution par éléments fins du problème mécanique. Nous remarquons que lorsque la charge imposée est dans les limites de la matrice saine, le champ de contraintes induit en terme de contrainte de Von Mises ne dépasse pas la seule limite de cette dernière. Ce champ de contraintes sera par la suite utilisé dans la détermination des propriétés mécaniques effectives comme précédemment indiqué dans la section.

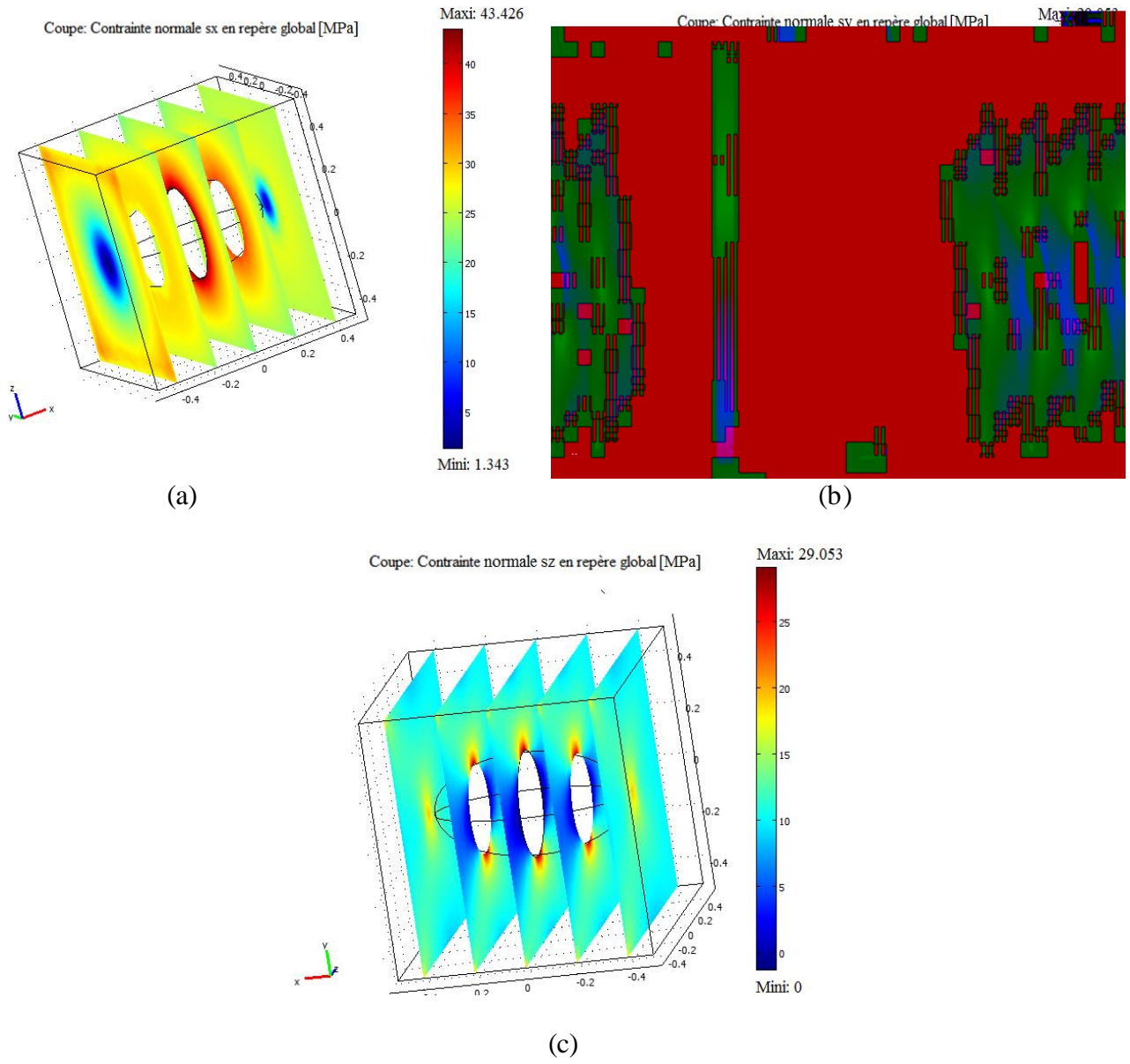


Figure II.8 Cartographie des champs des contraintes pour l'endommagement sous forme d'une fissure convexe ($\lambda_e = 0,3$ $f_v = 5\%$) (a) : chargement selon X, (b) : chargement selon Y (c) : chargement selon Z

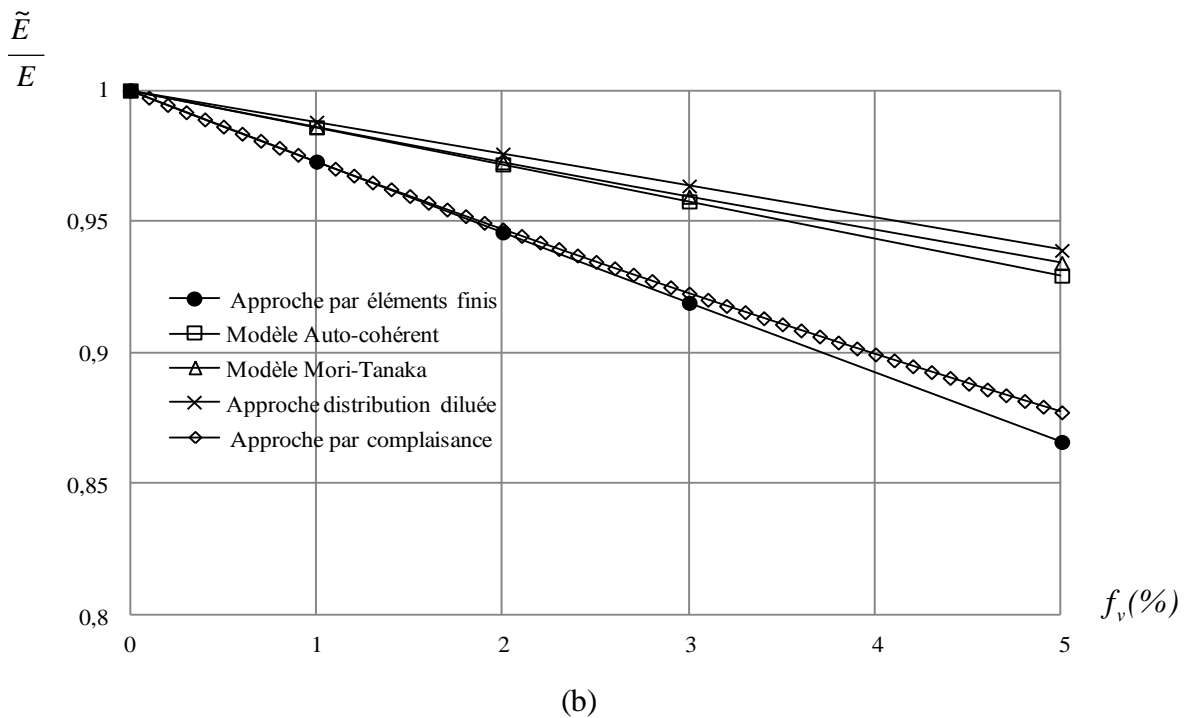
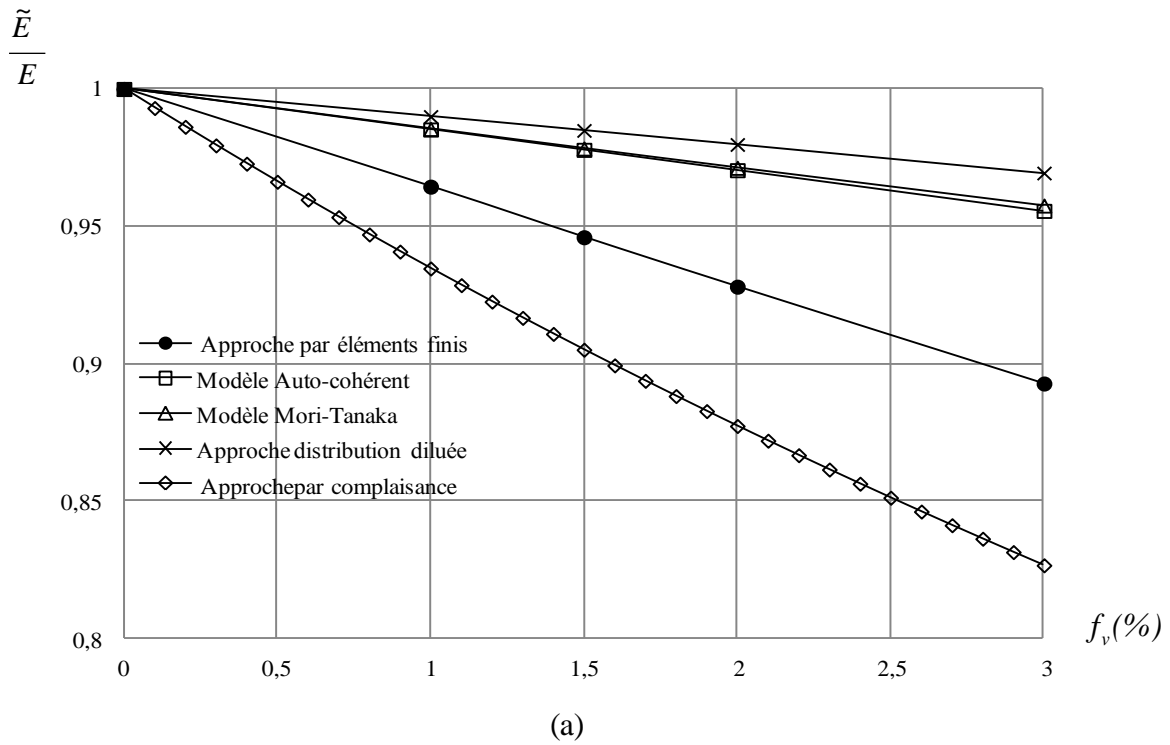


Figure II.9 Evolution de $\frac{\tilde{E}}{E}$ en fonction de f_v prédite selon plusieurs stratégies de calcul numérique par des méthodes de transition d'échelle. (a) : $\lambda_e = 0,06$, (b) : $\lambda_e = 0,3$

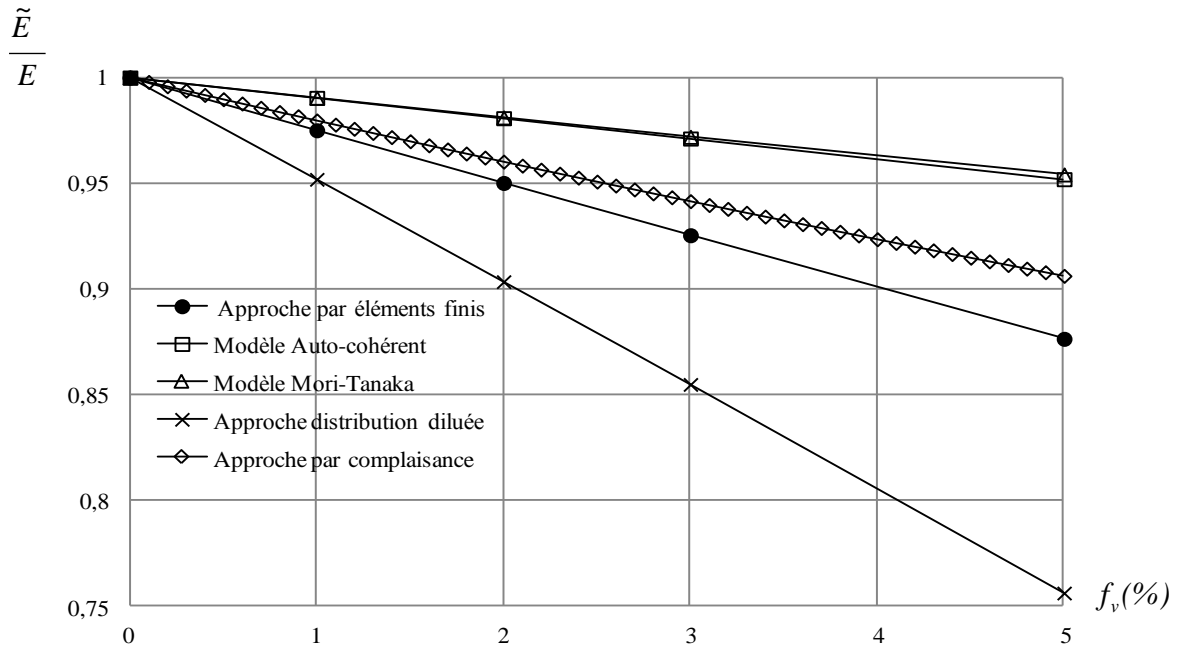
Les Figure II.9 et II.10 représente les courbes de l'évolution $\frac{\tilde{E}}{E}$ du module de Young normalisé à celui du VER en fonction du facteur de forme de la fissure λ_e et de la fraction volumique occupée par la fissure f_v . Sur ces figures, on compare les prédictions obtenues en appliquant l'expression de la complaisance établie dans le présent travail aux valeurs prédites par différentes

méthodes d'homogénéisation classiques telles que le modèle de Mori et Tanaka ou encore le modèle autocohérent d'Eshelby-Kröner (J. Aboudi, 1991 ; Y. Benveniste, 1987).

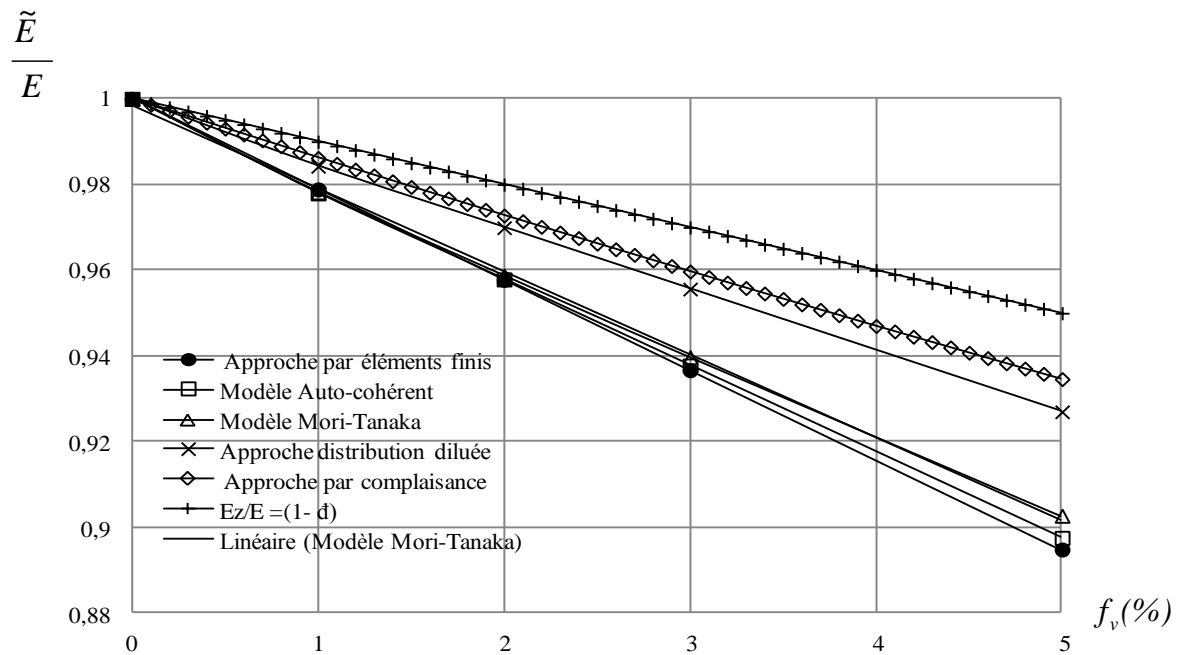
Ces courbes sont tracées pour des petites fractions volumiques de vide relatif à des seuils pratiques qui présentent les fissures dans les matériaux. Pour une valeur donnée du paramètre de forme λ_e l'équation (2.31) est utilisée pour déterminer la fraction volumique maximale. Dans la Figure II.3 sont présentées les courbes obtenues par l'approche de la complaisance, pour des faibles valeurs du paramètre de forme λ_e , qui correspondent à une forme tranchante (aplatie) de la fissure. Ces courbes, prédisent une chute accrue du module de Young effectif d'un VER endommagé, il est de même pour des fractions volumiques de vide minimales occupées par la fissure, par comparaison avec d'autres modèles de transition d'échelles. Cette chute semble asymptotique. Nous constatons que pour les deux cas que les résultats de l'approche par complaisance sont plus proches aux résultats obtenus par la solution éléments finis.

Par contre, lorsque λ_e croît, cette chute devient de moins en moins accentuée et les prédictions de cette méthode de calcul se rapprochent de celles obtenues par le modèle de distribution diluée. Pour de faibles valeurs du facteur de forme λ_e de la fissure, on constate un écart très important dans la chute du module entre l'approche de complaisance et les autres approches d'homogénéisation. Cet écart reste toujours significatif entre l'approche de complaisance et les autres approches d'homogénéisation même lorsque la fissure tend vers une forme sphérique et cela même pour de faibles taux de vide. À titre d'exemple, pour $\lambda_e = 0.06$ et $f_v = 3\%$, le module de Young effectif est

$\tilde{E} = 0.82E$ selon l'approche par la méthode de la complaisance proposée dans ce travail. En revanche, pour la même fraction volumique de vide, les autres approches donnent un module de Young effectif $\tilde{E} > 0.95E$. D'autre part, la relation conventionnelle $\frac{\tilde{E}}{E} = (1 - \tilde{d})$ donne une valeur supérieure à $0.9E$ si on assimile le taux d'endommagement à la fraction volumique du vide. En conclusion, il semble que l'approche par complaisance est plus représentative pour des faibles valeurs de λ_e et des faibles fractions volumiques. Les paramètres présentent une morphologie relative à une fissure vu que les résultats de cette approche dans cette plage de ces deux paramètres sont très proches aux résultats de la méthode des éléments finis.



(a)



(b)

Figure II.10 Evolution de $\frac{\tilde{E}}{E}$ en fonction de f_v prédite selon plusieurs stratégies de calcul numérique par des méthodes de transition d'échelle. (a) : $\lambda_e = 0,54$, (b) : $\lambda_e = 1$

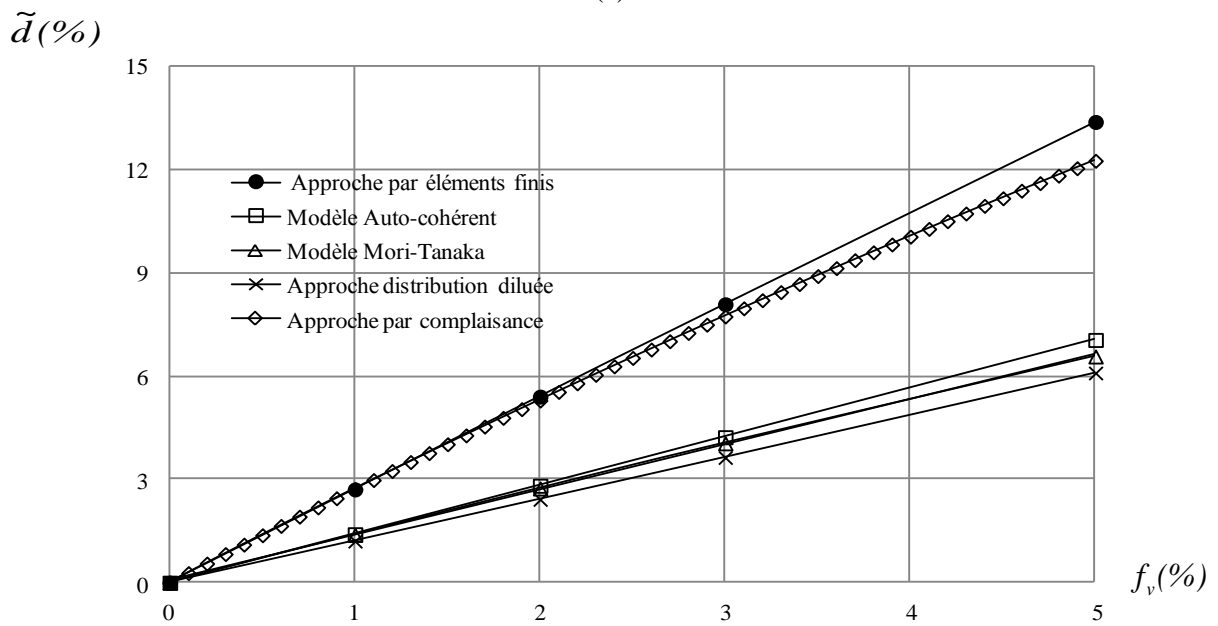
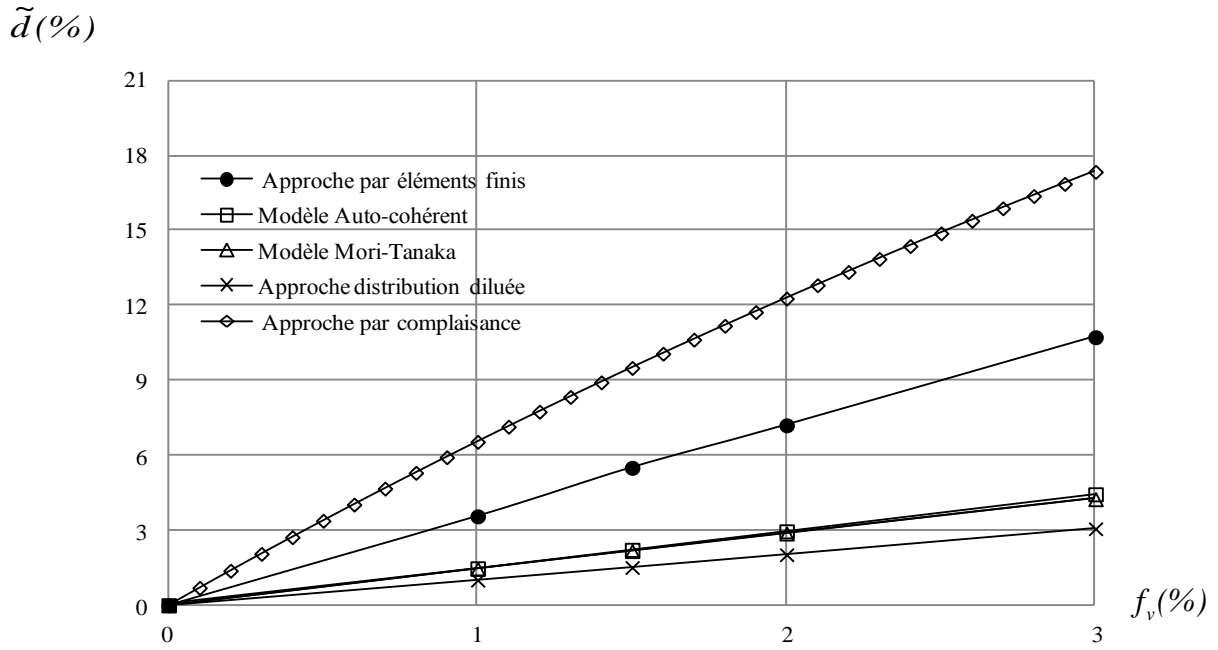
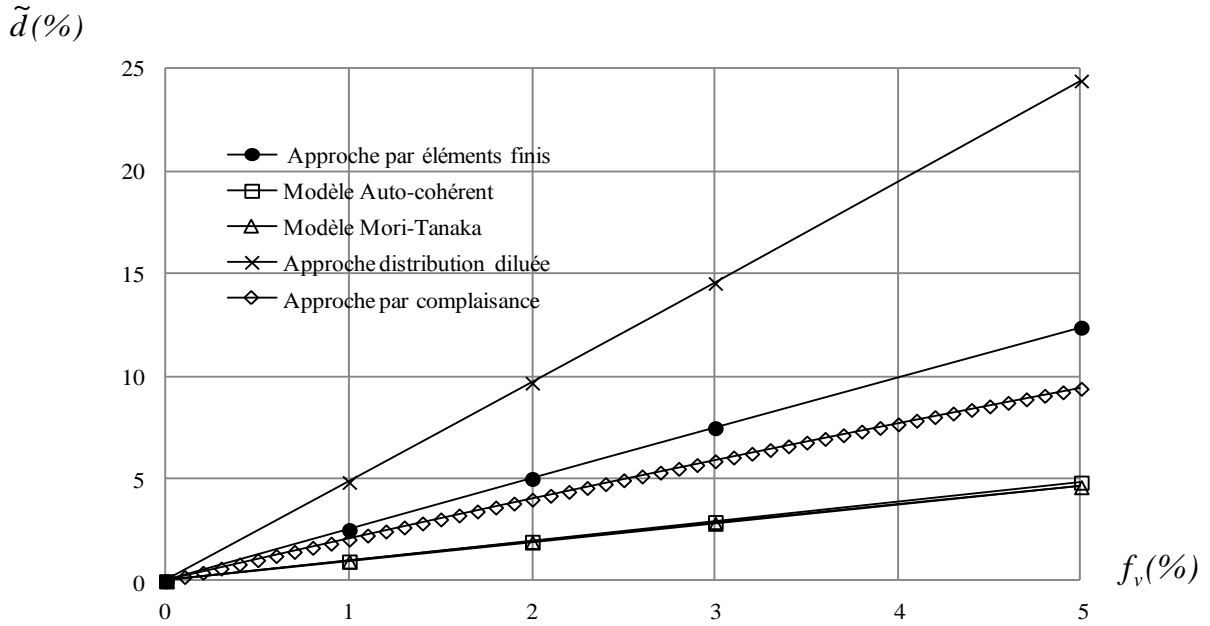
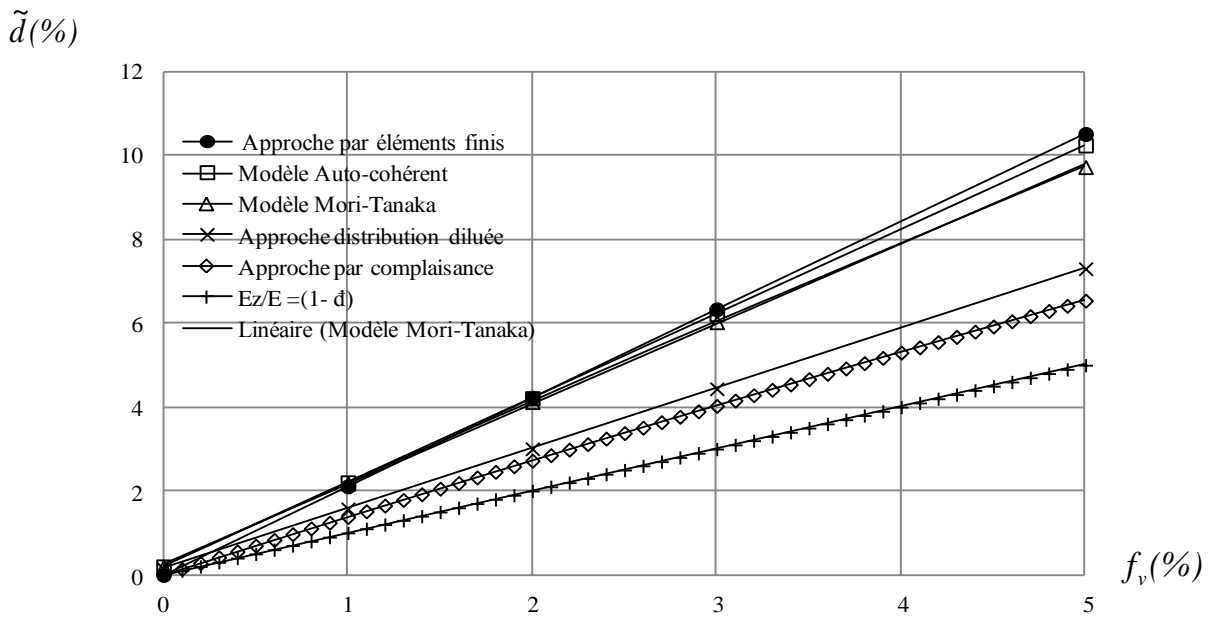


Figure II.11 Taux d'endommagement \tilde{d} en fonction de f_v prédit selon plusieurs stratégies de calcul numérique (a) : $\lambda_e = 0,06$, (b) : $\lambda_e = 0,3$

Dans les Figures II.11 et II.12 sont illustrées les courbes du taux d'endommagement obtenu selon différentes approches de transition d'échelle d'une part et d'autre selon l'approche proposée et l'approche par éléments finis en fonction de la fraction volumique qui occupe la fissure pour différentes forme de celle-ci exprimé par le paramètre λ_e . Ces courbes sont tracées dans l'intervalle de la fraction volumique de vide limite donnée par l'équation (2.31) relative à la valeur de λ_e dans l'intervalle $[0, 1]$ et à L_f dans l'intervalle $[0, 0,5]$. Les courbes mises en évidence des taux très élevés d'endommagement dépassent de loin les seuils tolérés et pour des faibles valeurs du facteur de forme λ_e correspondant à des formes aplaties de la fissure ou à des fissures tranchantes et ceci même pour des faibles taux de la fraction volumique du vide occupé par la fissure. Lorsque la valeur du facteur de forme croit (tends vers 1) la fissure tend à avoir une forme moins tranchante vers une forme sphérique. Le taux d'endommagement devient de moins en moins important par rapport à une forme tranchante et le taux d'endommagement, pour une forme pleine ou sphérique diminue presque à la moitié de celui d'une forme aplatie $\lambda_e=0.06$ et cela pour la même fraction volumique occupée par la fissure. À titre d'exemple pour un facteur de forme $\lambda_e=0.06$ qui correspond à une forme aplatie de la fissure, si cette fissure occupe que 3% le taux d'endommagement peut atteindre 18%, ce qui présente une valeur dépassant de loin le seuil permis. En revanche, pour la même fraction volumique dans le cas d'une fissure de forme ellipsoïdale pleine sphérique (facteur de forme $\lambda_e > 0.5$) le taux d'endommagement ne dépasse pas le 10%.



(a)



(b)

Figure II.12 Taux d'endommagement \tilde{d} en fonction de f_v prédit selon plusieurs stratégies de calcul numérique (a) : $\lambda_e = 0.54$, (b) : $\lambda_e = 1$

D'autre part on peut constater comme il est le cas pour $\frac{\tilde{E}}{E}$ que les taux d'endommagement obtenu par l'approche de complaisance s'approchent de celui obtenu de l'approche par éléments finis pour les faibles valeurs de facteur de forme λ_e et qui représentent la forme réelle des fissures.

II.4. Conclusion

La modélisation du comportement mécanique du milieu endommagé basé sur les notions de la mécanique de rupture est proposée. L'endommagement est supposé être sous forme d'une fissure ayant une forme ellipsoïdale. Il s'agit ici de déterminer le module de Young effectif du milieu endommagé pour une fraction volumique du vide qui occupe cette fissure. Cette approche nous a permis de déterminer les trois composantes du module de Young pour le milieu endommagé et par la suite le taux d'endommagement correspondant. La comparaison des résultats issus de cette approche avec les résultats des approches d'homogénéisation classiques d'une part, et ceux obtenus par l'approche d'homogénéisation par éléments finis d'autre part, révèlent que les résultats obtenus par cette approche pour une fissure aplatie sont les plus proches de ceux obtenus de la solution par éléments finis ce qui fait de l'approche proposée le plus représentative pour le cas réel des fissures. De plus, cette approche a permis de proposer des nouvelles expressions pour les paramètres d'endommagement.

Chapitre III :

Modélisation du comportement diffusif d'une matrice endommagée

III.1 Introduction

Dans ce chapitre nous allons aborder le problème de modélisation du comportement diffusif en présence d'endommagement, ce problème a eu peu de considération par rapport à celle du comportement mécanique, pour laquelle le problème a été bien cerné et des solutions plus raffinées ont été proposées par plusieurs auteurs (Hashin, 1980 ; Ladevèze et Le Dantec, 1991 ; Allix et Ladevèze, 1992). Dans les matériaux composites à matrice polymérique, la prise en eau en présence d'endommagement sous forme de porosités ou microfissures, est généralement abordée en tenant compte du paramètre d'endommagement qui peut influencer de façon significative, comme en témoignent les écarts entre les relevés expérimentaux de la prise en eau et ceux des modèles théoriques classiques (Weitsman 1987, Lee et Pappas, 1993 ; Lundgren et Gudmundson, 1998, 1999, Perreux et al., 2002 ; Roy et Xu, 2001 ; 2002 ; Mercier, 2006). Une attention particulière a été portée à l'étude d'un problème connexe dans les travaux de (Gueribiz et al., 2009 , 2011). Les auteurs modélisent les effets induits par la présence de cavité sur le coefficient de diffusion et la capacité maximale d'absorption d'humidité en faisant l'hypothèse qu'à saturation ces cavités sont remplis d'eau en phase liquide. On notera que dans ces études, la cavité est assumée avoir une géométrie sphérique. Compte tenu de ces résultats, nous allons examiner dans cette partie les conséquences de la présence de l'endommagement sur le comportement diffusif dans un composite à matrice polymérique. Cet endommagement sera représenté par une cavité de différentes formes géométriques. Ensuite, nous proposons une modélisation de la diffusion dans la cavité basée sur une approche thermodynamique tout en restant dans le cadre d'une approche découplée (le comportement diffusif est supposé indépendant de l'état mécanique dans le matériau considéré). Dans un premier temps, nous considérons le cas d'une matrice endommagée dans laquelle l'endommagement se manifeste sous la forme d'une cavité interne de forme elliptique. Par la suite, des simulations complémentaires seront réalisées pour étudier l'effet de la géométrie de la cavité et celui de sa position sur le comportement diffusif global. Le cas d'une cavité débouchante sera traité dans une section séparée.

III.2 Diffusion dans une matrice saine

Nous considérons que le Volume Élémentaire Représentatif (VER) de la matrice saine est constitué d'un milieu continu au sein duquel aucune porosité ou autre défaut n'existe (Figure III.1). Sur les bords de ce VER est imposée la capacité maximale d'absorption d'humidité $M_m(\%)$. Dans ce contexte, on supposera que cette quantité est reliée à l'humidité relative HR du milieu environnant selon l'expression identifiée par (Loos et Springer, 1979) comme valide sur un grand nombre de polymères et de composites à matrice polymère (Weitsman, 2012) :

$$M_m = \alpha HR^\beta \quad (3.1)$$

Où β et α dépendent de la matrice polymère

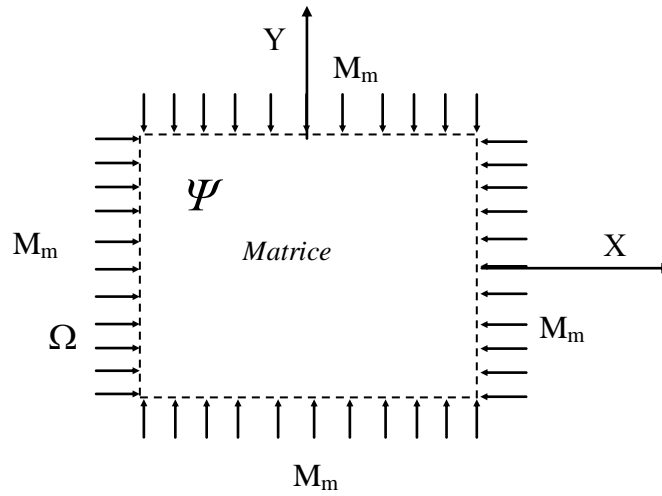


Figure III.1 VER relatif à une matrice saine.

Chaque point du domaine occupé par le VER est repéré par ses coordonnées (x, y) . Selon l'hypothèse d'une approche découplée, pour laquelle les paramètres de diffusion (coefficient de diffusion et capacité maximale d'absorption d'humidité) sont indépendants de l'état mécanique, la diffusion est supposée régie par la loi de Fick [Crank, 1978].

Dans ce cas le problème local à résoudre dans le VER peut être exprimé par :

$$\begin{cases} \frac{\partial m(x, y, t)}{\partial t} = D \Delta m(x, y, t) & \text{sur } \Psi \times \mathbb{R}_*^+ \\ m(x, y, t) = M_m(HR(\%)) & \text{aux bord de la résine } \Omega \times \mathbb{R}_*^+ \\ m(x, y, 0) = m_0(x, y) & \forall x, y \in \Psi \end{cases} \quad (3.2)$$

Ω_c représente les frontières du domaine Ψ : $\Omega_m = \partial\Psi$. M_m est la capacité maximale d'absorption d'humidité correspondant à l'humidité relative $HR(\%)$ imposée aux frontières du domaine Ψ de la matrice, D est le coefficient de diffusion de la matrice ; $m(x, y, t)$ est la teneur en humidité à chaque instant et $m_0(x, y)$ est la teneur en humidité existant dans le VER à l'instant $t=0$, qui est souvent considérée nulle. Pour la résolution du problème (1) nous avons recours à la méthode des éléments finis, en utilisant le logiciel (Comsol®). Les paramètres utilisés dans cette solution sont indiqués dans le tableau III.1.

Paramètre matériau	Résine pure (5208)
Humidité Relative HR (%)	80 %
α	0.059
β	1
Coefficient de diffusion D_m (mm ² /s)	7.312×10^{-8}
Coefficient de diffusion de la vapeur d'eau dans l'air D_a (mm ² /s)	5.9×10^{-5}
Masse volumique ρ (Kg / m ³)	1265

Tableau III.1 Données des paramètres utilisés dans la résolution du problème de diffusion [Loos et Springer, 1979 ; Shirrell et al., 1978, Massman, 1998]

Pour cette résolution, l'équation (3.2) sera adimensionnée en effectuant le changement de variable suivant: $\eta = \frac{x}{L}$, $\varphi = \frac{y}{L}$, $\tau = \frac{D}{x^2} t$, (où L représente la longueur du VER, les dimensions du VER deviennent égale 1×1 au lieu de $L \times L$). La solution du problème donne la distribution de la teneur en humidité dans le VER représentée sur la Figure III.2.

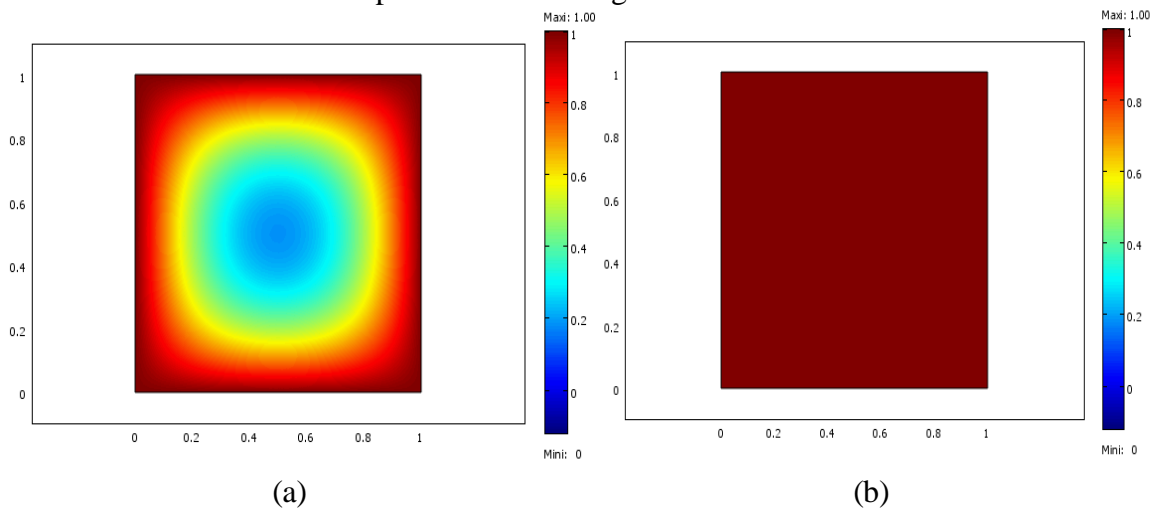


Figure III.2 Distribution de la teneur en humidité dans la matrice saine
(a) : en régime transitoire (b) : à saturation

La Figure III.2 (a) représente la distribution de teneur en eau obtenue en régime transitoire. Nous constatons que le centre du VER n'est pas encore saturé par rapport à la zone proche des frontières. Dans la Figure III.2 (b) le VER a atteint la saturation : la teneur en eau est uniforme et correspond à la teneur imposée aux frontières. Dans ce cas on confirme que la matrice est en équilibre thermodynamique avec son milieu environnant. Cette solution est obtenue selon l'hypothèse que la matrice possède une microstructure idéale. En réalité, cette structure est loin d'être idéale : des microcavités ou des porosités sont souvent présentes dans ces matrices et dans leurs composites après leur mises en œuvre (Yokota, 1978, Yoshida et al., 1986, Tang et al., 1987, Bowles et al., 1992, Costa et al., 2001, Grunfelder et al., 2010, Wood et Bader, 1994, Fano, 1995, de Parscau du Plessix et al., 2015). Par convention, cette cavité est définie comme étant la propriété d'un milieu de contenir des cavités à l'échelle microstructurale. Elle est souvent décrite par une fraction volumique exprimée par le rapport entre la somme des volumes de ces cavités et le volume total du milieu. Les auteurs cités ci-dessus rapportent dans leurs travaux que pour de faibles fractions volumiques de porosités (< 1 %), les propriétés hygro-mécaniques ne sont pas sensiblement affectées. Au contraire, pour des taux de porosité plus élevés, les propriétés effectives du matériau sont affectées de manière significative (mesurable). Pour les matrices polymériques et leurs composites, on peut distinguer deux types de porosités : celle ouvertes, communiquant avec les faces extérieurs du

matériau et celles fermées, qui se trouvent loin des faces extérieures du matériau. En outre, les travaux de (Wisnom et al. 1996) mettent en évidence l'initiation des fissures à partir des porosités dès que ces dernières atteignent certaines longueurs suffisamment grandes, de l'ordre d'un dixième de millimètre. Dans cette étude, nous nous intéressons, dans un premier temps, aux porosités à ce stade là, en présentant l'hypothèse qu'elles représentent la totalité de l'endommagement contenu dans la matrice. Dans ce cas, nous portons notre attention à deux types des cavités, selon que la cavité se trouve à l'intérieur du matériau ou bien qu'elle débouche à l'extérieur. En effet, les travaux théoriques de la modélisation du comportement diffusif des composites en présence de cavité prévoient une modification significative de ce comportement (Gueribiz et al. 2009, Youssef et al., 2007, Youssef et al., 2009). De même, les travaux expérimentaux menés par (de Costa et al., 2006) et (Ramezani et al., 2013) révèlent des niveaux de saturation croissant avec le taux de cavité. Dans ce qui suit, nous allons résoudre le problème diffusif en présence d'endommagement sous forme d'une cavité selon l'hypothèse que cette porosité ait atteint des dimensions suffisamment grandes pour que l'on puisse l'assimiler à une cavité.

III.3 Diffusion dans une matrice endommagée

Dans ce cas, nous considérons que le VER représentatif du milieu endommagé est constitué d'une cavité elliptique noyée dans un milieu infini, qui représente la matrice polymère. Sur les bords de ce VER est imposée la capacité maximale d'absorption d'humidité correspondant à l'humidité relative HR (%) du milieu environnant. (dans la Figure III.3) Au départ, l'humidité est diffusée dans la matrice, ensuite dans la cavité, qui est supposée non saturée et remplie en air sec. Dans la matrice, la diffusion est supposée régie par la loi de Fick [Springer, 1981 ; 1987 ; 1988] selon l'hypothèse que la diffusion d'humidité dans la matrice hydrophile est considérée indépendante de l'état mécanique. Dans ce cas, le VER est supposé constitué de deux phases : la matrice et la cavité. Le problème cellulaire de diffusion à résoudre dans le VER est défini par le système d'équations adimensionnel suivant :

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial m(\eta, \varphi, \tau)}{\partial \tau} = D \Delta m(\eta, \varphi, \tau) \quad \text{dans chaque phase } \Psi \times \mathbb{R}_*^+ \\ m(\eta, \varphi, \tau) = 1 \quad \text{aux bords de la résine } \Omega \times \mathbb{R}_*^+ \\ m_{\text{cavité}}(\eta, \varphi, \tau) = \tilde{X} \quad \text{interface cavité/résine} \\ m(\eta, \varphi, 0) = \frac{m_0(\eta, \varphi)}{M_m} \quad \forall x, y \in \Psi \end{array} \right. \quad (3.3)$$

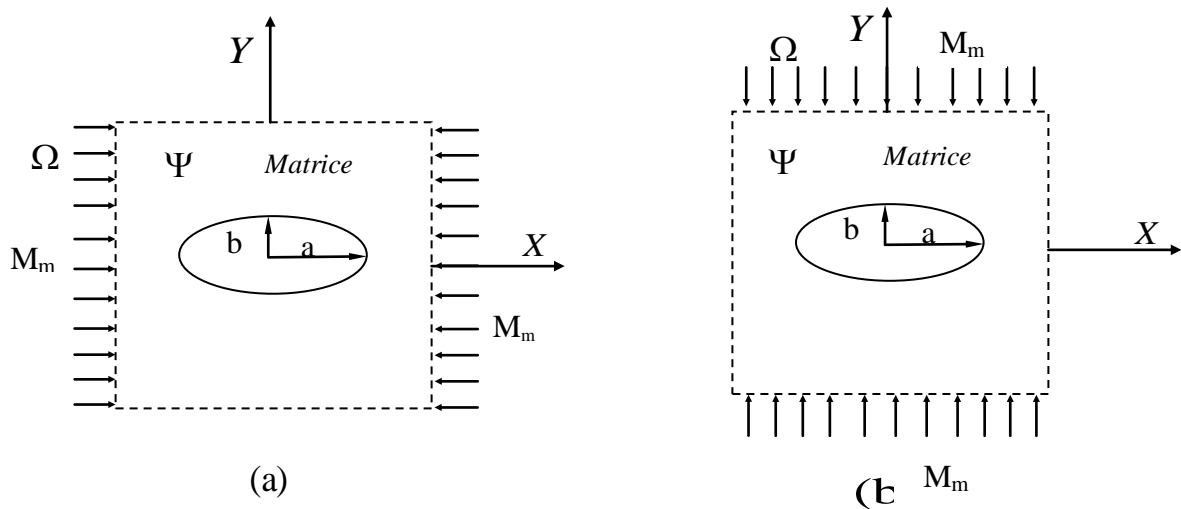


Figure III.3 VER relatif au milieu endommagé (a) : diffusion unidirectionnelle selon l'axe X uniquement. (b) : selon l'axe Y uniquement.

III.3.1 Résolution du problème dans le cas de la matrice endommagée

Pour la résolution du problème, nous avons utilisé le logiciel Comsol[®]. Dans ce cas, les dimensions du VER et les paramètres de diffusion correspondent à ceux de la matrice saine (Tableau III.1). Le coefficient de diffusion dans la cavité pris est égal à celui de la diffusion de l'humidité dans l'air, c'est à dire à peu près 1000 fois celui de la diffusion de l'humidité dans un matériau dense. La fraction volumique de cette cavité prise est égale à 5 % contenu dans le VER, valeur proche de la valeur limite du taux de cavité ou des microfissures dans les composites à hautes performances (Ledru, 2009). La forme géométrique de la cavité est exprimée par le paramètre λ ,

qui représente le rapport entre les deux axes (petit axe et grand axe) de l'ellipse qui forme la fissure. Pour cela, nous considérons trois formes géométriques pour la cavité, suivant que la cavité ait une forme aplatie, correspondant à de faibles valeurs de λ ou bien une forme convexe, relative à des valeurs moyennes de λ , ainsi que le cas limite d'une sphère correspondant à λ égal à 1.

III.3.1.1 Détermination de la teneur à l'interface matrice / fissure

Nous partons de l'hypothèse que la cavité dans la matrice est remplie d'air et nous raisonnons en terme d'humidité relative pour cet air. Ce taux d'humidité relative dépend de l'environnement extérieur dans notre cas la matrice polymère. En se basant sur les lois de la thermodynamique pour de l'air contenant une quantité d'eau en phase vapeur, son humidité absolue X est exprimée par (Tsilingiris, 2007) :

$$X = 0,622 \times \frac{P_V}{P_{atm} - P_V} \quad (3.4)$$

Avec:

$$P_V = \frac{P_{VS} \times HR}{100} \quad (3.5)$$

Où P_{atm} , P_V , P_{VS} , X sont respectivement : la pression atmosphérique, la pression partielle de vapeur d'eau, la pression de vapeur saturante et l'humidité absolue exprimée en (Kg_{eau} / Kg_{airsec})
En remplaçant la pression de vapeur P_V par l'expression (3.5) dans (3.4) nous obtenons une nouvelle forme pour l'humidité absolue dans la cavité :

$$X = 0,622 \times \frac{HR \times P_{VS}}{100 \times P_{atm} - HR \times P_{VS}} \quad (3.6)$$

On suppose qu'à chaque instant un équilibre thermodynamique est établi pour la teneur en humidité dans la matrice et la cavité, à la frontière de la cavité. On fera l'hypothèse que l'équation (3.1) reste valable dans la matrice polymère à la frontière avec la cavité donc on peut en tirer l'humidité relative correspondante, dans la cavité :

$$HR = (M_m / \alpha)^{\frac{1}{\beta}} \quad (3.7)$$

En remplaçant par (3.7) l'humidité relative HR dans (3.6), nous obtenons la relation à l'interface entre la teneur en eau dans la matrice et l'humidité absolue X dans la cavité. On peut en déduire la teneur en eau dans la cavité, que nous noterons \tilde{X} dans ce qui suit, soit :

$$\tilde{X} = 0,622 \times \frac{P_{VS} \times (M_m / \alpha)^{\frac{1}{\beta}}}{100 \times P_{atm} - P_{VS} \times (M_m / \alpha)^{\frac{1}{\beta}}} \quad (3.8)$$

Dans le cas où $\beta=1$ nous obtenons :

$$\tilde{X} = 0,622 \times \frac{P_{VS} \times (M_m / \alpha)}{100 \times P_{atm} - P_{VS} \times (M_m / \alpha)} \quad (3.9)$$

Ainsi, à l'interface nous utilisons l'équation (3.9) pour effectuer le passage depuis la matrice vers la cavité. La pression de saturation de la vapeur saturante P_{VS} à une température donnée est obtenue en utilisant les tableaux thermodynamiques pour la vapeur saturante, (the NIST Steam Tables). Après la définition de tous les paramètres, les étapes de résolution du problème se résument comme suit :

pour chaque temps, on doit résoudre le problème de diffusion (3.3) dans la matrice pour une condition aux limites données. Ensuite on calcule la teneur en humidité dans la cavité par l'équation (3.9). Sur la Figure III.4 est présentée la solution du problème de diffusion dans le cas d'une cavité aplatie, durant la phase transitoire (Figure III.4 (a)) et en régime permanent (Figure III. 4(b)). Nous considérons le cas où on impose sur les deux bords du VER proches des deux fronts de la cavité (direction X) une teneur en eau qui correspond à la capacité maximale d'absorption de la matrice (qui dépend de l'humidité relative du milieu environnant selon l'équation (3.1)).

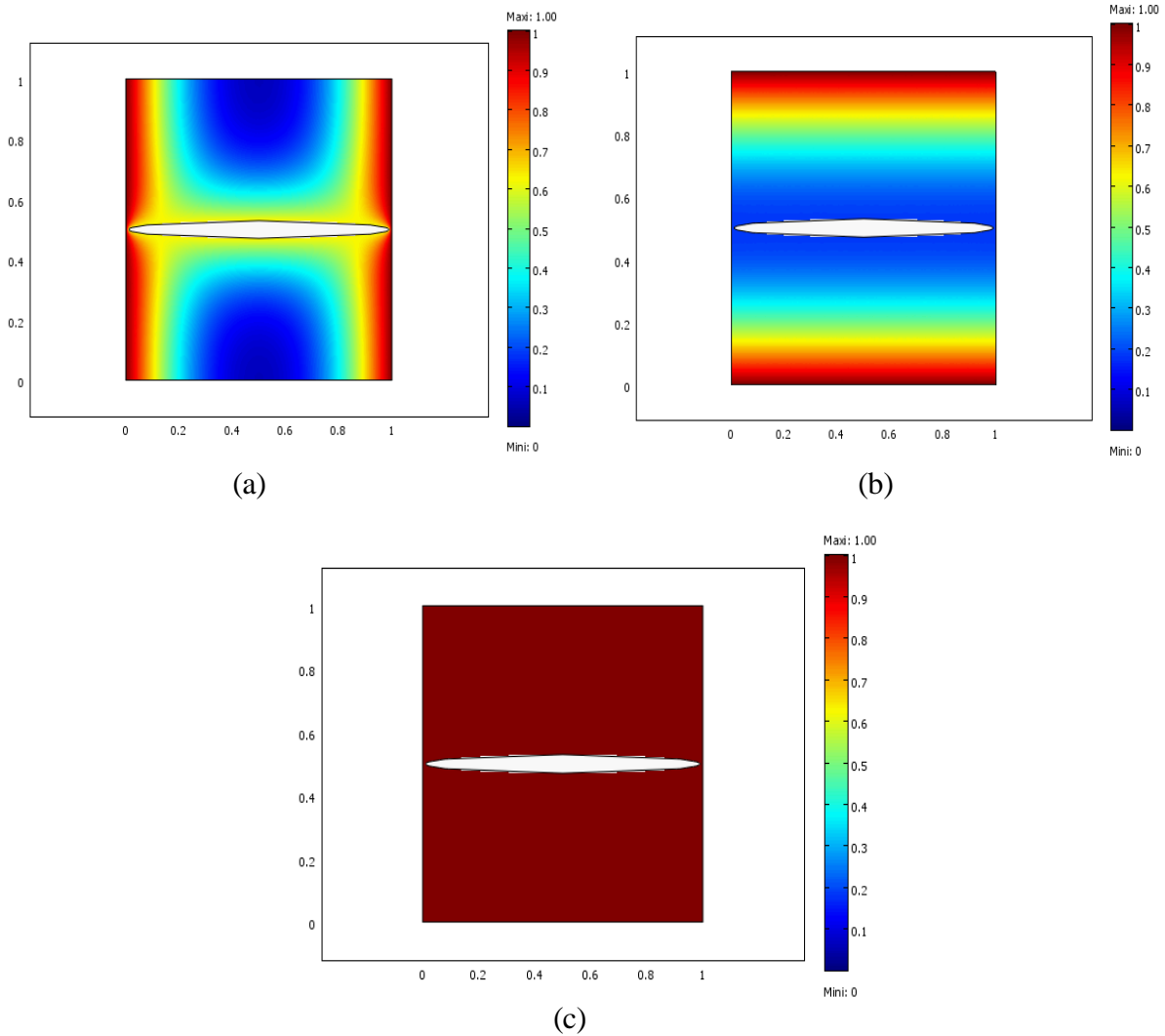


Figure III.4 Résolution du problème de diffusion dans le cas de la matrice endommagée ($\lambda = 0,07$ et pour un taux de vide de 5 %) (a: selon X , b: selon Y) : stade intermédiaire (c) : à saturation

Dans ce cas, la teneur sur la frontière de la cavité, côté matrice, tend rapidement vers celle imposée sur les deux bords, étant donné que la diffusion se fait très rapidement dans la cavité. Par contre, le reste du VER n'a pas encore atteint la saturation, il se produit donc une diffusion de l'humidité depuis la cavité vers le reste du VER dans la direction transversale : la cavité hydratée se comporte ensuite comme une source d'humidité pour le reste du VER (cf. Figure III.4(a)). Il faut noter que dans ce cas la saturation est rapidement atteinte. En première approximation, il semble que la cavité aplatie se comporte comme une frontière supplémentaire avec le milieu extérieur. À chaque instant, Comsol nous permet d'obtenir la cinétique de diffusion dans le VER que l'on trace

conventionnellement en fonction de la racine carrée du temps Figure III.5, Cela par l'intégration de cette solution à chaque instant suivant l'équation :

$$m(t) = \frac{1}{\Psi} \int_{\Psi} c(t, x, y) \partial x \partial y \quad (3.10)$$

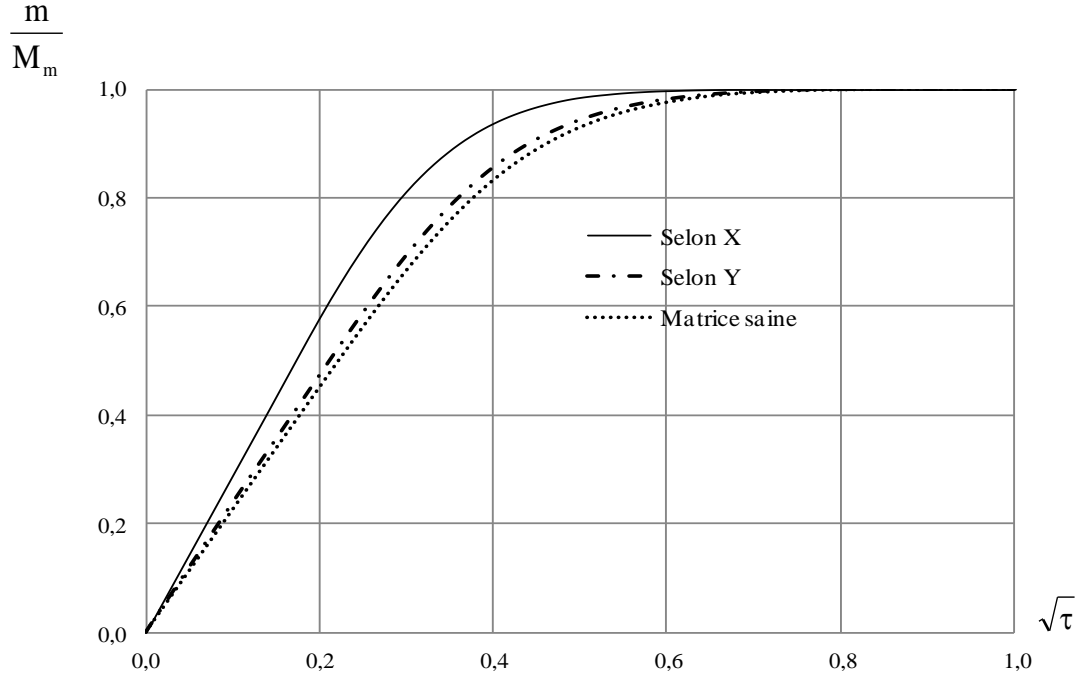


Figure III.5 Evolution de la cinétique de diffusion pour la matrice endommagée ($\lambda=0,07$ et un taux de vide de 5%)

Dans la Figure III.5 est tracée l'évolution de la cinétique de la diffusion pour les différents cas de chargement. Nous constatons que l'évolution pour la matrice endommagée est semblable à celle de la matrice saine qui est Fickienne. Nous constatons une différence significative entre la courbe pour un chargement en humidité selon X et celle de la matrice saine cela est justifié par le fait que les bords de la cavité sont très proches des frontières où le chargement est appliquée. Par contre dans le cas d'un chargement selon Y cette différence est moins significative, vu que la cavité est loin des frontières, ce fait est mis en évidence par les cartographies de la Figure III.4. En outre une anisotropie de la diffusion est affichée entre un chargement dans le sens X et celui dans le sens Y. Cette anisotropie est due au fait que dans le cas d'un chargement hygroscopique suivant X, la cavité va atteindre rapidement la saturation vu qu'elle est plus proche de ce dernier et par conséquent une diffusion aura lieu de la cavité vers le milieu environnant. Au contraire, dans le cas d'une diffusion suivant la direction Y, la cavité est très éloignée des frontières exposées à l'environnement humide, elle ne peut donc pas contribuer à accélérer le comportement. D'autre part, il faut noter que la différence dans le niveau de saturation entre la matrice endommagée et la matrice saine est loin d'être significative, vu que la quantité d'eau (sous forme gazeuse) prise par la cavité a une contribution très faible dans la prise d'humidité globale de la matrice. L'évolution de l'humidité relative dans la cavité peut déterminer à partir de l'équation (3.7) et (3.8) soit :

$$HR = \frac{\tilde{X} \times P_{atm} \times 100}{P_{vs} \times (\tilde{X} + 0.622)} \quad (3.11)$$

L'évolution de l'humidité relative dans la cavité tracée dans le cas de deux chargements dans la Figure III.6 donne une explication à la différence dans la cinétique de diffusion entre les deux

chargements pour la matrice endommagée. Nous constatons dans le cas d'un chargement selon Y l'humidité a mis du temps pour atteindre la cavité ce retardement est indiqué par la première partie de la courbe qui est se trouve sur l'axe du temps au premiers temps de diffusion par apport au un chargement dans le sens X, où la cavité se trouve à moitié saturée.

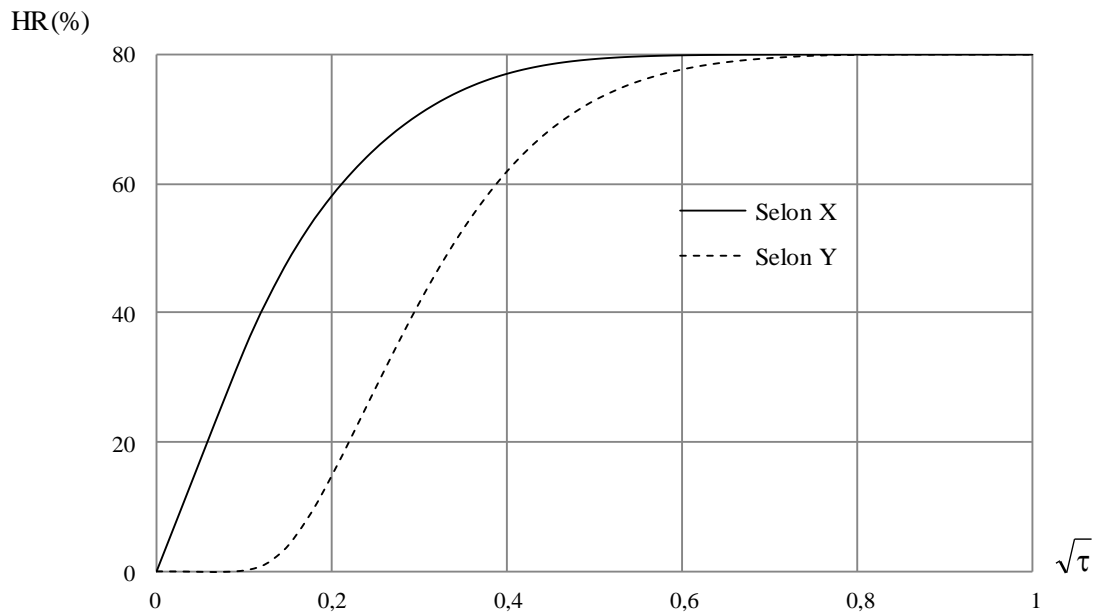


Figure III.6 Evolution de l'humidité relative dans la fissure ($\lambda=0,07$ et un taux de vide de 5%)

III.3.2 Détermination des coefficients de diffusion effectifs

Nous allons déterminer le coefficient de diffusion effectif en présence de la cavité afin de quantifier l'influence de celle-ci sur les propriétés diffusives macroscopiques « équivalentes » du matériau.

III.3.2.1 Méthode d'identification

Afin de déterminer les coefficients de diffusion effectifs en présence d'une cavité elliptique nous avons recours à une solution numérique du problème de diffusion basée sur la méthode des éléments finis en utilisant le logiciel Comsol®. L'intérêt de la solution numérique est de déterminer la courbe de la cinétique de diffusion de la matrice endommagée puisque dans ce cas la solution analytique est inexistante. Cette courbe sera, par la suite, utilisée dans la détermination des coefficients de diffusion effectifs en utilisant un modèle équivalent pour la matrice endommagée. Ce modèle est constitué d'une matrice saine supposée avoir la même cinétique de diffusion de la matrice endommagée (la même teneur à saturation). Figure III.7.

Cette méthode est simplement basée sur l'ajustement des deux courbes celle de la matrice endommagée et de la courbe obtenue en introduisant chaque fois une valeur pour le coefficient de diffusion. Pour un chargement en humidité unidirectionnelle est selon l'hypothèse d'une diffusion unidirectionnelle soit suivant X ou suivant Y nous déterminons D_X^{eff} ou D_Y^{eff} en introduisant chaque fois les valeurs de ces coefficients dans le modèle équivalent jusqu'à l'obtention d'une courbe qui est conforme à la courbe de la matrice endommagée. Ainsi les valeurs de D_X^{eff} et D_Y^{eff} introduites correspondent aux coefficients de diffusion effectifs.

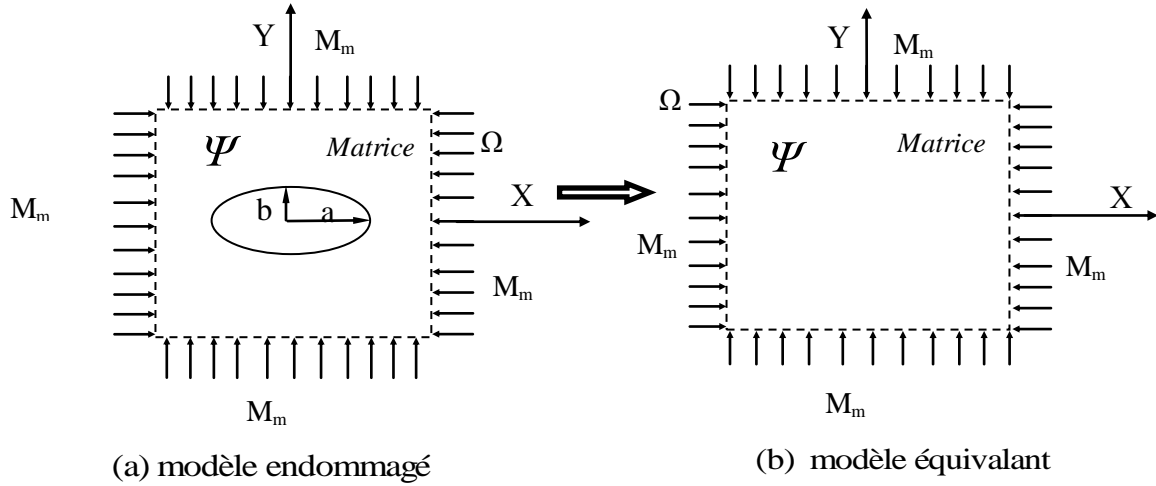


Figure III.7 VER de la Matrice endommagée et VER équivalent

Afin d'obtenir plus de précision sur le coefficient de diffusion effectif, on utilise la méthode des moindres carrés, que l'on peut exprimer par l'équation suivante :

$$Q = \sum_i (m(t)_{\text{modèle endommagé}} - m(t)_{\text{modèle équivalent}})^2 < \varepsilon \quad (3.12)$$

Où $m(t)_{\text{mod de endommagé}}$, $m(t)_{\text{mod de équivalent}}$ sont respectivement les teneurs à l'instant t du modèle endommagé et celle du modèle équivalent non endommagé, ε est une faible valeur pour laquelle la précision de coefficient de diffusion est faite. le coefficient de diffusion introduit correspond à la valeur de coefficient de diffusion effectif voulu lorsque les deux courbes de cinétique de diffusion sont ajustées selon une précision qui dépend de la valeur ε de l'équation (3.12). L'anisotropie de diffusion, définie par le paramètre \tilde{A} , sera ainsi déterminée par le rapport entre les coefficients de diffusion dans les deux directions, soit :

$$\tilde{A} = \frac{D_X^{\text{eff}}}{D_Y^{\text{eff}}} \quad (3.13)$$

Ensuite, selon l'hypothèse que l'anisotropie de diffusion estimée à partir des cas de chargements unidirectionnels reste la même lorsque la diffusion se produit simultanément selon X et Y , nous déterminerons les coefficients de diffusion effectifs D_X^{eff} et D_Y^{eff} dans le cas d'un chargement en humidité suivant les deux directions. Du fait que l'évolution de la cinétique de diffusion dans la matrice endommagée reste Fickienne, Figure III.5, D_X^{eff} et D_Y^{eff} sont déterminés en utilisant l'équation suivante :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_X^{\text{eff}} \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{1}{A} \left(\frac{\partial^2 C}{\partial y^2} \right) \right) \quad (3.14)$$

Où D_X^{eff} est le coefficient de diffusion effectif selon X . Cette fois il suffit de déterminer D_X^{eff} avec une précision qui correspond à une valeur donnée de ε pour déterminer D_Y^{eff} à partir du coefficient d'anisotropie (3.13). Ces deux valeurs de coefficients sont prises comme étant les coefficients de diffusion effectifs finaux. Dans la Figure III.8 sont tracés les coefficients de diffusion effectifs D_X^{eff} et D_Y^{eff} en fonction de la fraction volumique occupée par la cavité. Nous constatons que ces coefficients sont supérieurs de celui de la matrice cela même pour des fractions volumiques

minimes. Comme le prédit l'évolution de la cinétique de diffusion illustrée dans la Figure III.5, le coefficient de diffusion dans le sens X est supérieur à celui dans le sens Y et à celui de la matrice. Le coefficient \tilde{A} a été tracé sur la Figure III.9, en fonction de la fraction volumique de la cavité. Cette figure confirme une partie des commentaires relatifs à la Figure III.5, l'écart entre les deux coefficients de diffusion effectifs augmente avec la fraction volumique de la cavité. Le coefficient d'anisotropie dépasse ainsi la valeur de 1.6 pour une fraction volumique de 5 % de la cavité.

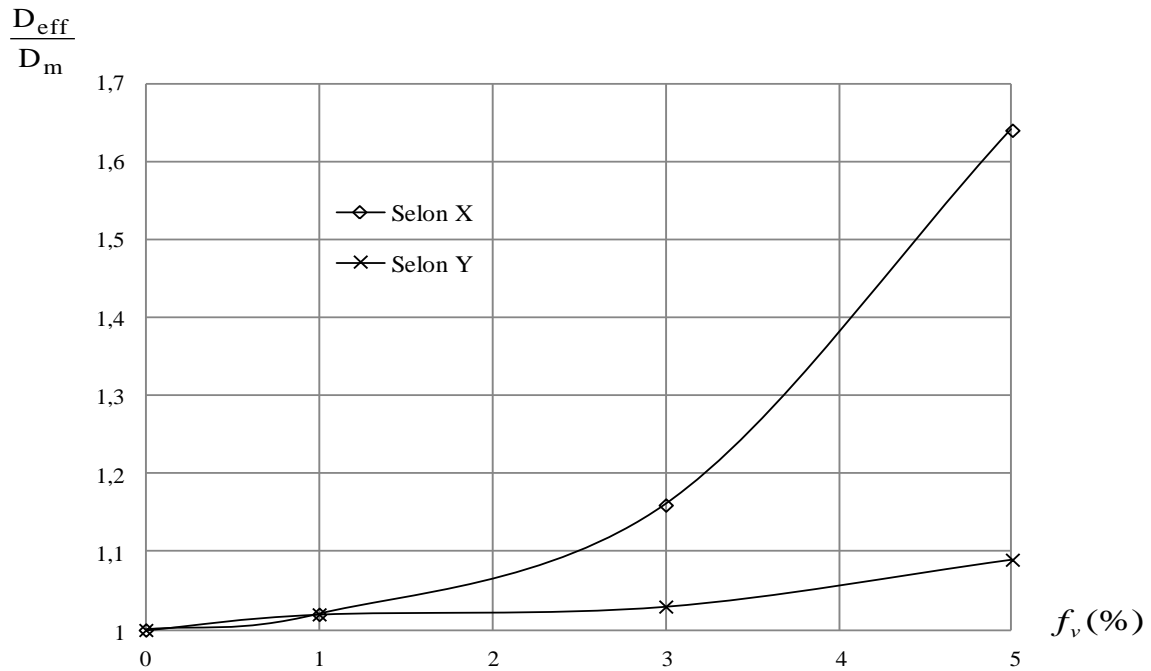


Figure III.8 Coefficient de diffusion effectif obtenu, dans le cas de la matrice endommagée en imposant un chargement en humidité sur le bord du VER suivant X et suivant Y ($\lambda = 0,07$)

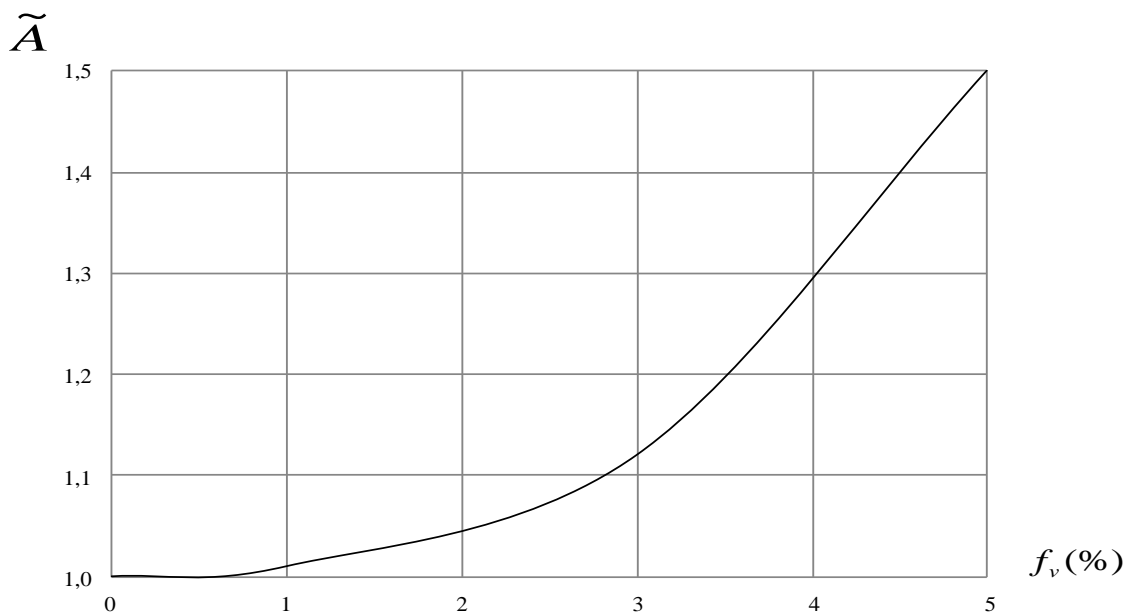


Figure III.9 Anisotropie de comportement diffusif en fonction de la fraction volumique de la cavité ($\lambda = 0,07$)

III.4 Etude de l'anisotropie de la diffusion dans une matrice endommagée

Nous allons étudier l'anisotropie de la diffusion dans le cas les configurations géométriques de la cavité définies par des paramètres λ différents, et décrites par la Figure III.10. Le Tableau III.2 représente les résultats d'identification pour les quatre configurations géométriques de la cavité présentées sur la Figure III.10. Notant que les résultats pour les trois configurations ($\lambda = 0,07, 0,18$ et 1), qui correspondent à une fraction volumique de la cavité égale à 5% sont comparés à une configuration où la cavité est extrêmement aplatie ($\lambda = 0,013$) et dont la fraction volumique ne peut dépasser le 1% pour une cavité unique. Ces résultats mettent en évidence une augmentation dans l'effet de la présence de la cavité sur la diffusion exprimée par une anisotropie de diffusion lorsque cette dernière tend vers des configurations géométriques extrêmement aplaties, il en est de même pour des fractions volumiques minimales. En revanche, lorsque la cavité tend vers des formes convexes, cette anisotropie diminue : le comportement diffusif redevient ainsi isotrope dans le cas limite où la cavité présente une forme sphérique. Les courbes ainsi tracées dans la Figure III.11 confirment ces constatations et révèlent que même pour un faible taux de cavité (1%), le comportement diffusif effectif peut présenter une anisotropie significative pour certaines configurations de cavité correspondant à une forme aplatie (exprimée par une faible valeur du paramètre λ). On constate également que l'anisotropie de comportement diffusif devient plus importante lorsque la fraction volumique des cavités augmente.

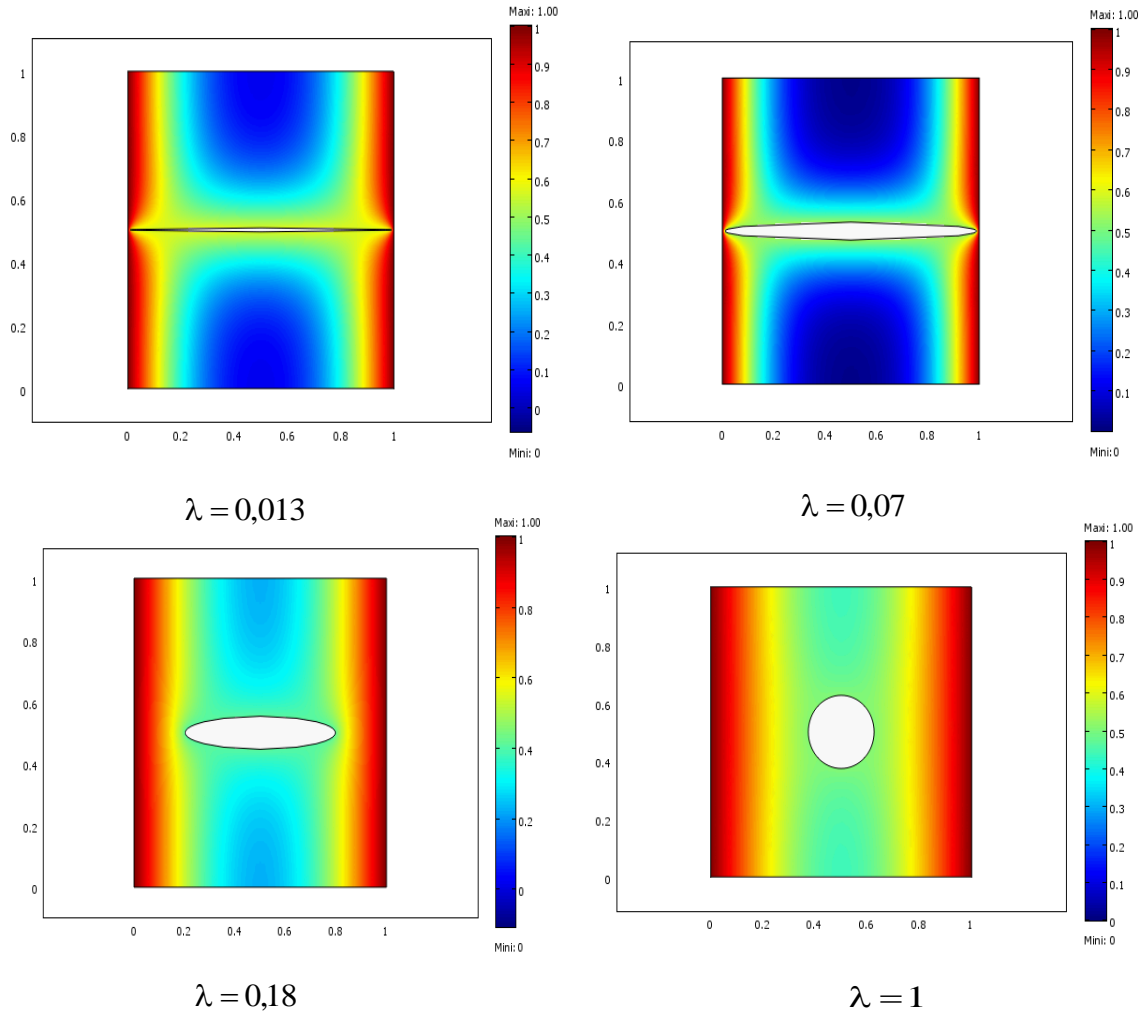


Figure III.10 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de la cavité à un stade intermédiaire.

$f_v(\%)$	1%	5%	5%	5%
λ	0,013	0,07	0,18	1
D_x^{eff}	1.78	1.96	1.18	1.16
D_y^{eff}	1.18	1.30	1.14	1.16
\tilde{A}	1.5	1.5	1.03	1

Tableau III.2 Résultats d'identification des coefficients de diffusion effectifs

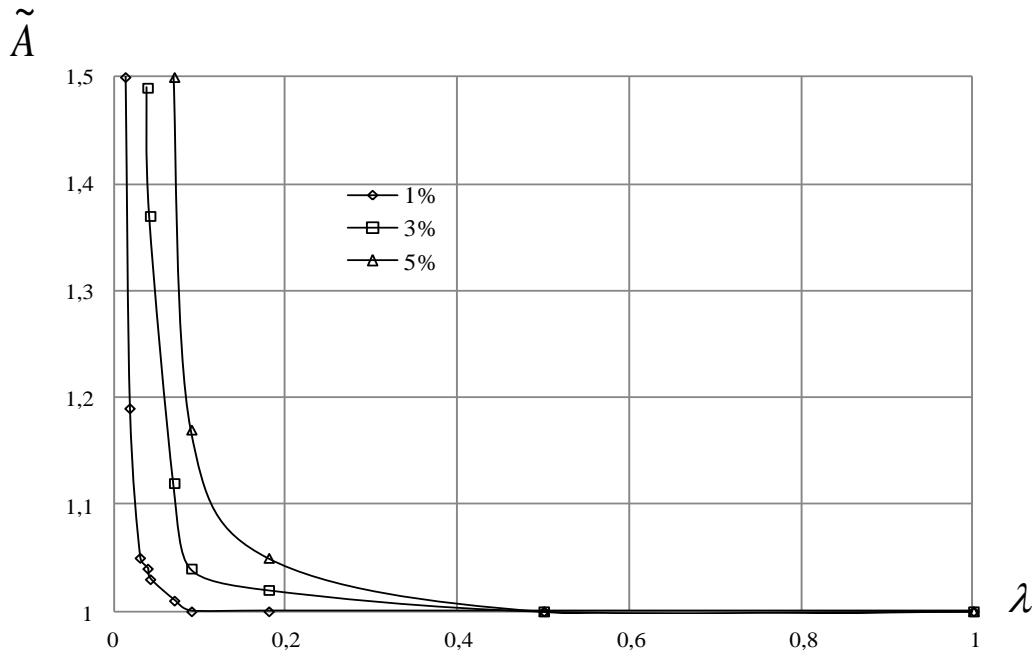


Figure III.11 Anisotropie de comportement diffusif en fonction de la fraction volumique de dommage, pour différentes configurations de la fissure.

III.5 Effet de l'angle

Dans cette partie nous allons voir l'effet de l'orientation de la cavité par rapport à la direction de chargement en humidité sur l'anisotropie des coefficients de diffusion effectifs.

Dans ce qui suit, nous allons résoudre le problème diffusif en considérant une cavité dont le grand axe fait un angle α avec la direction de chargement en humidité, Figure III.12.

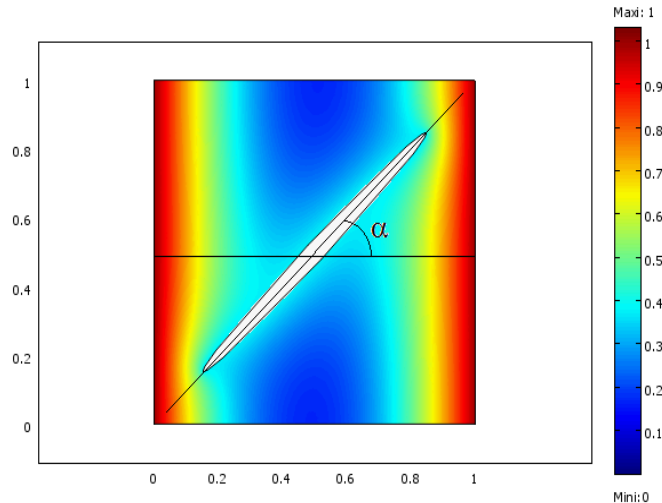


Figure III.12 Cartographie de la diffusion dans le cas d'une cavité orientée d'un angle α par rapport à la direction du chargement ($\lambda = 0,07$)

Sur la Figure III.13 est tracée l'évolution de la cinétique de diffusion en fonction de l'orientation de la cavité, exprimée par l'angle α qui fait le grand axe de la cavité par rapport à la direction du chargement en humidité, cf. Figure III.12. Nous constatons que les courbes ont le même point de départ. Des écarts se manifestent ensuite entre les courbes de diffusion prédites, suivant la valeur de l'angle α . Cette différence est due au temps nécessaire pour que l'humidité atteigne la cavité. La cinétique de diffusion semble la plus rapide dans le cas où le grand axe de la cavité coïncide avec la direction de chargement en humidité (soit $\alpha = 0^\circ$). Ceci est dû au fait que les fronts de la cavité sont très proche du chargement en humidité, ce qui conduit à une saturation plus rapide de la cavité (le temps écoulé est alors minimale pour atteindre la cavité). Par conséquent, une diffusion depuis cette dernière vers la matrice polymère endommagée. Dans ce cas, la contribution de la cavité à la reprise en eau du milieu endommagé est maximale. Au fur et à mesure que l'angle entre l'axe du chargement humide et celui de la cavité croît, les fronts de la cavité s'éloignent de la source du chargement. Par conséquent, la cinétique de diffusion devient de plus en plus lente, étant donné que le temps écoulé pour atteindre la cavité devient de plus en plus important. Cela réduit alors la contribution de la cavité dans le processus de reprise en eau du milieu endommagé. La cinétique de diffusion est évidemment la plus lente pour un angle α de 90° par rapport à la direction du chargement.

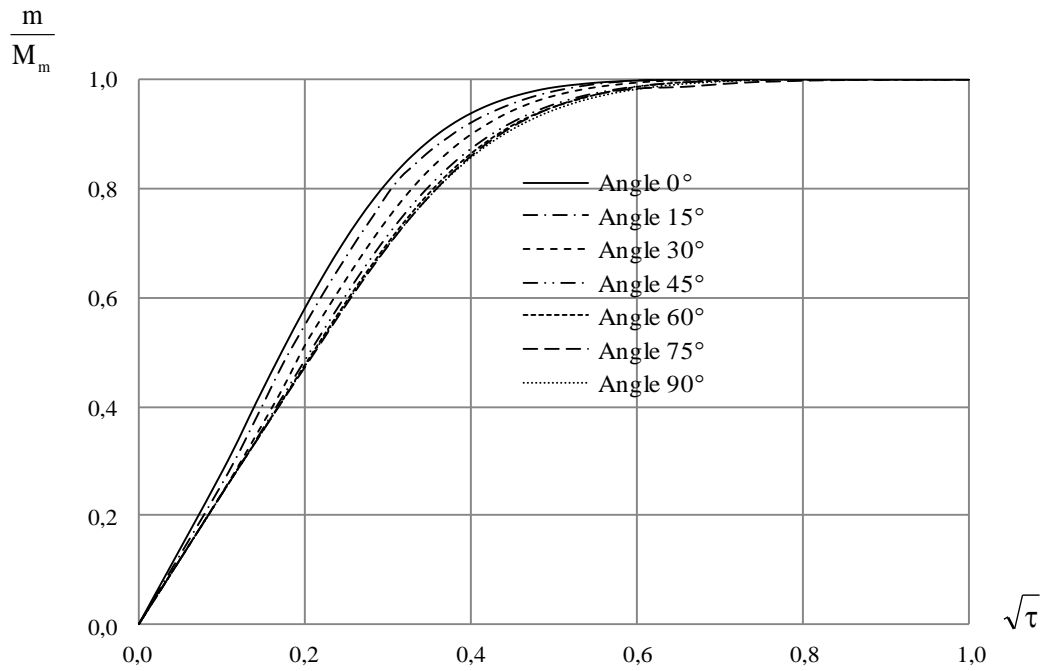


Figure III.13 Evolution de la cinétique de diffusion pour la matrice endommagée en fonction de l'orientation de la cavité ($\lambda=0,07$ et un taux de cavité de 5%)

Les courbes de l'anisotropie de la Figure III.14 viennent confirmer ce qui a été avancé pour la cinétique de diffusion. Cette anisotropie est maximale pour l'angle zéro et décroît lorsque l'angle augmente jusqu'à s'annuler à 45°, le coefficient d'anisotropie continue à décroître à mesure que l'angle α augmente, pour atteindre une valeur minimale à 90°. Au delà, elle s'inverse : La courbe obtenue présente un axe de symétrie pour un angle de 90°.

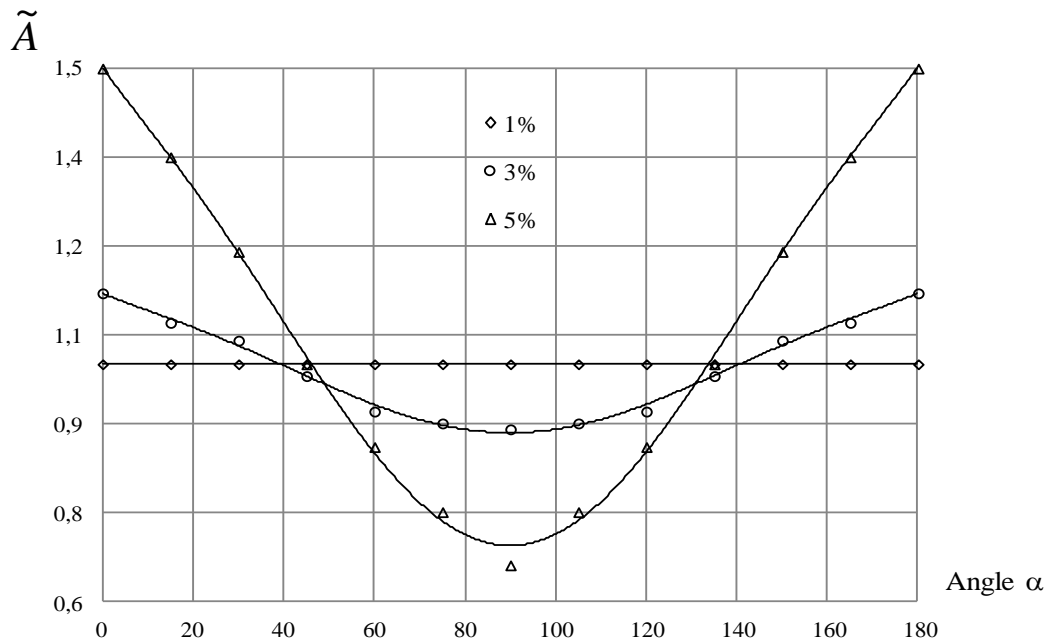


Figure III.14 Anisotropie du comportement diffusif en fonction de l'orientation de la fissure

III.6 Modélisation de l'endommagement se présentant sous la forme de plusieurs cavités

La section précédente de ce travail a été consacrée à la modélisation de l'endommagement en supposant que tout l'endommagement pouvait être représenté par une cavité unique ayant une configuration géométrique bien définie et dont la fraction volumique est équivalente au taux d'endommagement global. Nous considérons ici la modélisation de l'endommagement sous forme de plusieurs cavités ayant une configuration géométrique identique à celle de la cavité seule, rassemblées dans le même volume qu'occupait cette dernière, pour un taux global d'endommagement identique. L'anisotropie de comportement diffusif du matériau a ensuite fait l'objet de plusieurs essais numériques en tenant compte de plusieurs dispersions des cavités dans la matrice, comme indiqué sur la Figure III.15.

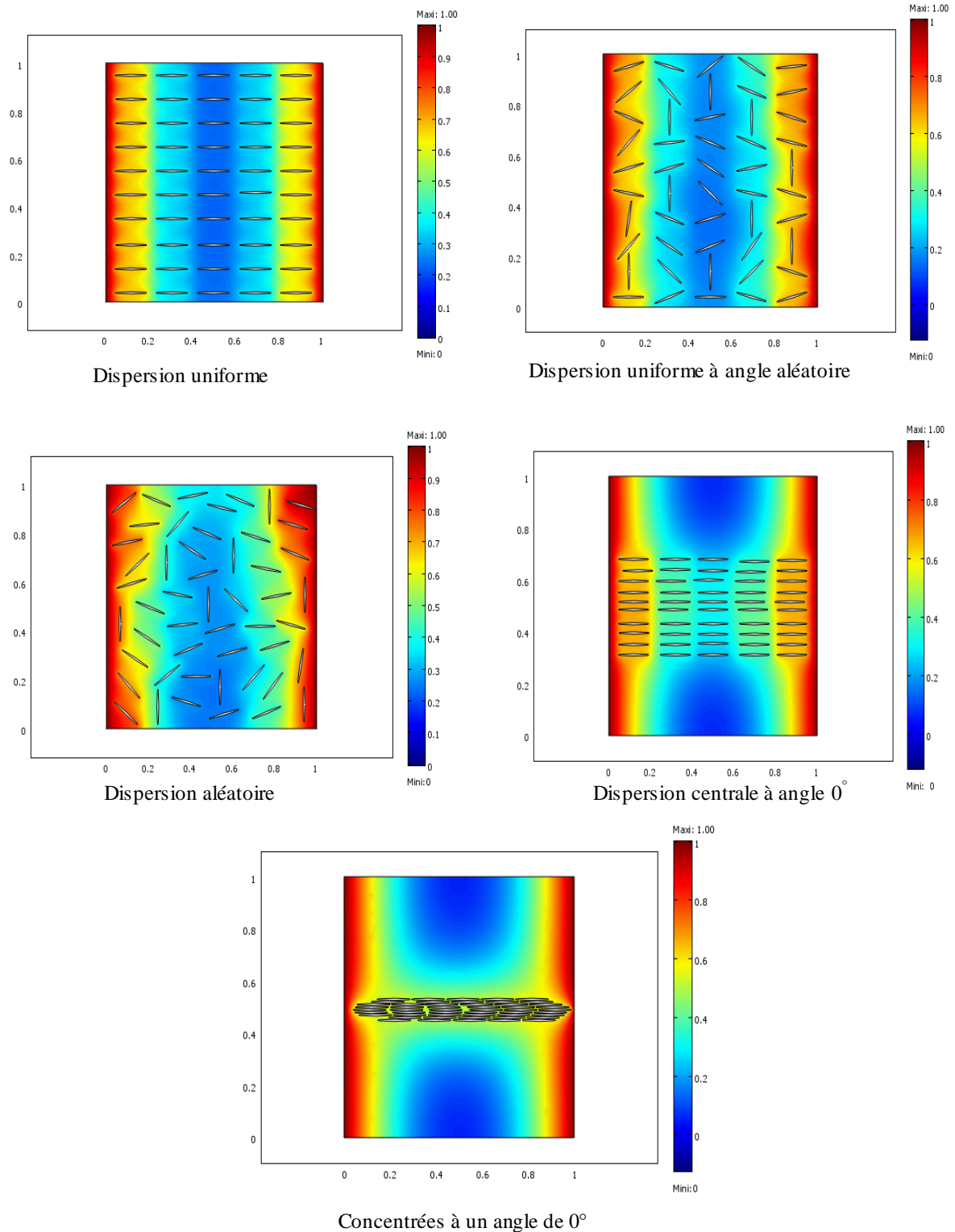


Figure III.15 Simulation numérique, en régime transitoire, du champ de teneur en eau dans un échantillon endommagé. Effet des paramètres pris en compte pour représenter la distribution des cavités au sein du VER.

Sur la Figure III.16 et III.17 sont tracées les courbes des cinétiques de diffusion obtenues dans la matrice endommagée pour les dispersions illustrées à la Figure III.15, dans le cas d'un allongement modéré de la cavité correspondant à $\lambda = 0,07$ et pour un allongement plus accentué, exprimé par $\lambda = 0,013$. La principale remarque tirée de ces courbes est que le comportement diffusif du milieu

endommagé reste Fickien, quelque soit le nombre des cavités par VER et cela pour toutes les dispersions considérées.

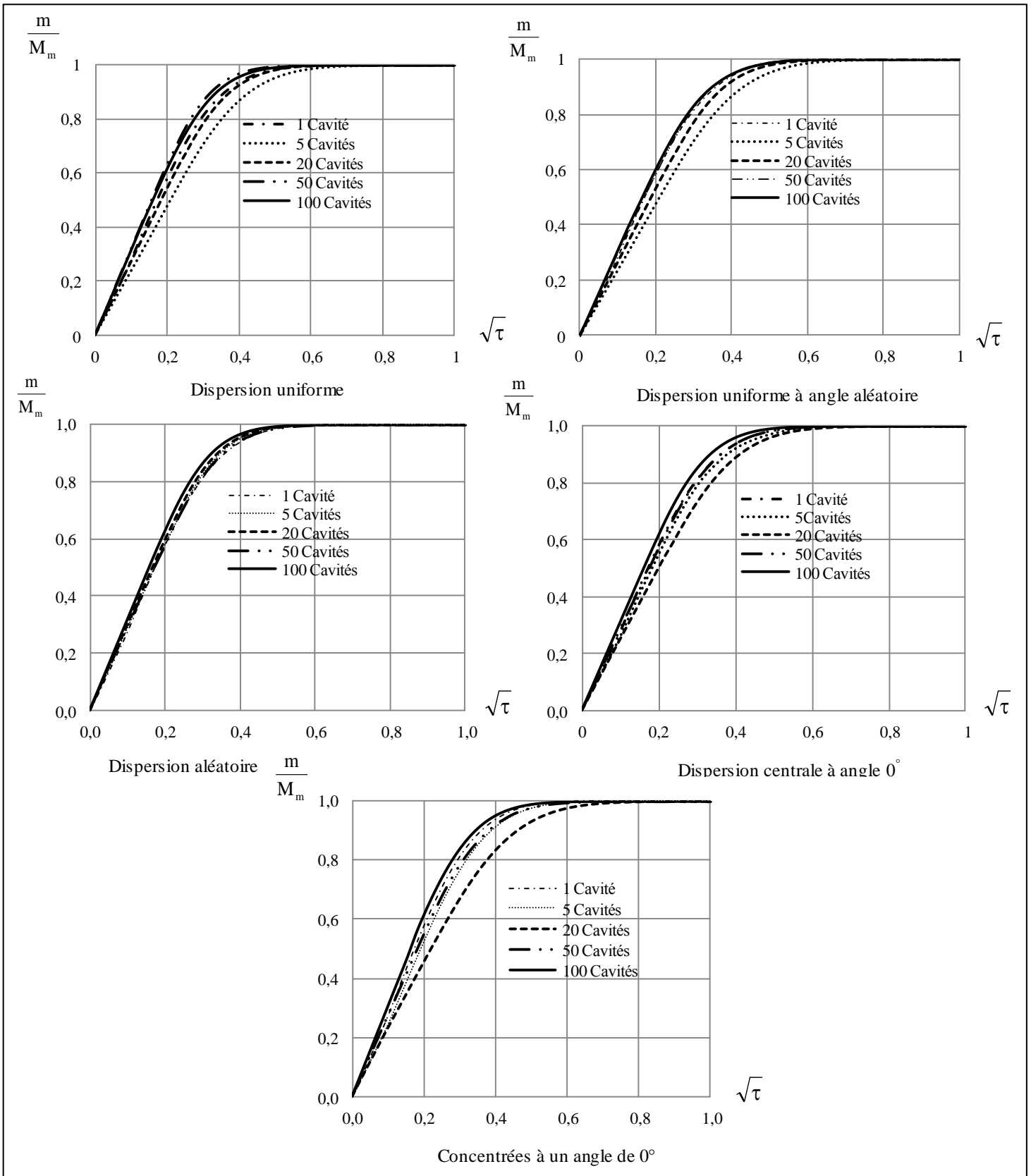


Figure III.16 Evolution de la cinétique de diffusion pour une matrice endommagée pour différentes distributions des cavités au sein du VER ($\lambda = 0,07$)

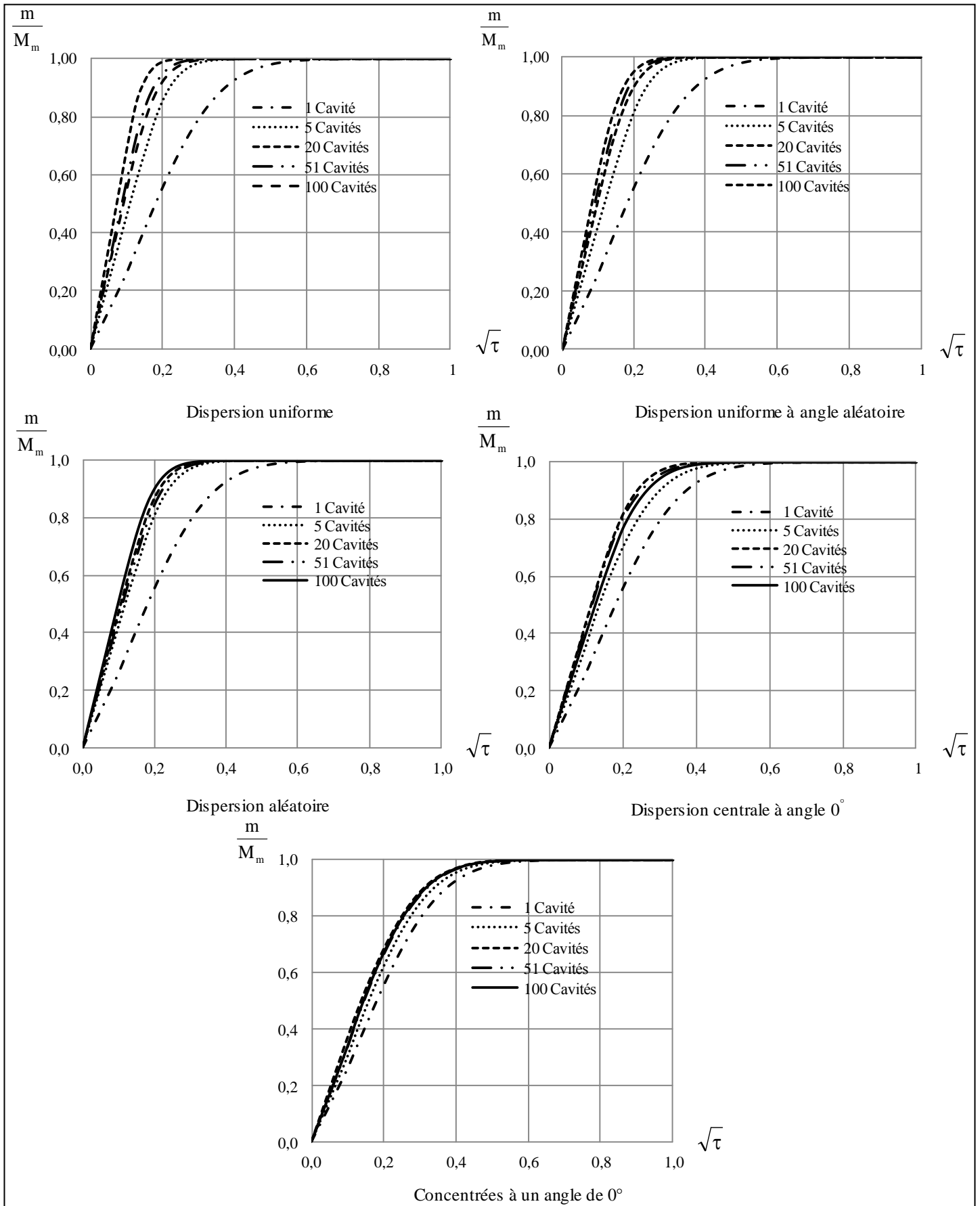
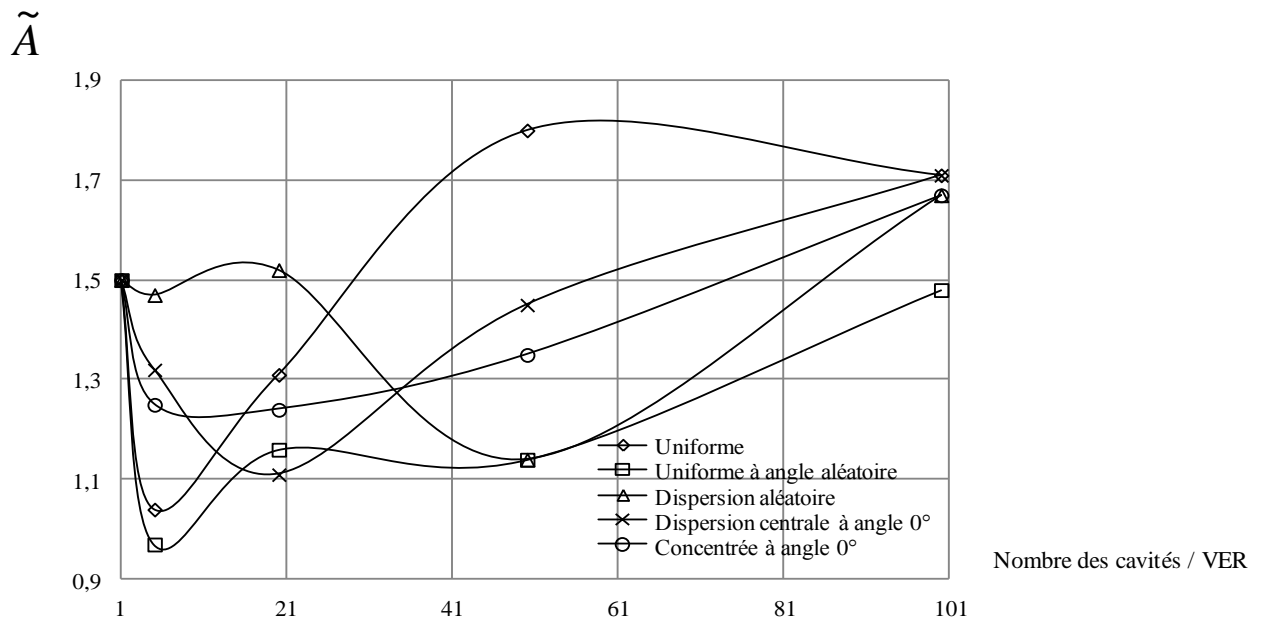
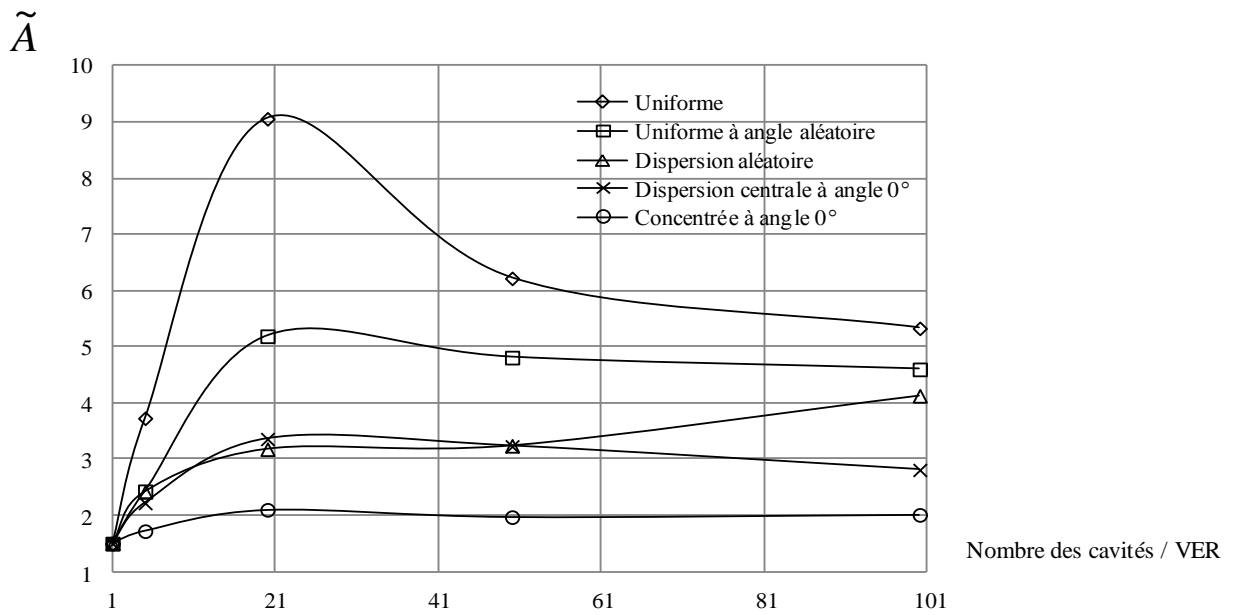


Figure III.17 Evolution de la cinétique de diffusion pour une matrice endommagée pour différentes distributions des cavités au sein du VER ($\lambda = 0,013$)

En outre, nous pouvons remarquer, que les courbes obtenues sont caractérisées par une pente qui augmente avec la longueur de la cavité. Sur la Figure III.18, on a tracé l'anisotropie du comportement diffusif en fonction du nombre des cavités par VER, pour les dispersions illustrées sur la Figure III.15. Deux configurations de la cavité aplatie sont considérées : elles correspondent respectivement à $\lambda = 0,07$ pour un allongement modéré et $\lambda = 0,013$ pour un allongement plus accentué de la cavité. Cette anisotropie est tracée en fonction du nombre de cavité dans le VER. Le but de ces simulations consiste à déterminer l'effet éventuel d'une multiplicité des cavité sur le comportement diffusif du matériau, à configuration géométrique analogue. Les courbes de la Figure III.18 (a) révèlent au départ une fluctuation importante de l'anisotropie entre la valeur obtenue pour une seule cavité et les valeurs obtenues en considérant un VER comportant plusieurs cavités. Cette fluctuation tend à disparaître au fur et à mesure que nous augmentons le nombre de cavités à l'intérieur du VER. En outre, l'évolution de l'anisotropie semble avoir une sensibilité accrue à la dispersion des cavités dans le VER. Pour un allongement moyen de la cavité correspondant à $\lambda = 0,07$, et dans le cas d'une dispersion uniforme, nous constatons que pour un VER avec 5 cavités, l'anisotropie chute de presque 30 % de la valeur prédite dans le cas d'une seule cavité. Pour la même dispersion, et pour un nombre plus important de cavités, on constate une augmentation, qui atteint à peu près la valeur de 1,7 pour 100 fissures par VER. Pour une dispersion à angle aléatoire, nous constatons une inversion de l'anisotropie pour 5 cavités ensuite elle revient à la normale lorsque le nombre de cavité augmente et elle atteint celle d'une seule cavité pour 100 cavités par VER. Nous pouvons observer que pour les autres dispersions, la chute de l'anisotropie est moins accentuée. Cependant, au-delà d'un certain nombre de cavités par VER, l'anisotropie devient moins sensible au nombre de cavités et l'anisotropie obtenue pour différentes dispersions tend à converger vers une valeur unique, sauf pour le cas d'une dispersion uniforme à angle aléatoire des cavités qui tend vers une valeur de l'anisotropie qui s'approche de celle obtenue dans le cas d'un VER avec une seule cavité. La Figure III.18 (b) présente le tracé de l'évolution de l'anisotropie de diffusion en fonction de la dispersion des cavités au sein du VER, pour un facteur de forme $\lambda = 0,013$. Dans ce cas, l'évolution de l'anisotropie du comportement diffusif présente un minima pour un VER comportant une seule cavité. Ensuite, des fluctuations très importantes du coefficient d'anisotropie se produit avec l'augmentation du nombre de cavités dans le VER. Le maxima du coefficient d'anisotropie est obtenu pour toutes les dispersions pour 20 cavités par VER et il diffère selon les dispersions. Le maxima qui dépasse légèrement 9 est atteint pour une dispersion uniforme. Cette valeur diffère selon la dispersion. Le coefficient d'anisotropie décroît ensuite et toutes les dispersions tendent à se rapprocher. Néanmoins l'écart entre elles reste très important même pour 100 cavités par VER. Pour ce nombre de cavités, le maxima de l'anisotropie est comparable au cas d'une dispersion uniforme. Par contre, le minima correspond à celle d'une dispersion concentrée à un angle de 0° et qui s'approche de l'anisotropie obtenue pour une seule cavité par VER.



(a)



(b)

Figure III.18 Anisotropie de la diffusion en fonction du nombre de cavités par VER :
 (a) $\lambda = 0,07$; (b) $\lambda = 0,013$

III.7 Cas d'une fissure débouchante

Nous considérons ici le cas de la diffusion dans une matrice ayant une fissure débouchant à l'extérieur. Dans ce cas, la fissure commence à l'une des frontières du VER et s'étend à l'intérieur de celui-ci comme indiqué sur la Figure III.19. Dans le cadre de la modélisation du processus de diffusion de l'humidité au sein d'un matériau qui a une fissure débouchante, la condition sur les frontières de cette fissure est identique à celle appliquée sur les autres frontières du VER [Roy et Bandorawalla, 1999, Fu et al., 2010, Mu et al., 2013, Yue Li et al., 2016].

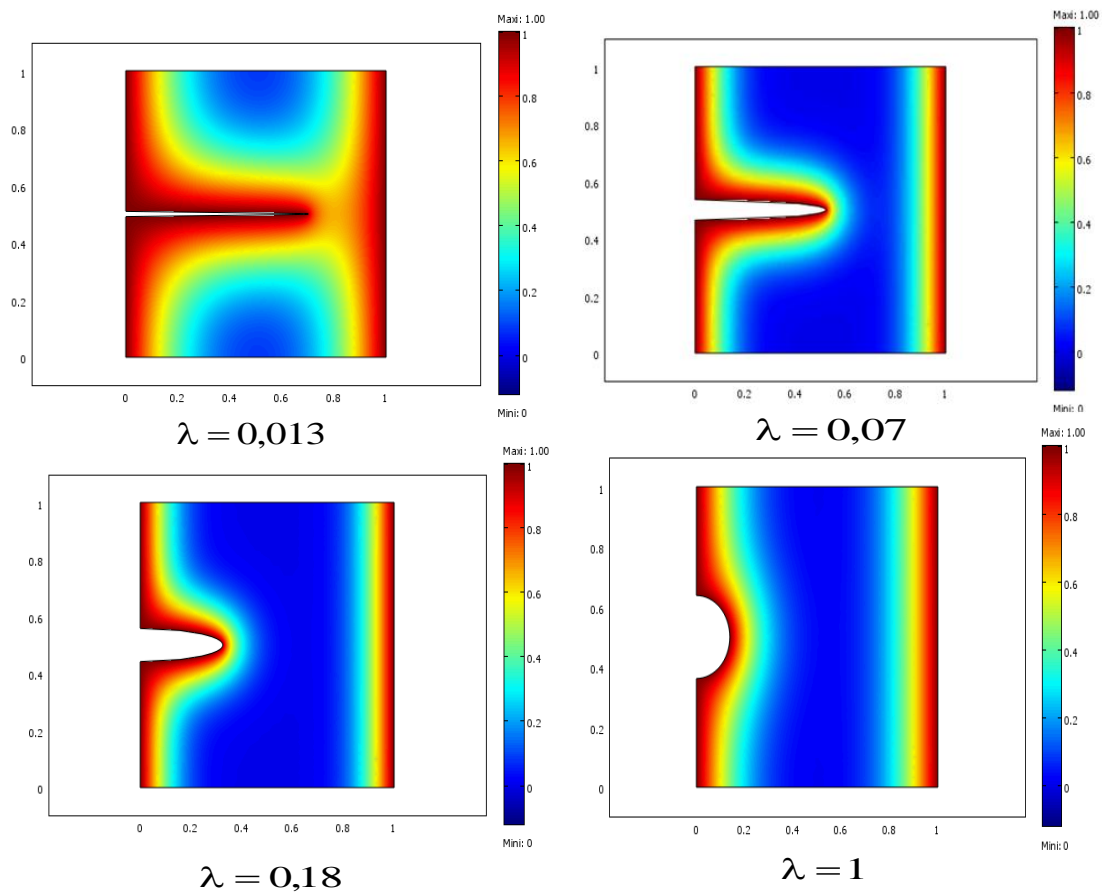


Figure III.19 Profil de teneur en eau dans un échantillon présentant un endommagement sous la forme d'une fissure débouchant à l'extérieur de la matrice

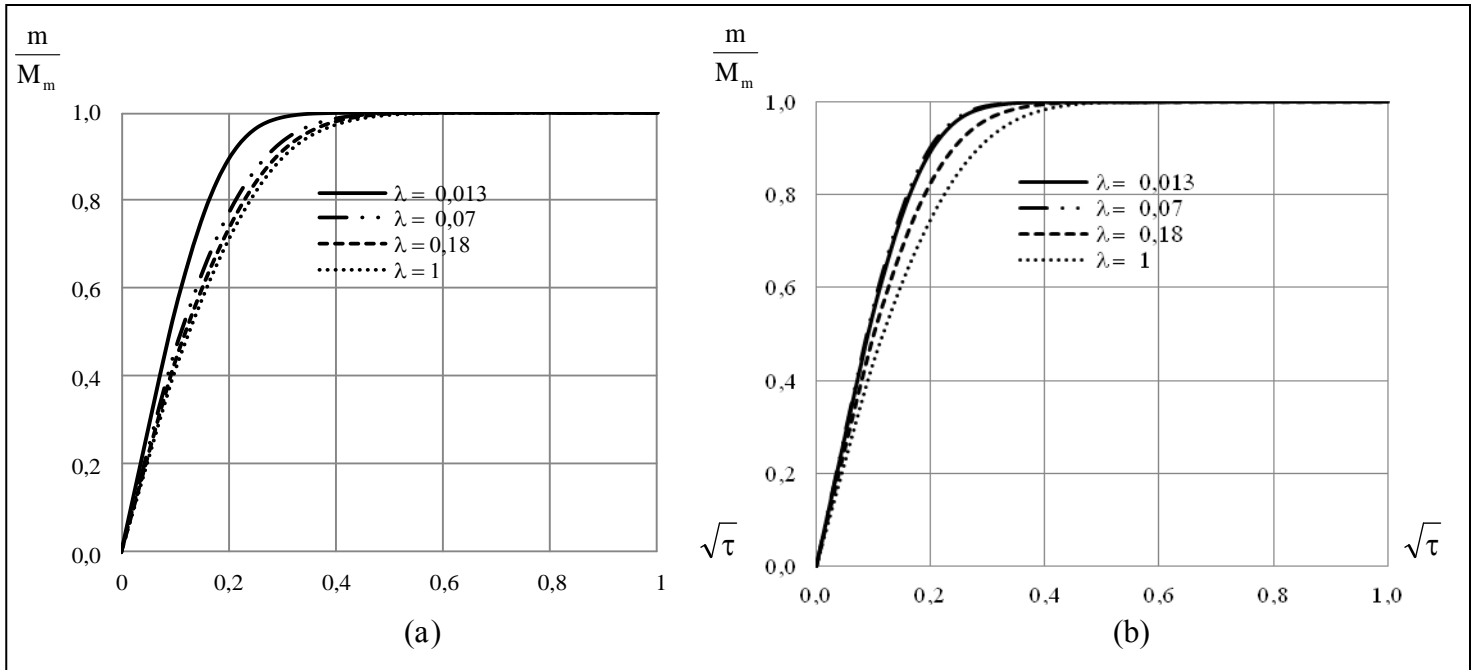


Figure III.20 Evolution de la cinétique de diffusion pour une matrice endommagée pour différentes configurations géométriques de la fissures (a) $f_v = 1\%$; (b) $f_v = 5\%$

La Figure III.20 présente l'évolution de la cinétique de diffusion prédite pour une fissure débouchante. Nous constatons un écart significatif sur la vitesse de la cinétique de diffusion, pour un allongement accentué de la fissure, par rapport aux autres configurations géométriques. Cette vitesse tend à décroître lorsque la géométrie de la fissure tend vers celle d'un disque. Pour une fraction volumique de 1 %, la vitesse de la cinétique de diffusion pour un allongement accentué de la fissure semble dépasser celles de l'ensemble des cinétiques obtenues pour les autres géométries de la fissure, y compris pour une fraction volumique de 5%. La Figure III.21 présente l'anisotropie de comportement diffusif en fonction de la fraction volumique de la fissure et de sa configuration géométrique. Notons que l'anisotropie est calculée selon la même démarche que pour une fissure ayant la forme d'un disque. Nous pouvons constater que cette anisotropie diffère considérablement selon la géométrie de la fissure. Elle atteint des valeurs considérables pour des formes aplaties de la fissure, y compris pour de faibles fractions volumiques, tandis qu'elle tend à disparaître au fur et à mesure que la fissure devient de plus en plus convexe (c'est-à-dire que sa forme se rapproche de celle d'un disque). La Figure III.22 montre une comparaison entre l'anisotropie de comportement diffusif prédite pour une fissure débouchante. Cette comparaison montre des différences significatives même pour de faibles fractions volumiques, dans le cas de fissures ayant une forme aplatie. Cet écart reste toujours important lorsque la fissure prend une forme un peu plus convexe, mais il se réduit lorsqu'on se rapproche d'une forme circulaire de la fissure.

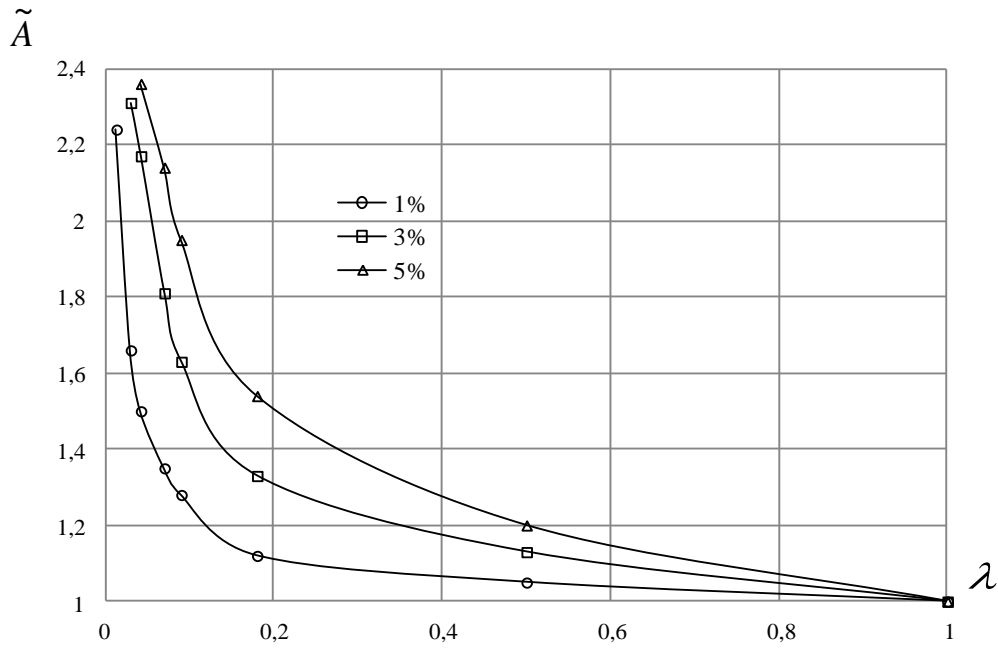


Figure III.21 Evolution de l'anisotropie en fonction de la géométrie dans le cas d'une fissure débouchante, en fonction de la fraction volumique de cette dernière

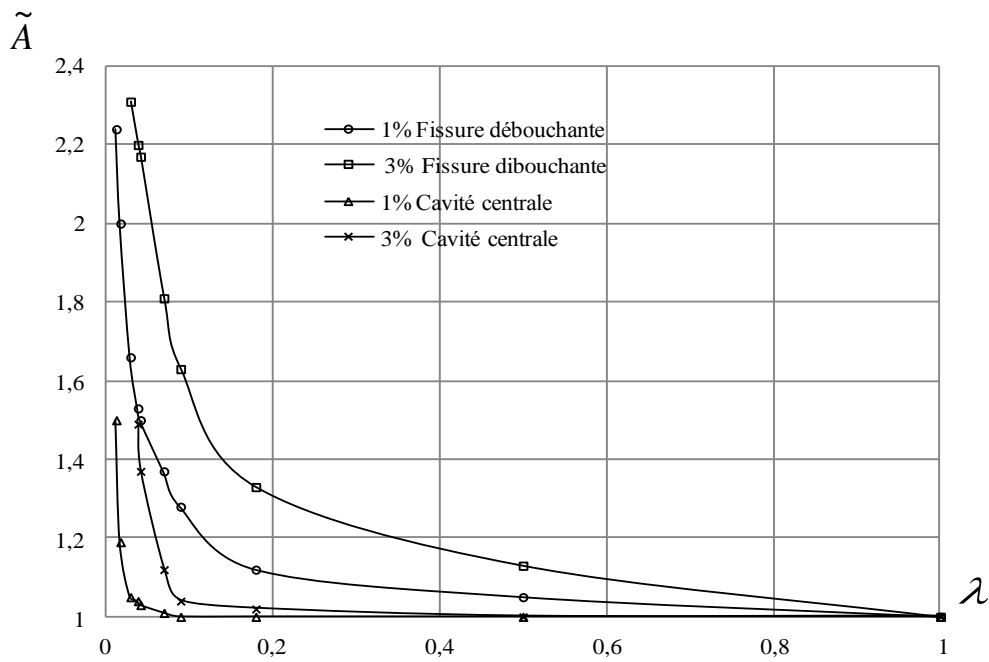


Figure III.22 Comparaison entre l'évolution de l'anisotropie prédite dans le cas d'une fissure débouchante aux résultats obtenus dans le cas d'une fissure en volume

III.8 Conclusion

Nous avons abordé le problème de la diffusion d'humidité dans une matrice polymère en présence d'un endommagement se présentant sous la forme d'une cavité. La modélisation de la diffusion dans la matrice est supposée régie par la loi de Fick tandis que dans la cavité, une approche thermodynamique a été mise en œuvre. Deux cas ont été traités : le cas où la cavité se trouve dans le volume du matériau et celui où cette fissure débouche à l'extérieur du matériau. Deux paramètres ont été choisis pour la modélisation de la cavité : sa configuration géométrique et sa fraction volumique. Dans le cas d'une cavité se trouvant dans le volume du matériau, plusieurs exemples numériques ont été traités : le cas où l'endommagement se limite à une seule cavité. À titre de comparaison, nous avons ensuite abordé le cas où cet endommagement se présente sous la forme de plusieurs cavités. Dans ce cas, les effets induits par une variabilité de la dispersion de ces cavités ont été investigués. Avec une seule cavité, les résultats obtenus montrent une anisotropie de diffusion significative lorsque la cavité présente une forme aplatie. Il semble, en outre, que cette anisotropie soit très sensible à la fraction volumique de la cavité. Pour des formes allongées de la cavité, cette anisotropie tend à diminuer sans jamais disparaître complètement. Dans le cas où l'endommagement se distribue sous la forme de plusieurs cavités, nous constatons des fluctuations d'anisotropie de diffusion très importantes avec l'augmentation du nombre des cavités. Ces fluctuations disparaissent cependant lorsque le nombre de cavités considéré dépasse un certain seuil : l'anisotropie de comportement tend alors à converger vers une valeur constante dans le cas des allongements moyens de la cavité. Par contre, pour des allongements plus accentués ou des cavités aplaties, on constate toujours un écart significatif, y compris pour un nombre considérable de cavités par VER. Dans le cas d'une fissure débouchante, les résultats montrent un écart de comportement significatif par rapport au cas d'une fissure en volume.

Chapitre IV :

Modélisation de l'effet de l'endommagement sur le comportement diffusif dans un composite à matrice polymérique

IV.1 Introduction

Dans ce chapitre nous allons aborder le problème de la modélisation de la diffusion dans le cas d'un composite à matrice polymérique présentant un endommagement sous forme d'une fissure. Pour ce cas nous adopterons la même approche suivie dans le chapitre précédant. Cette étude se diffère de celui de la matrice endommagée par la présence des fibres qui nous les considérons ayant un arrangement régulier. L'endommagement sous forme de fissure est considérée bien définie par sa fraction volumique (similaire au taux d'endommagement), sa géométrie et par son emplacement; que ce soit à l'intérieur (fissure centrale) où à l'extérieur du matériau (fissure débouchante). Dans la modélisation de la diffusion dans le composite endommagé, nous allons tenir compte dans le processus de diffusion de deux types des fibres au départ nous considérons des fibres imperméable ensuite nous traitons le cas d'une fibre perméable en considérant une fibre naturelle. Pour ce dernier cas dans la modélisation nous allons recourir aux données expérimentales existant dans la littérature comme celles présentées par [Thèse Celino, 2013].

IV.2 Cas d'une fissure centrale

IV.2.1 Diffusion dans le composite sain

Dans ce cas nous considérons que le VER représentatif de composite à fibre imperméable est constitué de la matrice dans laquelle sont noyées les fibres. Nous supposons une distribution régulières des fibres et une continuité du milieu entre la fibre et la matrice du sorte que aucune porosité ou autre défaut qui donne lieu à discontinuité n'existant Figure IV-1. Sur les bords de ce VER est imposée une teneur en eau en termes d'humidité relative HR(%).

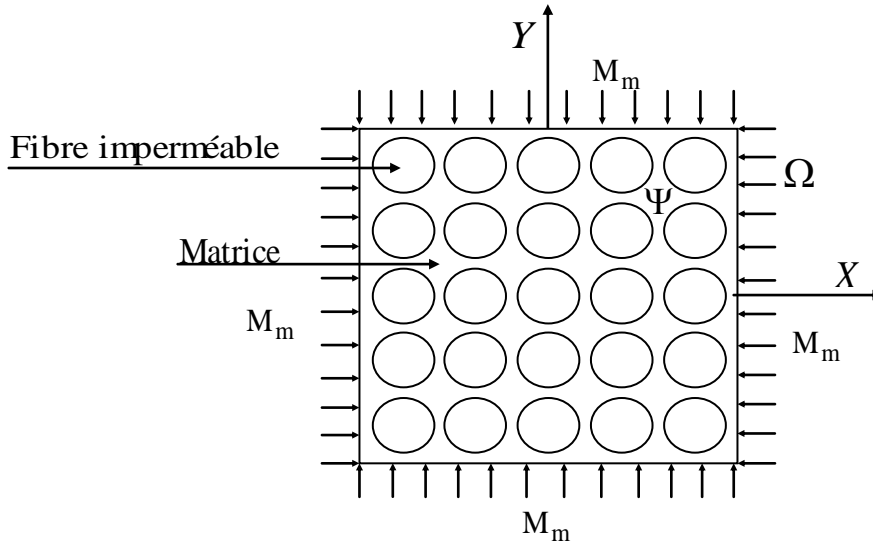


Figure IV.1 VER relatif à un composite saine à fibre imperméable.

Le domaine occupé par le VER est noté Φ dans lequel chaque point est repéré par ses coordonnées (x, y) . Selon l'hypothèse d'une approche découplée pour laquelle les paramètres de diffusion (coefficient de diffusion et la teneur en humidité) sont indépendants de l'état mécanique, ce cas de la diffusion est supposée régit par la loi de Fick [Crank, 1978, Delasi, R., Whiteside, J.B, 1978, Loos, A.C., Springer, G.S., 1979].

Dans ce cas le problème local à résoudre dans le VER peut être exprimé par :

$$\left\{ \begin{array}{ll} \frac{\partial m(x, y, t)}{\partial t} = D \Delta m(x, y, t) & \text{sur } \Psi \times \mathbb{R}_*^+ \\ m(x, y, t) = M_m(\text{HR}(\%)) & \text{aux bord de la résine } \in \Omega \\ m(x, y, 0) = m_0(x, y) & \forall x, y \in \Psi \end{array} \right. \quad (4.1)$$

Ω représente les frontières du domaine Ψ $\Omega_m = \partial\Psi$, M_m la teneur en humidité M_m imposée aux frontières du domaine Φ de la matrice, D est le coefficient de diffusion de la matrice, $m_0(x, y)$ est la teneur en humidité existant dans le VER à l'instant $t=0$ qui est généralement considérée nulle.

Pour la résolution du problème nous adopterons une résolution par éléments finis, en utilisant le logiciel (Comsol®). Les paramètres utilisés dans cette solution sont illustrés dans le tableau IV.1.

Paramètre hygroscopique		
	Résine pur (5208)	Fibre imperméable (Verre)
Humidité Relative HR (%)	80 %	80 %
A	0.059	---
B	1	---
Coefficient de diffusion isotrope D (mm ² /s)	7.312 x 10 ⁻⁸	D _f = 0
Condition aux limite sur Ω _m	M _m = 4.72 %	---
Masse volumique ρ (Kg / m ³)	1265	2500
Saut (interface) M _f /M _m	---	-----

Tableau. IV.1 Données des paramètres utilisés dans la résolution du problème de diffusion [Alfred al., 1979; Shirrell et al., 1978; Gueribiz et al., 2009 , 2011]

Pour cette résolution, l'équation (4.1) sera adimensionnée en effectuant le changement de variable

suivant: $\eta = \frac{x}{L}$, $\varphi = \frac{y}{L}$, $\tau = \frac{D}{x^2} t$, (où L représente la longueur du VER, les dimensions du VER deviennent égale 1×1 au lieu de L×L). Pour cette résolution la fraction volumique des fibres est prise égale 50% de l'ensemble du VER, La solution du problème donne la distribution de la teneur en humidité dans le VER représentée sur la Figure IV.2

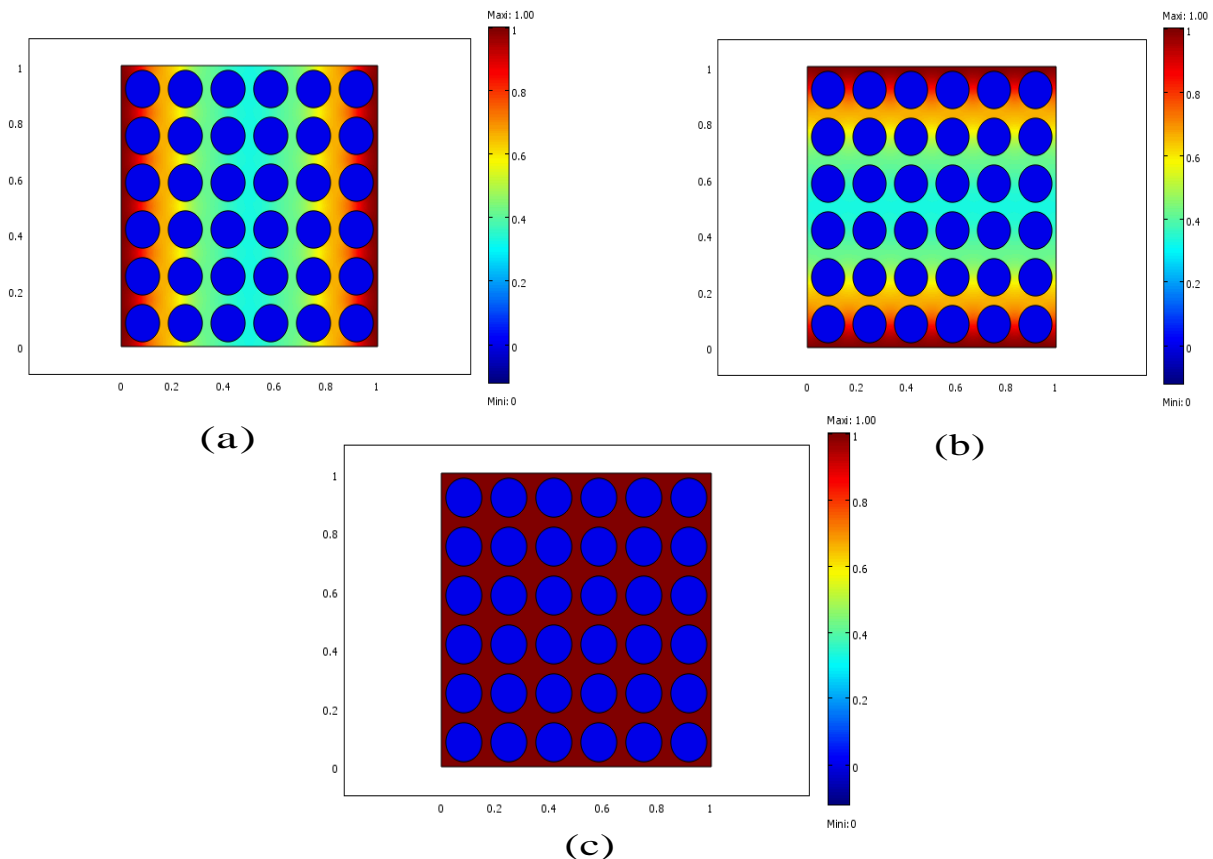


Figure IV.2 Distribution de la teneur en humidité dans le cas de la matrice saine ((a): chargement en humidité selon X, (b): selon Y) : stade intermédiaire (c) : à saturation.

Comme nous l'avons mentionné dans le chapitre précédent la courbe pour la teneur moyenne dans le VER peut être obtenue à chaque instant juste par l'utilisation de la fonction intégration de la solution du Logiciel Comsol[®], cette courbe est présentée sur la Figure IV.3.

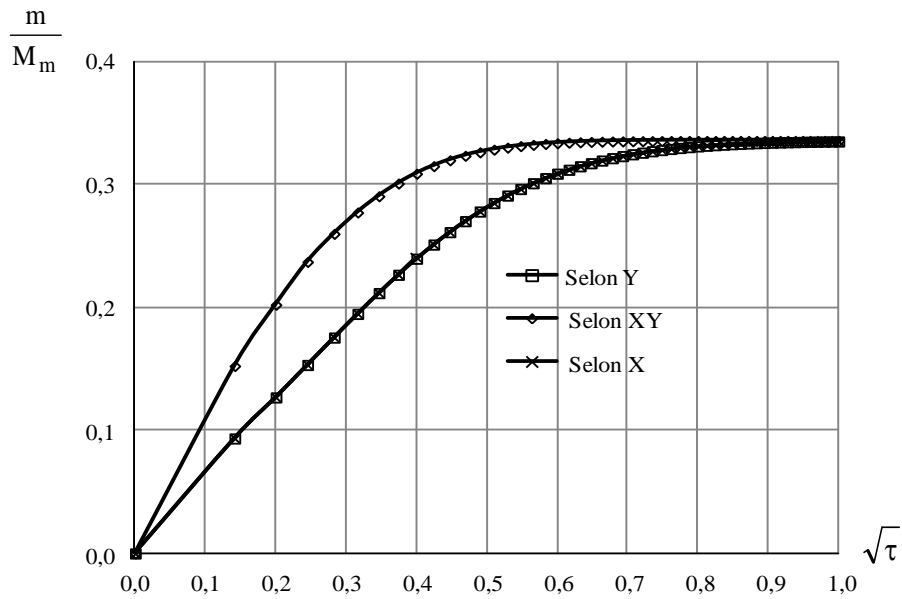


Figure IV.3 Evolution de cinétique de la diffusion dans le VER selon X, selon Y et XY.

Dans la Figure IV.4 est présentée l'évolution de la teneur moyenne dans le composite et dans la matrice seule (sans renforts). Ces courbes mises en évidence en plus de la chute du niveau de saturation du composite par rapport à celui de la matrice qui est attendu (vu que les fibres imperméable ont pris la place de la matrice dans le composite) une chute de la pente de la cinétique de diffusion du composite par rapport à celui de la matrice ce qui représente une indication sur une chute dans le coefficient de diffusion du composite par rapport à celui de la matrice (La pente $\propto D$ (coefficient de diffusion)).

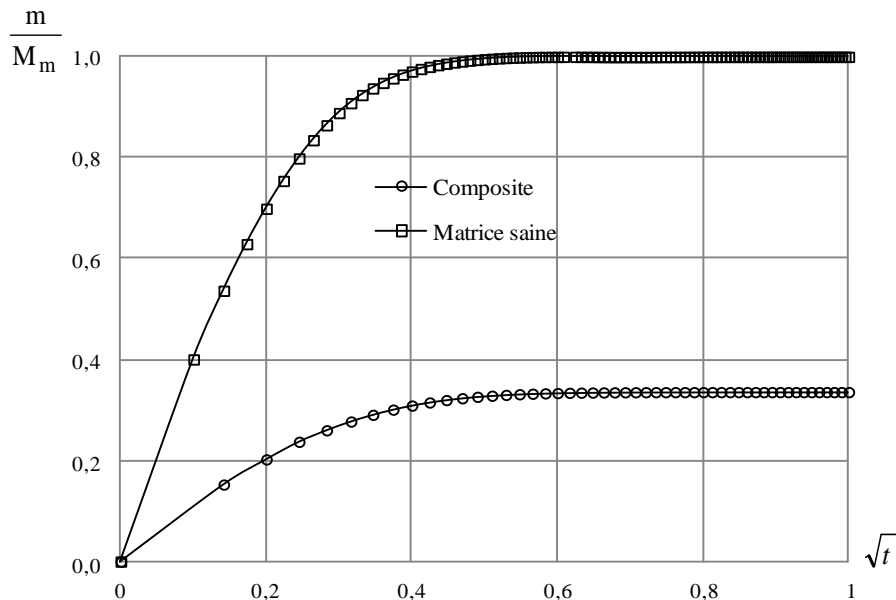


Figure IV.4 Evolution de la cinétique de diffusion pour le composite et sa matrice

IV.2. 2 Diffusion dans un composite endommagé

Nous considérons que notre VER représentatif du milieu endommagé est constitué de plusieurs fissures elliptique de différentes forme géométrique dispersées aléatoirement entre les fibres. Sur les bords de ce VER est imposée une teneur en eau en terme humidité M_m Figure IV.5. Au départ, ces

fissures sont supposées remplies en air sec. Dans la matrice la diffusion est supposée régir par la loi de Fick [Springer, 1981,1987, 1988]. Le VER est supposé être constitué de trois phases : la matrice, les fibres et la fissure, la fibre est supposée imperméable. Dans ce cas, le problème cellulaire de diffusion à résoudre dans le VER est défini par le système d'équation suivant :

$$\left\{ \begin{array}{ll} \frac{\partial m(x, y, t)}{\partial t} = D_{\alpha} \Delta m(x, y, t) & \text{dans chaque phases } \Psi \times \mathbb{R}_*^+ \\ \frac{\partial m}{\partial(x, y)} = 0 & \text{à l'interface fibre/matrice} \\ m(x, y, t) = M_m & \text{aux bord de la résine } \Omega \times \mathbb{R}_*^+ \\ m_{\text{Cavité}}(x, y, t) = \tilde{X} & \text{interface cavité/résine} \\ m(x, y, 0) = m_0(x, y) & \forall x, y \in \Psi \end{array} \right. \quad (4.2)$$

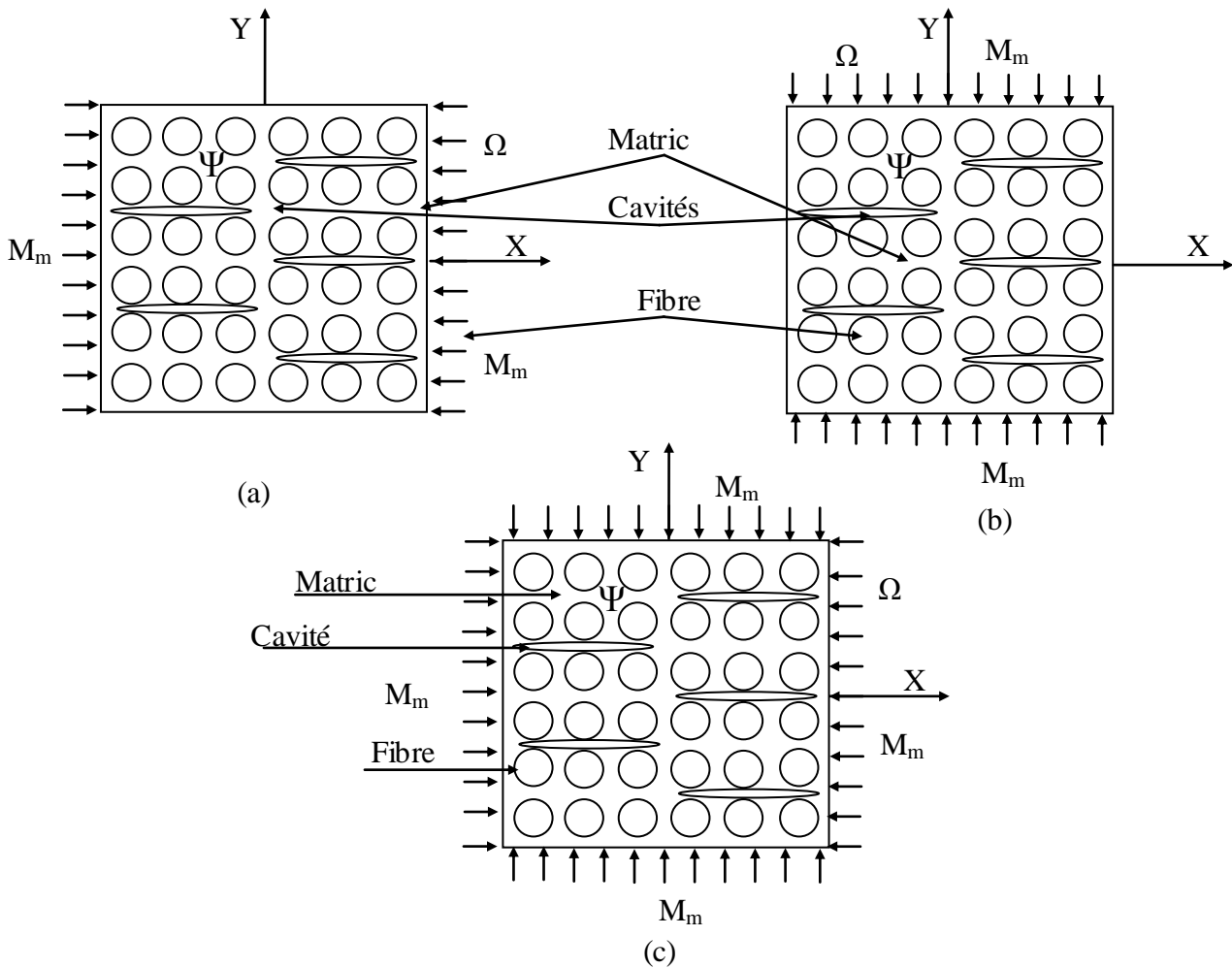


Figure IV.5 VER relatif au composite endommagé (a) : diffusion unidirectionnelle selon l'axe X. (b): selon l'axe Y. (c): selon XY

IV.2.3 Résolution du problème dans le cas d'un composite endommagé

Pour la résolution du problème de diffusion nous adoptons la même démarche suivie dans le cas de la matrice endommagée, l'équation (4.1) sera adimensionnée et les paramètres utilisés dans la résolution du problème correspondants à ceux du Tableau (VI.1). Pour la valeur du coefficient de diffusion d'humidité dans la fissure, nous admettons la même hypothèse proposée dans le cas de la matrice endommagée. Pour le composite, le taux de renforcement des fibres est pris égale 50% et celui des fissures est de 5%. Pour la forme géométrique de la fissure exprimée par le paramètre λ , nous considérons trois forme géométrique de la fissure, suivant que la fissure peut avoir une forme aplatie qui correspondant a des faibles valeurs de λ ou une forme convexe relative à des valeurs moyennes de λ ou à la limite le cas d'un disque qui correspondant à λ égale 1.

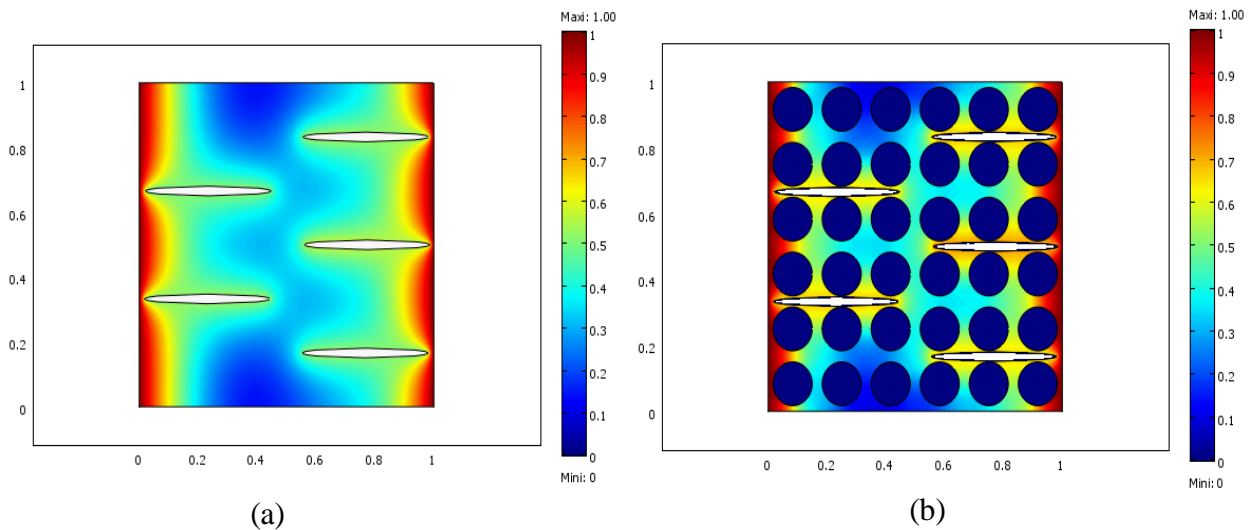


Figure IV.6 Résolution du problème de diffusion (a): composite endommagé (b): matrice endommagée (sans renfort)

Dans la Figure IV.6 est présenté la résolution du problème de diffusion dans le cas du composite endommagé et dans le cas où l'on a tiré le renfort et garder seulement la matrice endommagée sans renfort. Notons que dans ce cas les fissures gardent la même position que dans le composite. Le but est de voir l'effet de retardement de diffusion par rapport à celui de l'accélération de diffusion par les fissures. Dans la Figure IV.7 est présentée une comparaison de l'évolution de la cinétique de diffusion dans le trois considéré à savoir le composite endommagé sa matrice endommagée et dans le composite sain. Les courbes de la Figure IV.7, mises en évidence en plus du comportement Fickien de la prise en eau une chute considérable dans la pente dans le cas du composite sain par rapport à la pente pour la matrice seule (sans renfort) endommagée. Nous constatons une légère augmentation dans la pente pour le composite endommagé par rapport au composite sain ceci est dû à l'accélération induite par la présence des fissures. Comme nous pouvons constater une légère différence dans le niveau de saturation, le niveau de saturation dans le cas du composite sain est légèrement supérieur à celui du composite endommagé. Ce petit écart est dû au fait que dans le cas du composite endommagé les fissures qui vient prendre la place de la matrice renfermant à saturation une quantité d'eau sous forme gazeuse qui est minime par rapport à celle contenue dans la matrice dense.

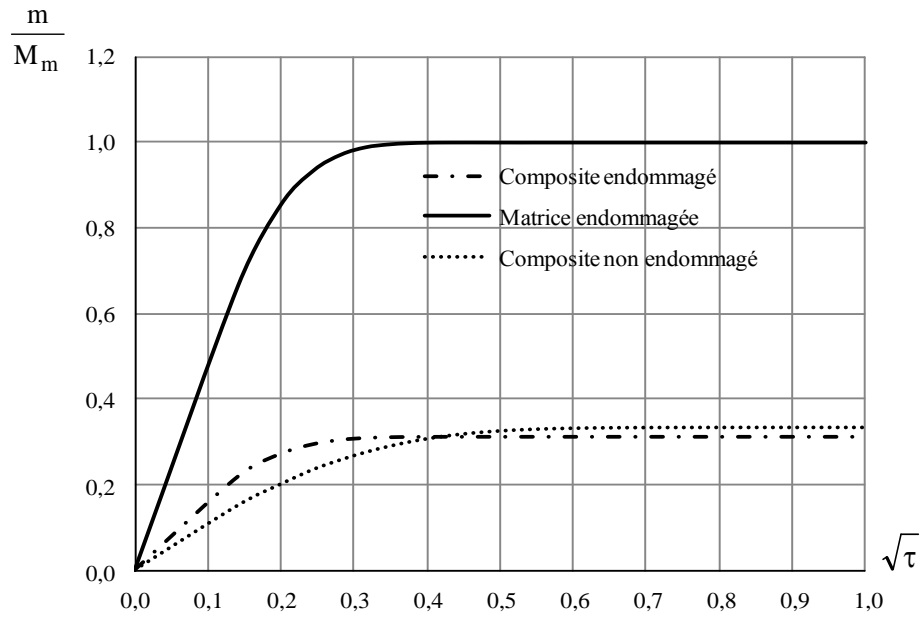


Figure IV.7 Comparaison des évolutions de la cinétique de diffusion

IV.2.4 Etude de l'effet géométrique de la fissure sur diffusion dans un composite endommagé

Nous allons étudier l'effet de la géométrie de la fissure sur le comportement diffusif du composite endommagé.

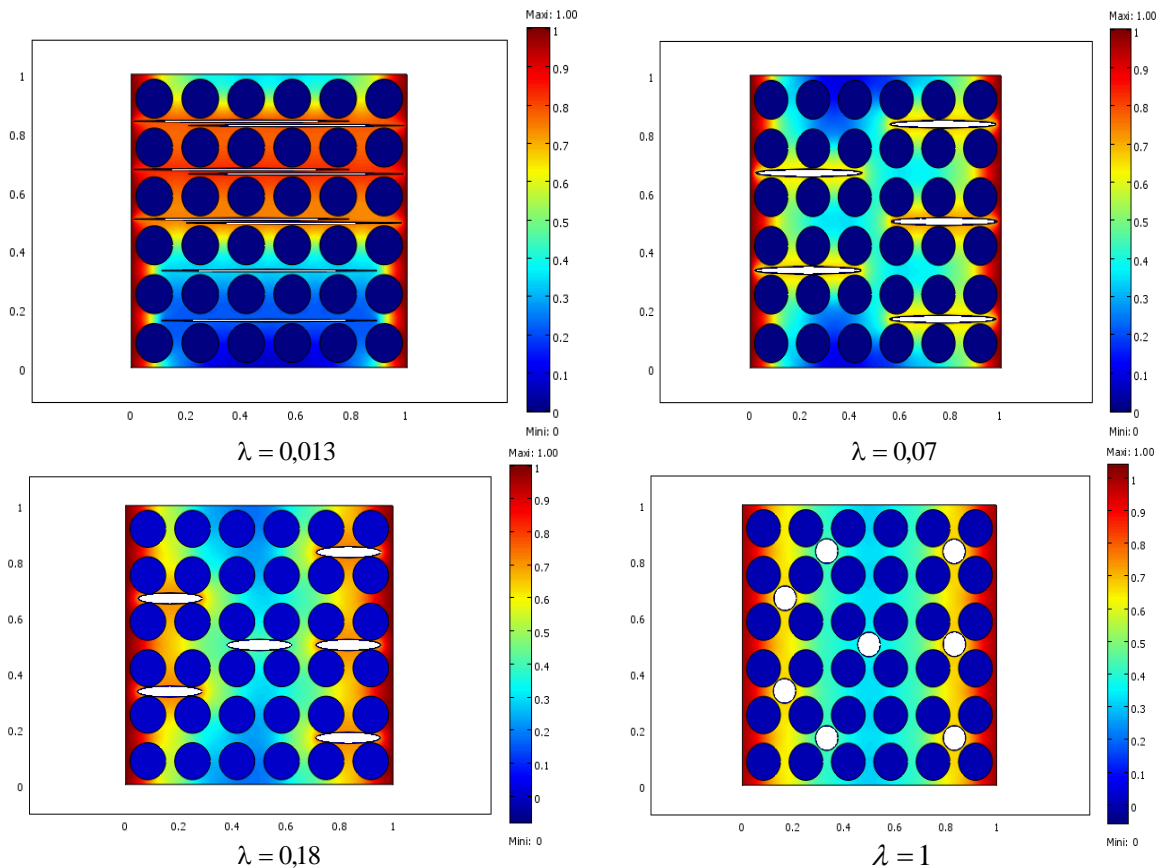


Figure IV.8 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de la fissure à un stade intermédiaire.

La géométrie décrite par la Figure IV.8 est définie par le paramètre λ pour lequel nous affecterons différentes valeurs selon que la fissure peut prendre une forme aplatie, ou convexe ou à la limite sous forme de disque.

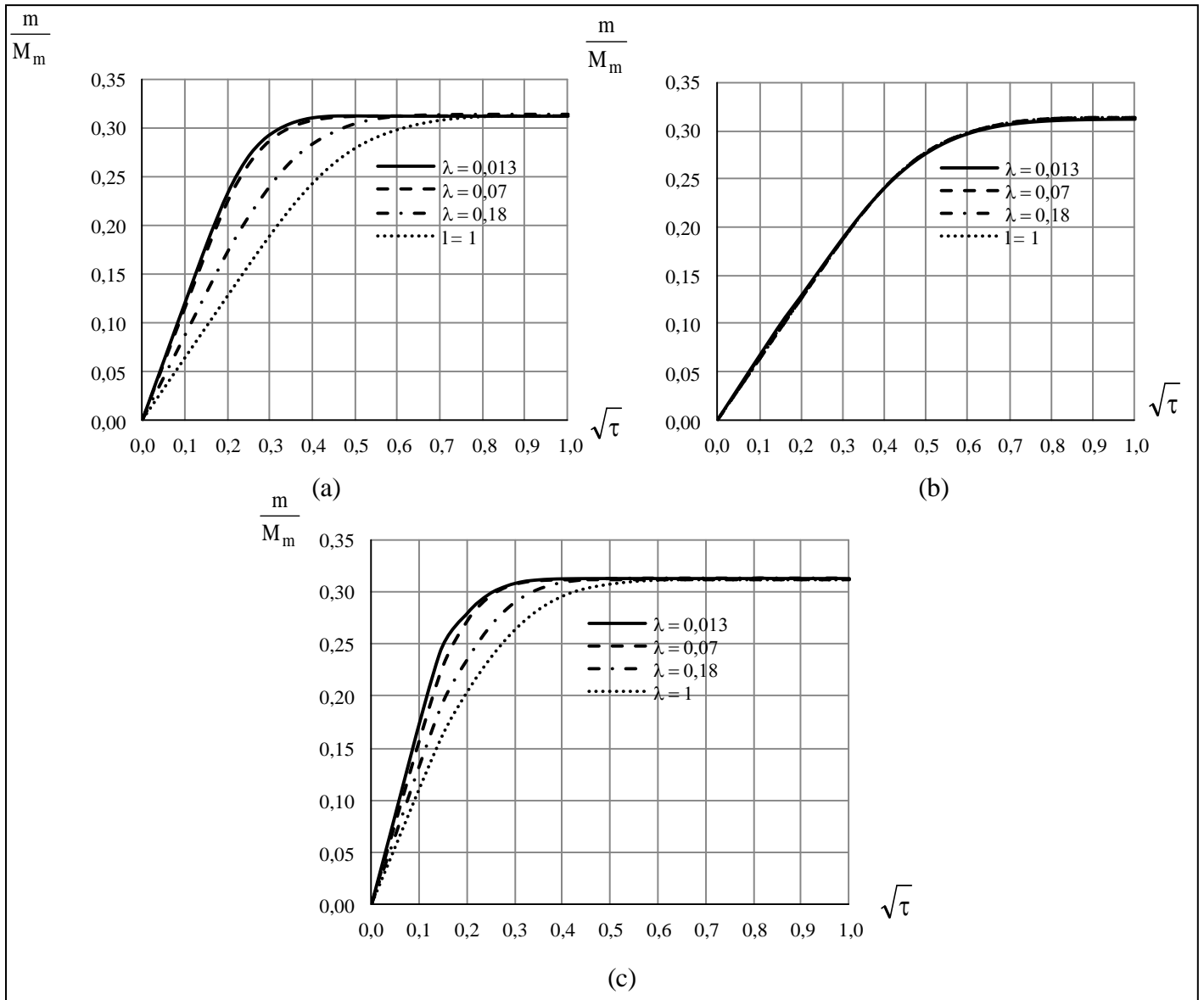


Figure IV.9 Evolution de la cinétique de diffusion pour un composite endommagé pour différentes configurations géométriques de la fissure du VER, (a) selon X ; (b) Selon Y; (c) Selon XY.

Les courbes de la Figure IV.9 sont issues de la solution du problème de diffusion relative à un composite endommagé contenant des fissures avec différentes configurations géométriques. Dans le cas d'un chargement dans le sens des X, ces courbes révèlent un écart dans la cinétique de diffusion. Ceci est dû au fait que la diffusion se fait selon le grand axe de la fissure qui joue le rôle de diffuseur d'humidité au sein du VER. Lorsque la fissure tend vers des formes aplatie son grand axe croît et par conséquent la fissure s'étend sur une grande partie du VER ce qui accélère le processus de diffusion. Le phénomène est inversé lorsque la fissure tend vers un disque. Pour un chargement selon le sens des Y la diffusion se fait selon le petit axe de la fissure dont la différence dans la configuration géométrique ne donne pas un écart significatif de l'étendue de la fissure dans le VER ce qui rend l'effet géométrique de la fissure minimale sur la diffusion. D'autre part, nous constatons, dans le cas du chargement XY Figure IV.9-c pour une fissure aplatie sur la courbe de la cinétique

de diffusion le comportement Dual Fick, est plus prononcé par rapport au chargement dans le sens des X.

IV.2.5 Méthode d'identification dans le cas d'un comportement Dual Fick

Le modèle Dual Fick est utilisé dans l'étude des vieillissements des polymères et composites dans le cas où les relevés expérimentaux de la prise en eau présentent un écart par rapport à la loi de Fick ou des anomalies (Placette et al. Parscau et al., 2011, 2016). Ce modèle est basé sur l'hypothèse que deux cinétiques de type Fickienne interviennent simultanément Figure IV.10. Ainsi deux processus se produisent en parallèle avec deux coefficients de diffusion D_1 et D_2 , de même que deux capacités maximales d'absorption d'humidité M_{s1} et M_{s2} . Dans ce cas l'équation qui décrit le processus global de diffusion s'écrit :

En 1D :

$$\frac{\partial m_1}{\partial t} + \frac{\partial m_2}{\partial t} = D_1 \frac{\partial^2 m_1}{\partial x^2} + D_2 \frac{\partial^2 m_2}{\partial x^2} \quad (4.3)$$

En 2D :

$$\frac{\partial m_1}{\partial t} + \frac{\partial m_2}{\partial t} = D_1 \left(\frac{\partial^2 m_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 m_1}{\partial y^2} \right) + D_2 \left(\frac{\partial^2 m_2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 m_2}{\partial y^2} \right) \quad (4.4)$$

Selon (Crank, 1975) Les solutions correspondantes sont respectivement :

$$M(t) = \sum_{i=\{1,2\}} \left[\left(1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left(-D_i \left(\frac{2n+1}{l} \right)^2 \pi^2 t \right) \right) M_{si} \right] \quad (4.5)$$

$$M_t = \sum_{i=\{1,2\}} \left[\left(1 - \left(\frac{8}{\pi^2} \right)^2 \sum_{k=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} \left(\frac{1}{((2k+1)+(2n+1))^2} \right) * \exp \left(-\pi^2 * t * \left(\frac{D_i * (2k+1)^2}{l^2} + \frac{D_i * (2n+1)^2}{l^2} \right) \right) \right) M_{si} \right] \quad (4.6)$$

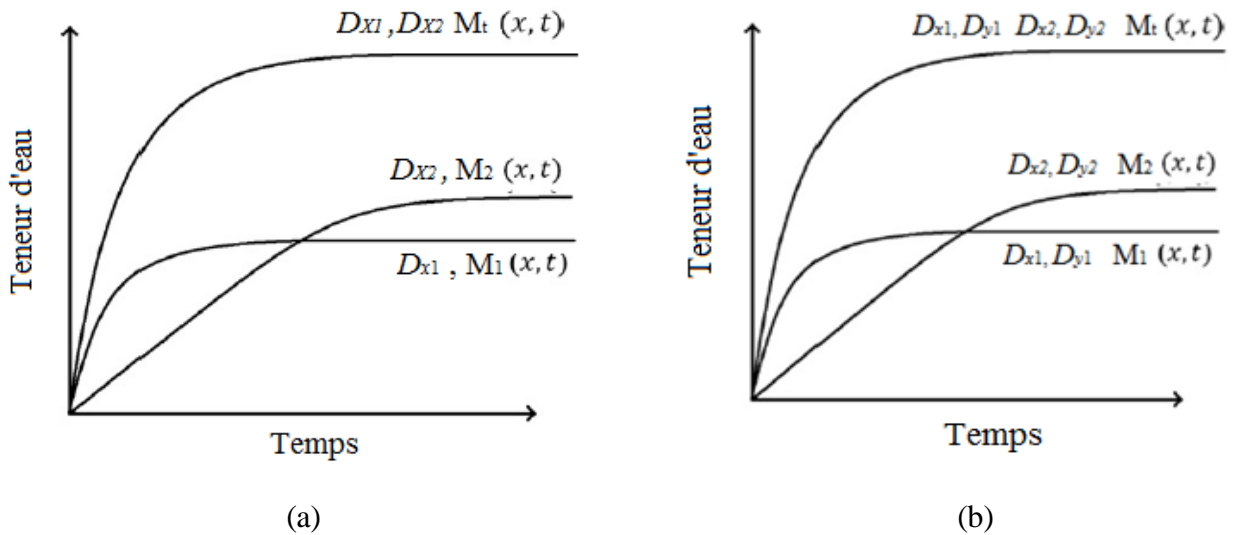


Figure IV.10 Principe du modèle Dual Fick : (a) 1D , (b) 2D

La méthode d'identification est celle présentée en détail dans le chapitre précédent. L'identification des paramètres de diffusion (D_i , M_{si}) est effectuée en confrontant les valeurs de la solution obtenue par Comsol® à la solution analytique dans les deux cas. Pour cela on utilise un algorithme d'optimisation qui cherche à trouver le couple (D_i , M_{si}) qui minimise l'équation (3.12). Les

modèles homogènes pour le composite endommagé dans les deux cas sont présentés sur les Figures IV.11 et IV.12.

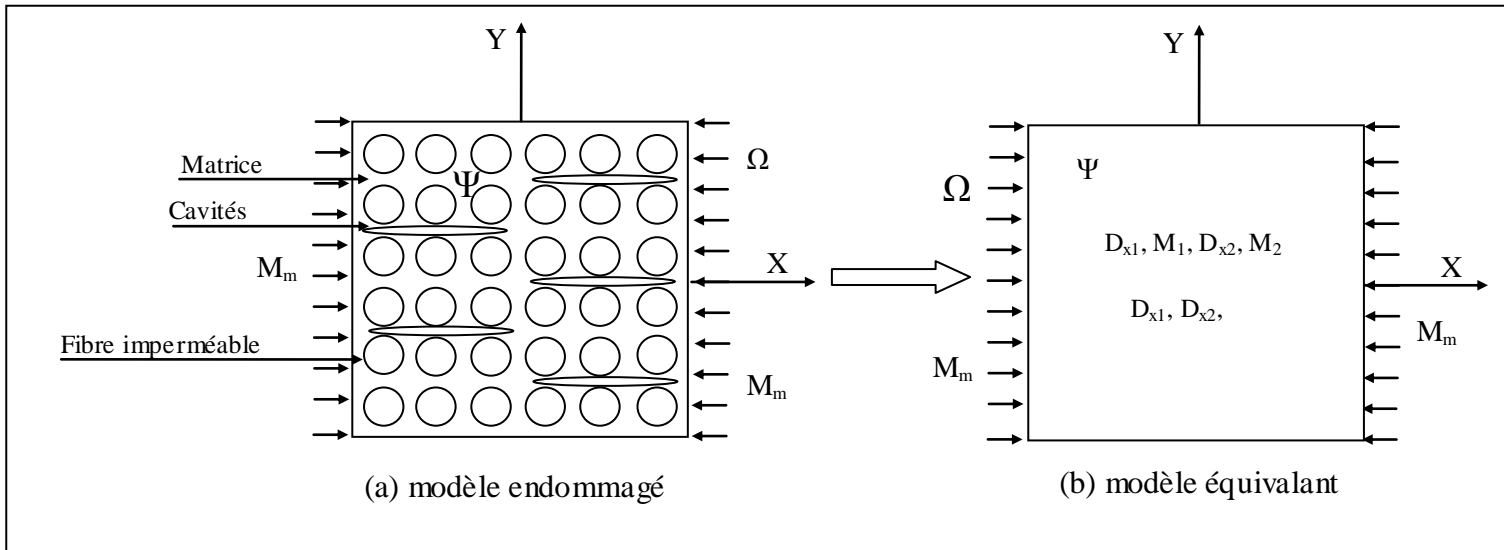


Figure IV.11 Modèle équivalent du composite endommagé pour le cas 1D

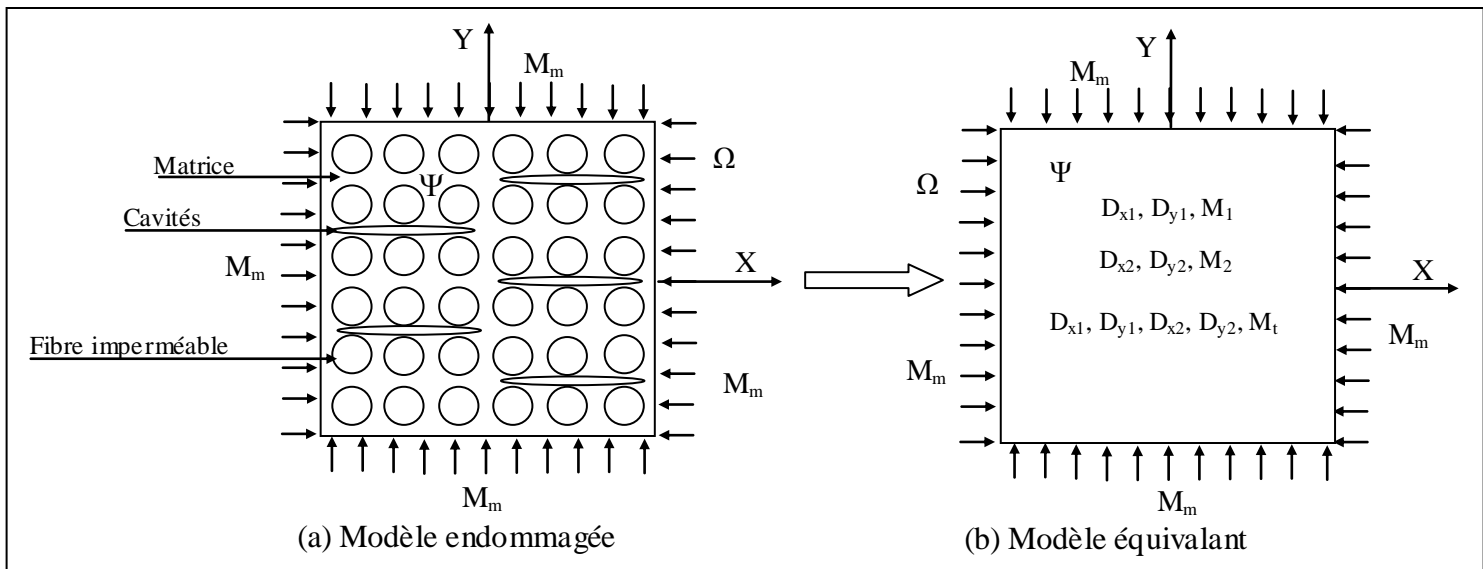


Figure IV.12 Modèle équivalent du composite endommagé pour le cas 2D

Dans le tableau IV.2 sont présentés les résultats d'identification pour les courbes (a) de la Figure IV.9 dans le cas d'un chargement dans le sens des X. Selon ces conditions, comme nous l'avons mentionné auparavant nous avons un comportement Dual Fick pour une géométrie aplatie de la fissure exprimé par la valeur du paramètre $\lambda = 0,013$. Par la suite deux coefficients de diffusion effectives sont identifiés dont le premier est supérieur au deuxième. Ceci est conforme avec la courbe de l'évolution de la cinétique de diffusion indiquant ainsi que le processus de diffusion est accéléré au départ et se ralentit au fur et à mesure qu'il s'approche de saturation. D'autre part, deux teneurs à saturation sont identifiées la première est légèrement supérieure à la deuxième et dont la somme représente la teneur à saturation globale du composite endommagé. De même pour le coefficient de diffusion effectif, ces résultats indiquent que ce dernier croit lorsque la géométrie de la fissure tend vers une forme aplatie.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon X</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0.013$	1.43	-----	0.31	-----
$\lambda = 0.07$	1.32	-----	0.31	-----
$\lambda = 0.18$	0.7	-----	0.31	-----
$\lambda = 1$	0.35	-----	0.31	-----

Tableau IV.2 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.9-a)

Le Tableau IV.3 représente les résultats d'identification sous chargement en humidité dans le sens Y Figure IV.9-b. Pour ce cas nous avons trouvé que les courbes d'évolution de la cinétique de diffusion sont conformes, les valeurs des coefficients de diffusion effectifs identifiés qui sont identiques mises en évidence ce fait. Notons que les valeurs de ces coefficients sont inférieures à celui de la matrice .

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon Y</i>				
	D_{Y1}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0,013$	0.31	-----	0.31	-----
$\lambda = 0,07$	0.32	-----	0.31	-----
$\lambda = 0,18$	0.33	-----	0.31	-----
$\lambda = 1$	0.33	-----	0.31	-----

Tableau IV.3 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.9-b)

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>								
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>							
<i>Chargement selon XY</i>								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
$\lambda = 0,013$	3	0.65	1.7	0.36	0.0754	0.2376	4.61	4.61
$\lambda = 0,07$	1.7	0.42	----	----	0.31	----	4	----
$\lambda = 0,18$	0.85	0.39	----	----	0.31	----	2.18	----
$\lambda = 1$	0.5	0.47	----	----	0.31	----	1.06	----

Tableau IV.4 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.9-c)

Dans le Tableau IV.3 sont représentés les résultats d'identification sous chargement en humidité dans le sens XY (Figure IV.9-c). Pour ce cas nous avons trouvé que les courbes d'évolution de la cinétique de diffusion sont analogues à ceux présentées dans le cas du chargement dans le sens des X mais avec un écart entre les courbes inférieures à celui obtenu dans le cas du chargement dans le sens des X. Ceci est dû au fait que le cas du chargement dans le sens XY, les solutions des deux chargements sont superposées , le chargement dans sens X où il existe un écart entre ces courbes et le chargement dans le sens des Y où les courbes sont conformes et où l'écart est nul. De ce fait, la

solution globale donne un écart moyen qui est inférieur à celui obtenu dans le cas d'un chargement dans le sens des X. En plus les coefficients de diffusion effectifs identifiés sont supérieurs à ceux obtenus par un chargement unidirectionnel ce qui est évident de fait que le chargement est bidirectionnel, ce qui accélère le processus de diffusion. D'autre part, pour un comportement Dual Fick de la cinétique de diffusion nous constatons au début une anisotropie de diffusion très importante qu'à la fin du processus de diffusion. Tableau IV.4 (plus de double par rapport au premier stage de diffusion). Pour un comportement Fickien l'anisotropie est moins importante et tend à disparaître lorsque la fissure tend vers un disque.

IV.2.6 Cas d'endommagement sous forme de décohésion fibre /matrice

Dans cette partie nous allons voir le cas où l'endommagement se manifeste sous forme d'une décohésion entre la fibre et la matrice, ce type d'endommagement est souvent rencontré dans les micrographies des composites à matrice polymérique. Dans ce cas, une discontinuité se crée entre la fibre et la matrice qui est généralement modélisée sous forme d'un vide entre la fibre et la matrice. Sur la Figure IV.13 est illustré les VER d'un composite présentant un endommagement sous forme d'une décohésion avec différentes dispersions.

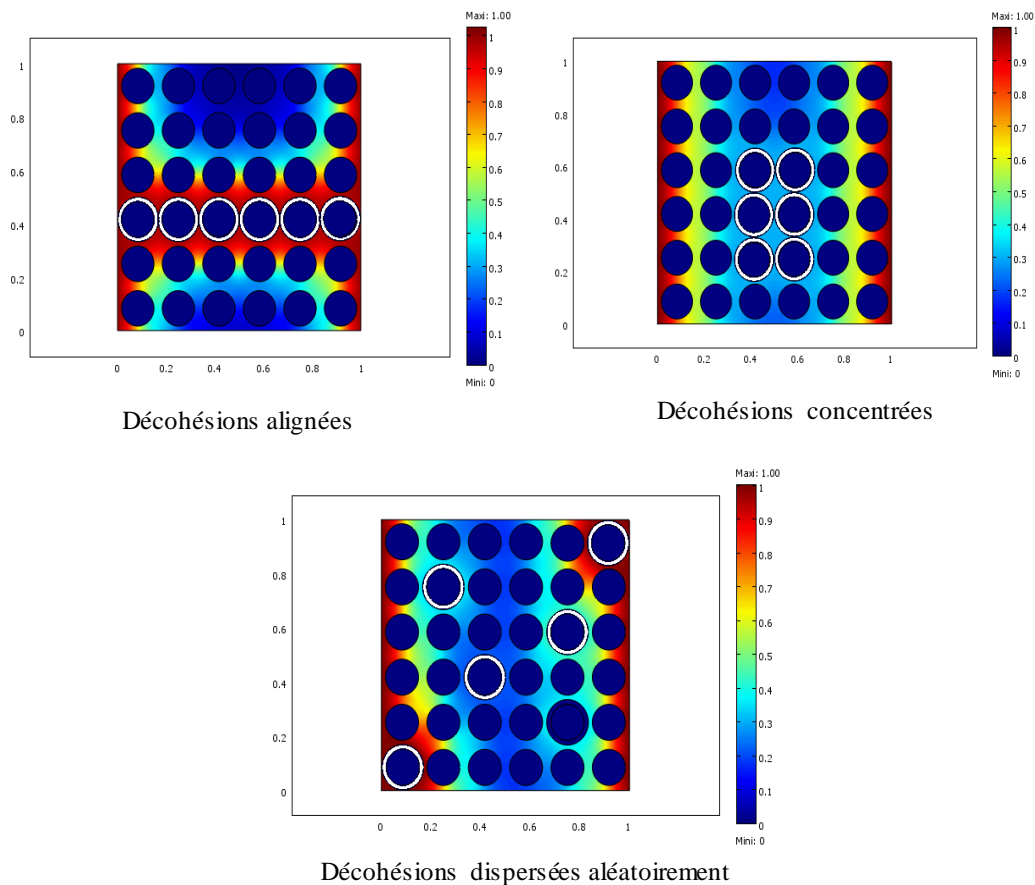


Figure IV.13 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de la fissure à un stade intermédiaire : cas de décohésion fibre/matrice

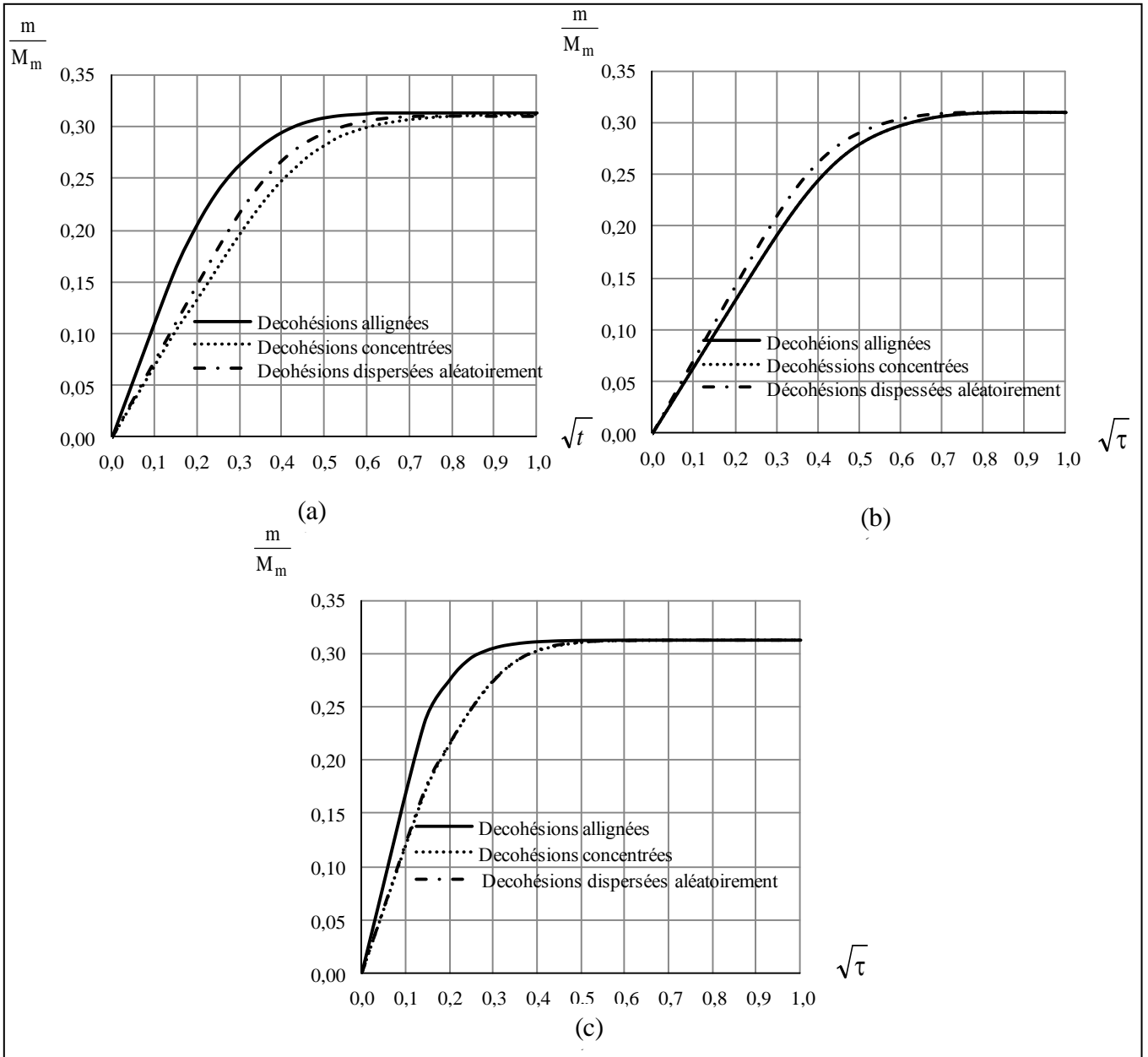


Figure IV.14 Evolution de la cinétique de diffusion dans le cas d'endommagement sous forme de décohésion fibre/matrice (a) selon X ; (b) Selon Y; (c) Selon XY.

Dans la Figure IV.14 sont tracées les courbes de l'évolution de la cinétique de diffusion pour un composite présentant un endommagement sous forme d'une décohésion fibre/matrice. Trois distributions de cet endommagement sont considérées, dans la première les décohésions sont alignées, la deuxième représente une concentration de décohésions et la troisième expose une dispersion aléatoire de décohésions. Pour un chargement en humidité dans le sens X nous constatons un écart important entre la courbe pour une distribution des décohésions concentrées et les courbes pour des distributions des décohésions alignées et aléatoires. Pour ces dernières l'évolution de la cinétique de diffusion est Fickienne. Pour une distribution des décohésions concentrées la cinétique de diffusion semble avoir une évolution de type Dual Fick. Ces constatations sont mises en évidence par le Tableau IV.5. La valeur de coefficient de diffusion identifié dans le cas d'une distribution alignée est inférieure à celui de la matrice. Pour un chargement dans le sens des Y, les évolutions de la cinétique de diffusion pour les trois distributions sont de Types Fickien. Les courbes pour une distribution alignées et concentrée sont conforme en revanche un écart

existant entre ces courbes et celle de distribution aléatoire ceci est confirmé par les résultats du Tableau IV.6. Les valeurs de coefficient de diffusion identifiées dans le cas d'une distribution concentrées et alignées sont inférieures à celui de la matrice. Pour un chargement dans le sens XY les trois distributions semblent exhibées une évolution de type Dual Fick. Dans le Tableau IV.7 sont présentés les résultats d'identification pour ces trois distributions et qui confirment ce comportement diffusif. Les coefficients de diffusion identifiés dans le premier et le deuxième stage pour une distribution concentrée est le double de ceux identifiés dans le cas de deux autres distributions. L'anisotropie est très importante dans le premier stage par rapport au deuxième stage pour une distribution concentrée, par contre, elle est quasiment inexistante pour les deux autres distributions.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon X</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
Décohésions alignées	1	0.35	0.0942	0.2186
Décohésions concentrées	0.47	0.25	0.2703	0.0421
Décohésions aléatoire	0.47	-----	0.31	-----

Tableau IV.5 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.13-a)

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon Y</i>				
	D_{Y1}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2
Décohésions alignées	0.4	-----	0.31	-----
Décohésions concentrées	0.41	-----	0.31	-----
Décohésions aléatoire	0.6	-----	0.31	-----

Tableau IV.6 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.13-b)

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>								
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>							
<i>Chargement selon XY</i>								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
Décohésions alignées	2.8	1.12	0.7	0.8	0.1568	0.1558	2.5	0.87
Décohésions concentrées	0.55	0.48	0.3	0.5	0.0076	0.3050	1.14	0.6
Décohésions aléatoire	0.58	0.66	0.3	0.34	0.0335	0.2791	0.87	0.87

Tableau IV.7 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.13-c)

IV.2.7 Cas d'une fissure débouchante

Dans ce cas nous considérons que l'endommagement est sous forme d'une fissure qui commence de l'intérieur du VER et se débouche vers l'extérieur de celui-ci (Figure IV.15).

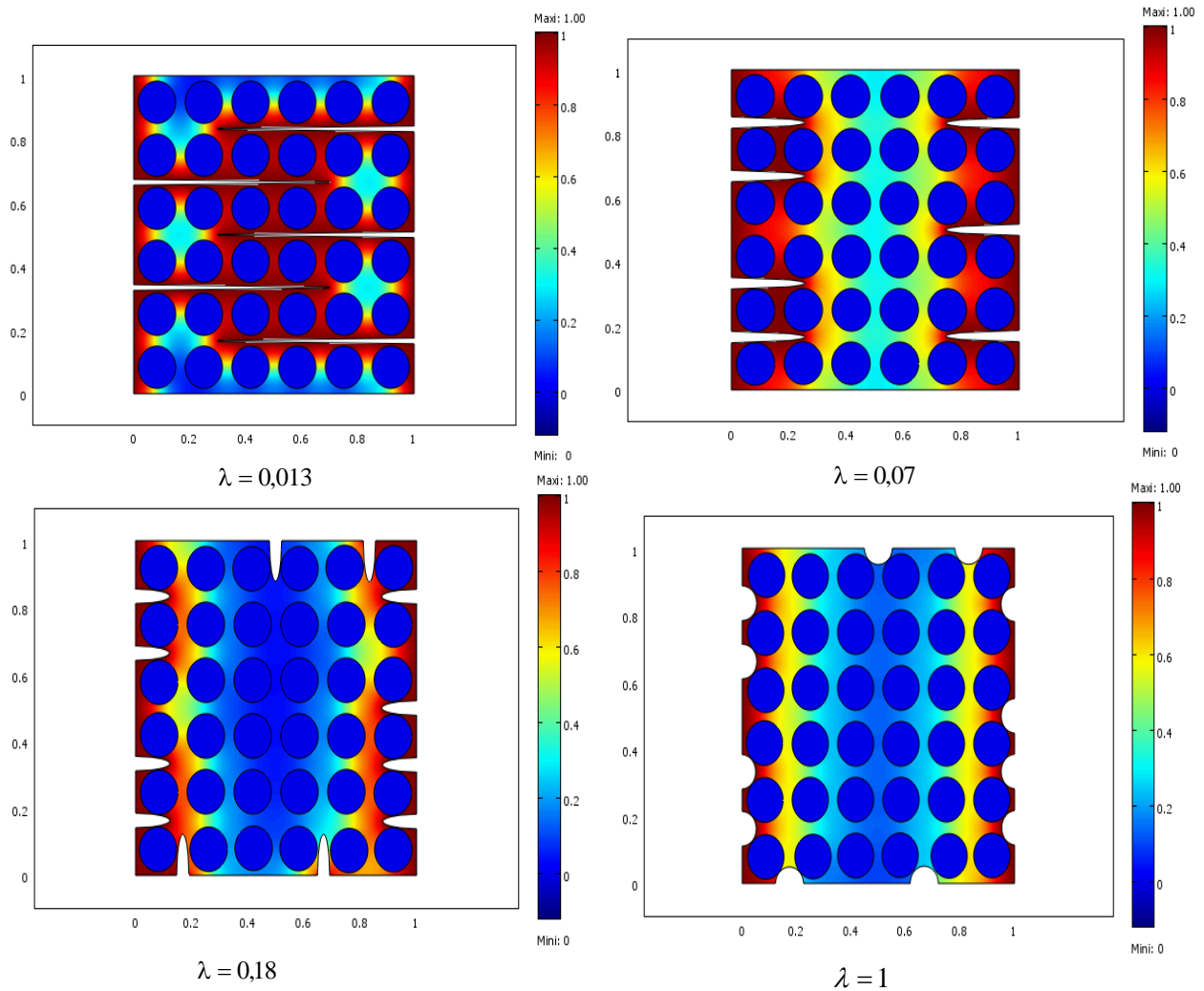


Figure IV.15 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de la fissure à un stade intermédiaire : cas d'une fissure débouchante

Plusieurs configurations géométriques sont considérées ici, selon laquelle la fissure tend à avoir une forme aplatie vers une forme de disque. Notons que les formes géométriques de la fissure choisies pour cette simulation sont identiques à celles considérées dans le cas de la fissure interne. Dans la Figure IV.15 sont présentés les résultats de la simulation sous forme de cartographies de diffusion. Ces micrographies, mises en évidence, accélèrent la diffusion dans le VER lorsque l'étendue de la fissure est plus importante dans le VER ce qui est le cas pour une fissure aplatie $\lambda = 0,013$. Le processus est ralenti au fur et à mesure que l'étendue de la fissure dans le VER décroît, ce qui représente le cas lorsque la fissure tend d'une forme aplatie vers un disque.

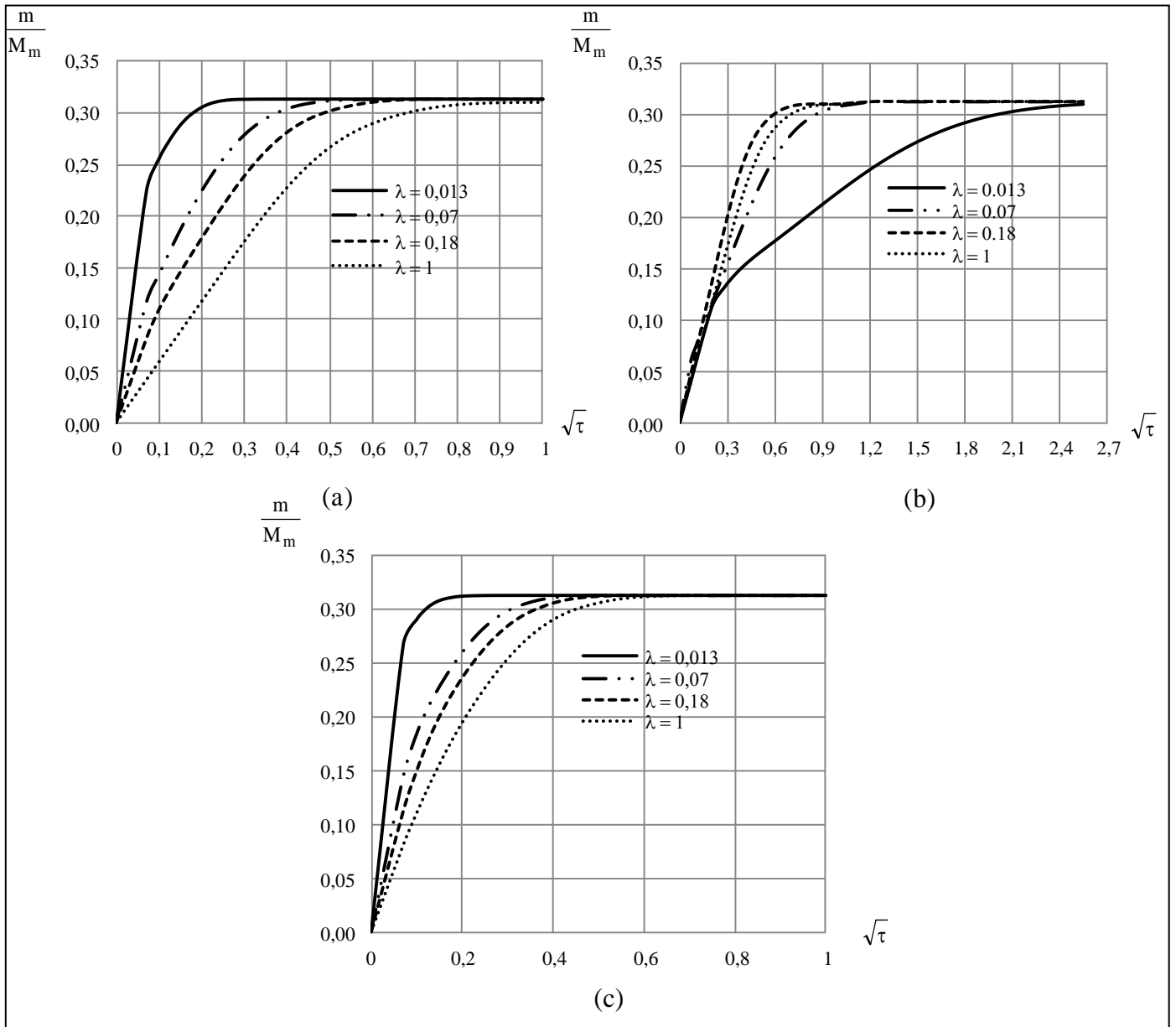


Figure IV.16 Evolution de la cinétique de diffusion dans le cas d'endommagement sous forme d'une fissure débouchante (a) selon X. (b) Selon Y, (c) Selon XY.

Dans le Figure IV.16 sont tracées les courbes de l'évolution de la cinétique de diffusion dans le cas de l'endommagement sous forme d'une fissure débouchante sous différents chargements en humidité. Pour tout type de chargement, les courbes montrent une évolution de type Dual Fick plus prononcé par rapport aux autres cas d'endommagement, surtout lorsque la fissure tend vers une forme aplatie. Lorsque la fissure tend vers un disque l'évolution de la cinétique de diffusion devient Fickien. En plus, l'écart entre ces courbes est très important au fur et à mesure que la forme de la fissure tend de la forme aplatie vers la forme de disque. Dans le cas d'un chargement dans le sens des X le processus de diffusion devient de plus en plus rapide lorsque la fissure tend vers une forme aplatie (l'étendue de la fissure est plus important) par contre, pour un chargement dans le sens des Y ou sens transverse de la fissure, le processus de diffusion se ralentit lorsque la fissure tend vers une forme aplatie (la fissure a une faible étendue dans VER dans le sens transverse).

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon X</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0,013$	12	3	0.1775	0.1353
$\lambda = 0,07$	5	1	0.0721	0.2404
$\lambda = 0,18$	3.5	0.6	0.0478	0.2647
$\lambda = 1$	2.35	0.34	0.0048	0.3087

Tableau IV.8 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.16-a)

Dans le Tableau IV.8 sont présentés les résultats d'identification de la Figure IV.16-a pour un chargement dans le sens des X. Pour une fissure aplatie exprimé par le paramètre $\lambda = 0.013$, le coefficient de diffusion identifié dans le premier stage est presque 9 fois supérieur à celui identifié dans le deuxième stage. Ce coefficient chute à la moitié pour une configuration géométrique exprimée par $\lambda = 0.07$. Lorsque la fissure est sous forme d'un disque, le coefficient de diffusion effectif est inférieur à celui de la matrice.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon Y</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0,013$	2	0.033	0.1039	0.2089
$\lambda = 0,07$	2.2	0.2	0.0357	0.2768
$\lambda = 0,18$	2.5	0.4	0.0352	0.2773
$\lambda = 1$	2.3	0.31	0.0094	0.3041

Tableau IV.9 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.16-b)

Pour un chargement dans les sens des Y les coefficients de diffusion effective identifiés pour un comportement Daule Fick pour le premier stage sont beaucoup plus supérieurs à ceux du deuxième stage Tableau IV.9. Pour un chargement bidirectionnel, les valeurs des coefficients de diffusion identifiées sont toujours très importantes dans le premier stage par rapport à celles du deuxième stage. D'autre part, une anisotropie très importante est affichée surtout lorsque la fissure tend vers une forme aplatie

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>								
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>							
<i>Chargement selon XY</i>								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
$\lambda = 0,013$	17	2.83	7	0.07	0.1939	0.1189	6	90.09
$\lambda = 0,07$	8	3.52	1	0.2	0.0882	0.2243	2.27	5
$\lambda = 0,18$	3.5	2.5	0.6	0.4	0.0631	0.2494	1.4	1.5
$\lambda = 1$	2.55	2.5	0.38	0.29	0.0120	0.3016	1.02	1.29

Tableau IV.10 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.16-c)

VI.3 Diffusion dans un composite sain à fibre perméable

Dans cette partie nous allons voir l'effet de l'endommagement sur le comportement diffusif dans le cas d'un composite à fibre perméable. Afin de dévoiler cet effet, nous allons commencer par un composite à fibre perméable sain (composite non endommagé) ensuite nous traiterons le cas d'un composite endommagé.

IV.3.1 Diffusion dans le composite saine

Comme dans le cas d'un composite à fibre imperméable, nous considérons le VER représentatif de composite à fibre perméable constitué de la matrice polymérique dans laquelle sont noyées les fibres perméables. La structure de notre composite est supposée idéale pour laquelle aucune porosité ou autre défaut n'existent. Sur les bords de ce VER nous imposons une teneur en eau en termes d'humidité relative $HR(\%)$ Figure IV.17.

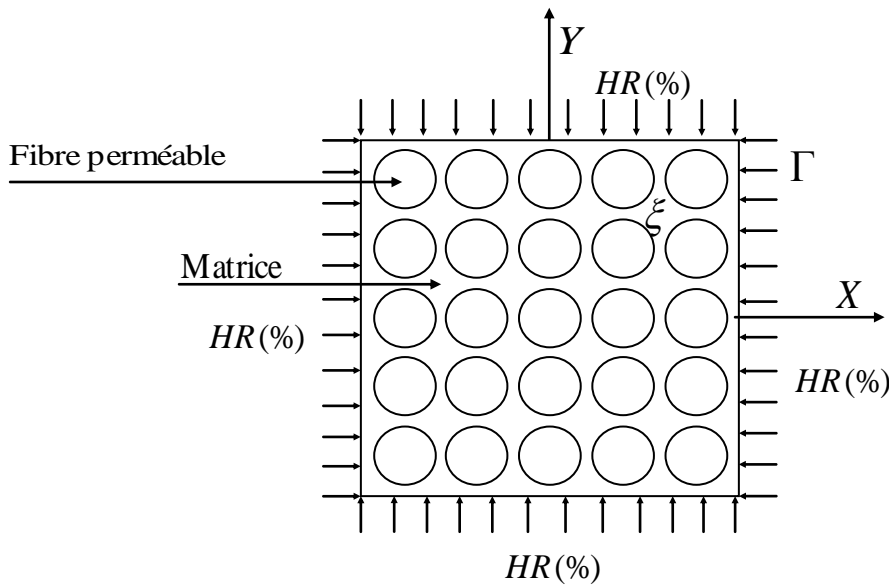


Figure IV.17 VER relatif à un composite saine à fibre perméable

Le domaine occupé par le VER est noté ξ dans lequel chaque point est repéré par ses coordonnées (x, y) . Sous l'hypothèse d'une approche découplée pour laquelle les paramètres de diffusion (coefficient de diffusion et la teneur en humidité) sont indépendants de l'état mécanique, la diffusion est supposée régir par la loi de Fick [Crank, 1978, Delasi et al., 1978, Loos and, Springer, 1979, Gueribiz et al., 2009, 2011, 2013].

Dans ce cas le problème local à résoudre dans le VER peut être exprimé par :

$$\begin{cases} \frac{\partial m(x, y, t)}{\partial t} = D_\alpha \Delta m(x, y, t) & \text{dans chaque phases} & \text{sur } \xi \times \mathbb{R}_*^+ \\ m_m(x, y, t) = M_m(HR(\%)) & \text{aux bord de la résine } \in \Gamma \\ m_f = f(m_m) & \text{à l'interface fibre/matrice} \\ m_\alpha(\alpha = m, f)(x, y, 0) = m_0(x, y) & \forall x, y \in \xi \end{cases} \quad (4.7)$$

Γ représente les frontières du domaine ξ , $\Gamma = \partial\xi$ dans notre cas la matrice. M_m la teneur en termes d'humidité relative $HR(\%)$ imposée aux frontières du domaine de la matrice, D_α est le

coefficient de diffusion de chaque phase (fibre, matrice), $m_0(x, y)$ est la teneur en humidité existant dans le VER à l'instant $t = 0$ qui est généralement considérée nulle. à l'interface fibre/matrice, pour la relation entre la teneur dans la fibre et celle dans la matrice, nous avons recours aux données de la littérature pour la fibre considérés dans notre cas la fibre de lin (Célineo , 20013) . Dans la Figure IV.18 et IV.19 sont présentées les courbes de la cinétique de diffusion pour cette fibre pour différents taux humidité relatives ainsi que la teneur à saturation correspondante.

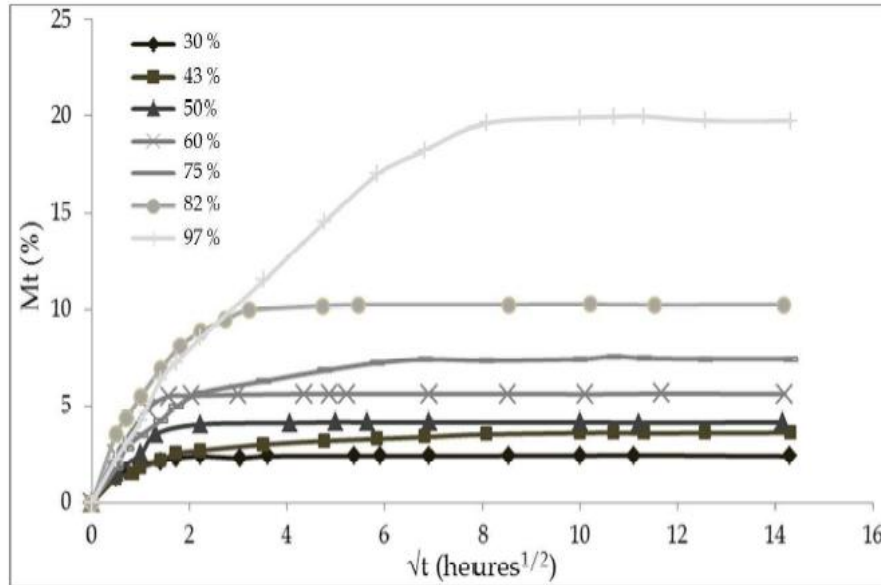


Figure IV.18 Cinétiques de diffusion de fibres de lin soumises à différents environnements humides (Célineo, 2013)

HR (%)	D (mm ² /s)
30	$2,63 \cdot 10^{-5}$
43	$3,44 \cdot 10^{-5}$
50	$6,92 \cdot 10^{-5}$
65	$8,38 \cdot 10^{-5}$
75	$9,44 \cdot 10^{-5}$
82	$2,00 \cdot 10^{-4}$
97	$2,03 \cdot 10^{-4}$

Tableau IV.9 Coefficients de diffusion de la fibre de lin identifiés à partir des courbes de la Figure IV.18

A partir de la courbe de la Figure IV.19 nous obtenons la teneur en humidité dans la fibre correspondante au taux d'humidité relative de l'air qui représente le milieu environnant. Dans le cas du composite le milieu environnant de la fibre est la matrice polymérique. Pour déterminé la teneur d'humidité dans la fibre, nous supposons que la teneur en humidité dans la matrice est

reliée à l'humidité relative HR du milieu environnant selon l'expression identifiée par (Loos et Springer, 1979) soit :

$$M_m = \alpha HR^\beta \quad (4.8)$$

Sous l'hypothèse d'un équilibre instantané entre le milieu environnant (l'air, la matrice) et le constituant (fibre, matrice), ceci nous permettra de remplacer M_m par m_m et M_f par m_f par la suite nous pouvons obtenir à chaque instant l'humidité relative en fonction la teneur en humidité. Dans le cas de la matrice nous avons :

$$HR = (m_m/\alpha)^{\frac{1}{\beta}} \quad (4.9)$$

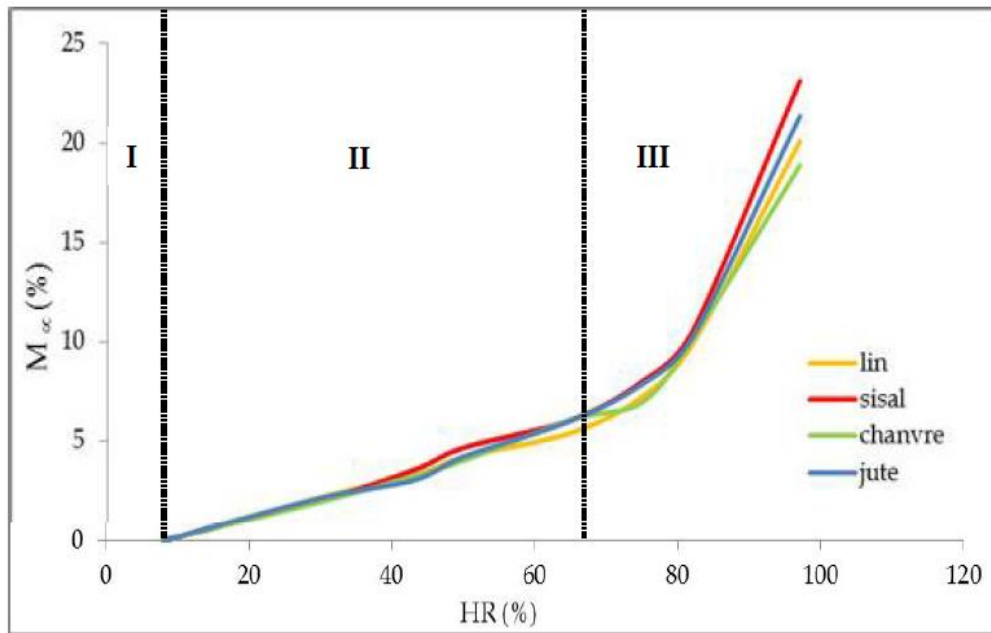


Figure IV.19 Isothermes de sorption des fibres de chanvre, jute, lin et sisal (Céline, 2013)

Pour la fibre A partir de la courbe de la Figure IV.19 nous obtenons la relation entre l'humidité relative est la teneur en eau à saturation dans la fibre. Pour cette modélisation, nous considérons le cas de la fibre de lin. Pour la courbe dans la Figure IV.19, nous tenant compte des données expérimentales pour cette fibre obtenues à partir de l'humidité relative HR=30%. Une courbe de tendance de type exponentiel est choisie pour représenter ces données soit :

$$m_f = 0.919 e^{0.0297 HR} \quad (4.10)$$

En tenant compte de l'expression (4.9) nous obtenons la relation entre la teneur en eau dans la matrice et celle dans la fibre soit :

$$m_f = 0.919 e^{0.0297 \left(\frac{m_m}{\alpha} \right)} \quad (4.11)$$

En remplaçant par les valeurs des paramètres α et β pour la resine N5208 nous obtenons finalement la relation utilisée à l'interface entre la fibre et la matrice :

$$m_f = 0.919 e^{0.5 m_m} \quad (4.12)$$

Dans le Tableau IV.11 sont illustrés les coefficients de diffusion identifiés à partir des courbes de la cinétique de diffusion de la fibre de lin pour différents taux d'humidité relative Figure IV.18. A partir de ces données on peut obtenir facilement la relation qui donne le coefficient de diffusion en fonction du taux d'humidité relative environnant et par la suite en fonction de la teneur en eau dans la fibre soit:

$$D_f = 10^{-5} e^{0.2633 m_f} \quad (4.13)$$

IV.3.1.1 Méthode de résolution

Pour la résolution du problème (4.7) nous utilisons la même approche utilisée pour le cas des fibres imperméables. Les paramètres utilisés dans cette solution sont illustrés dans le Tableau IV.11. La fraction volumique des fibres est prise égale 50% comme pour le cas du composite à fibre imperméable. Au départ un taux d'humidité de 80% est imposée à la frontière du VER celui ci correspondant à une teneur en humidité de 4.72% au frontières de la matrice(expression 4.8). L'humidité diffuse dans la matrice, dans la quelle la diffusion est supposée régir par la loi de Fick Pour cela une valeur fixe pour le coefficient de diffusion de la matrice est introduite. Pour le passage de la matrice à la fibre à l'interface entre les deux nous utiliserons l'expression (4.12). Pour la diffusion dans la fibre nous utiliserons une loi Fickienne avec un coefficient de diffusion qui dépend de la teneur en eau dans la fibre (expression 4.13).

Paramètre hygroscopique		
	Résine pur (N5208)	Fibre perméable (Lin)
Humidité Relative HR (%)	80 %	80 %
α	0.059	---
β	1	---
Coefficient de diffusion isotrope $D_{résine}$ (mm ² /s)	7.31223×10^{-8}	$D_f = 10^{-5} * \exp(0.2633 * m_f)$
Condition aux limite sur Ω_c	$M_m = 4.72 \%$	---
Masse volumique ρ (Kg / m ³)	1265	1359
Condition aux limite entre fibre / matrice	---	$m_f = 1.028 e^{0.47 m_m}$

Tableau IV.10 Données des paramètres utilisés dans la résolution du problème de diffusion [Alfred al. , 1979 ,Shirrell et al. 1978, 2011,Celino.,2013]

Les résultats obtenus de cette résolution sont les cartographies de la teneur en eau dans le VER Figure IV.20 et les courbes de la cinétique de diffusion Figure IV.21.

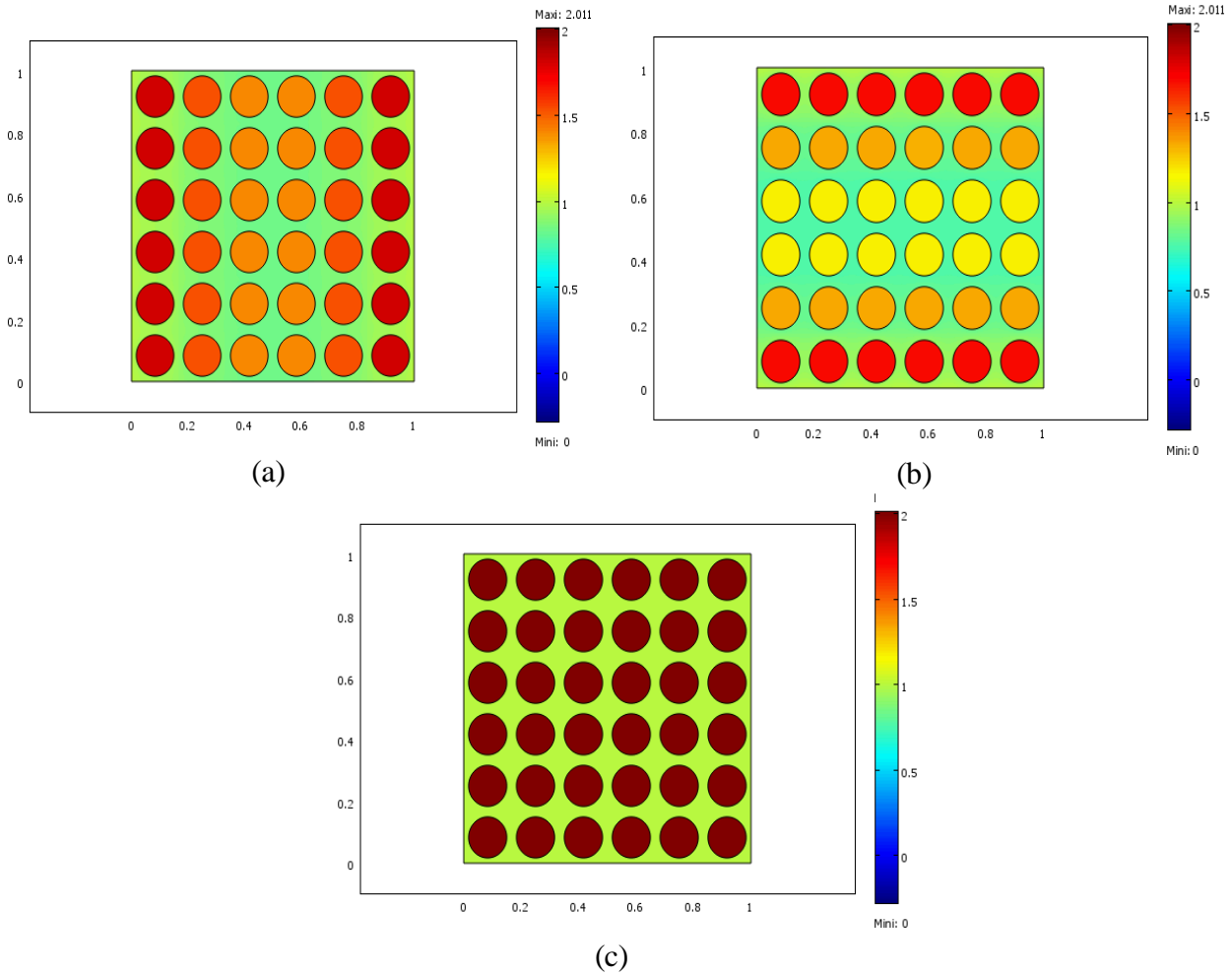


Figure IV.20 Distribution de la teneur en humidité dans le cas de la matrice saine (a: chargement en humidité selon a : X, b: selon Y) : stade intermédiaire (c) : à saturation

Dans la Figure IV.20 sont présentées les cartographies de la teneur en eau pour le composite à fibre perméable à un stade transitoire et à saturation. A saturation, on peut voir clairement le saut d'humidité qui s'installe entre la fibre et la matrice.

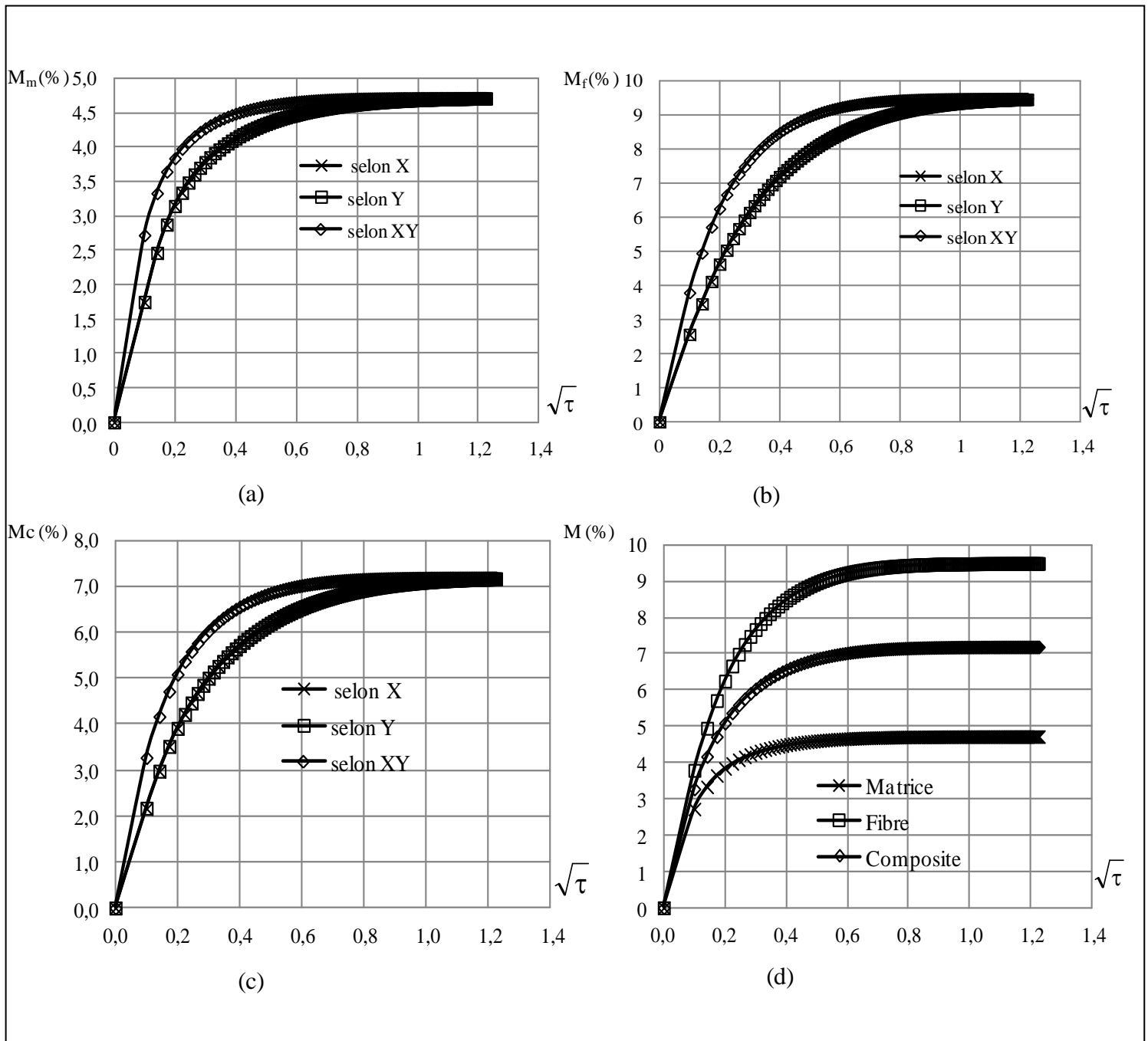


Figure IV.21 Courbes de la cinétique de la diffusion d'humidité dans le composite à fibre perméable selon X, Y, et XY.

(a): Matrice (b): Fibre (c): Composite (c):

Les évolutions de la cinétique de diffusion sont illustrées sur la Figure IV.21. Les évolutions pour le composites et ses constituants semblent avoir une évolution de type dual Fick. Comme il est prévu la présence de la fibre a provoqué une augmentation significative de la teneur à saturation et un changement dans le comportement diffusif du composite. Les valeurs identifiées pour les coefficients de diffusion révèlent un coefficient de diffusion pour le premier stage largement supérieur à celui du deuxième stage d'à peu près 9 fois. Par contre les masses à saturation

identifiées sont très proches. Ce ci dévoile un processus de diffusion très accéléré au départ suite à la présence d'un forte gradient en humidité entre la frontière du VER et son intérieur où prédomine des fibres fortement hydrophiles. Ce processus décélère au fur et à mesure que les fibres s'approchent de saturation. Cette décélération est affiché sur la courbe de la cinétique de diffusion du composite par une déviation de la pente indiquant ainsi le début du deuxième stage de diffusion. Ceci peut être clairement constaté en comparant l'allure de la courbe pour le composite à fibre perméable avec celle de la matrice seul et du composite à fibre imperméable où l'allure est typiquement Fickienne FigureIV.22. D'autre part, les valeurs identifiées dans le cas des deux chargements sont identiques ainsi aucune anisotropie n'est affichée ceci est attendu puisque notre VER a une distribution très ordonnée des fibres.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>								
$v_f = 0 \%$	<i>Composite</i>							
<i>Chargement selon X, Y, XY</i>								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
Selon X	3.40	-----	0.42	-----	3.686	3.465	----	----
Selon Y	-----	3.40	-----	0.42	3.698	3.453	----	----
Selon XY	3.5	3.5	0.45	0.45	3.805	3.379	1	1

Tableau IV.11 Valeurs des coefficients de diffusion identifiées FigureIV.21 (c).

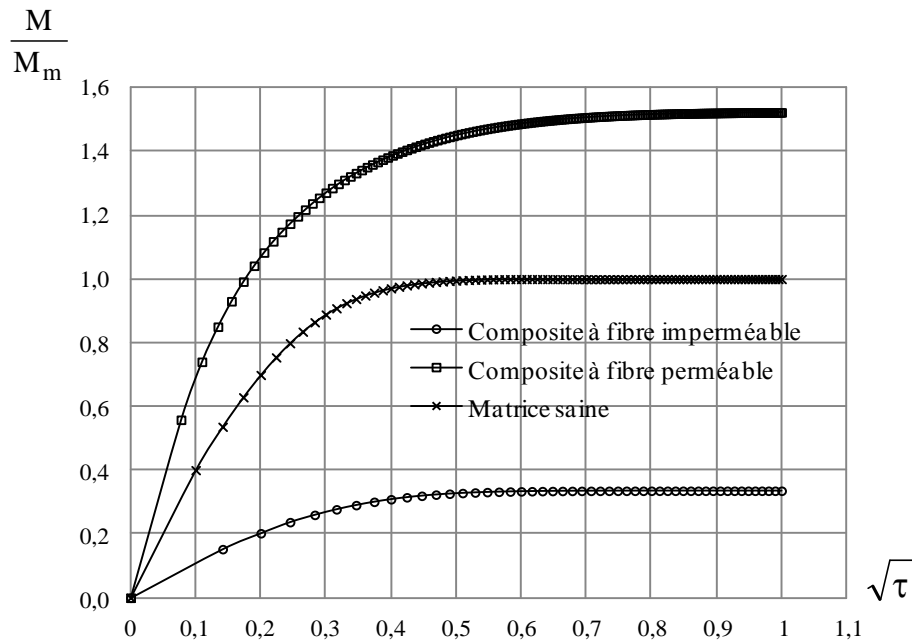


Figure IV.22 évolutions de la cinétique de diffusion dans le cas d'un composite à fibre perméable en comparaison au composite à fibre imperméable et à la matrice saine

VI.4 Diffusion dans un composite endommagé à fibre perméable

IV.4.1 Endommagement sous forme d'une cavité interne centrale

Dans ce cas notre VER est semblable à celui du composite en fibre imperméable dont l'endommagement est sous forme de plusieurs cavités elliptiques dispersées aléatoirement entre les fibres. Sur les bords de ce VER est imposée une teneur en eau en terme humidité relative HR(%) Figure IV-23. En s'appuyant sur les mêmes hypothèses retenues pour le cas du composites à fibres imperméables. Dans ce cas, le problème cellulaire de diffusion à résoudre dans le VER est défini par le système.

$$\left\{ \begin{array}{ll} \frac{\partial m(x, y, t)}{\partial t} = D_\alpha \Delta m(x, y, t) & \text{dans chaque phases} \\ m_f = f(m_m) & \text{à l'interface fibre/matrice} \\ m(x, y, t) = M_m & \text{aux bord de la résine } \Gamma \times \mathbb{R}_*^+ \\ m_{\text{cavité}}(x, y, t) = \tilde{X} & \text{intereface fissure/résine} \\ m(x, y, 0) = m_0(x, y) & \forall x, y \in \xi \end{array} \right. \quad (4.14)$$

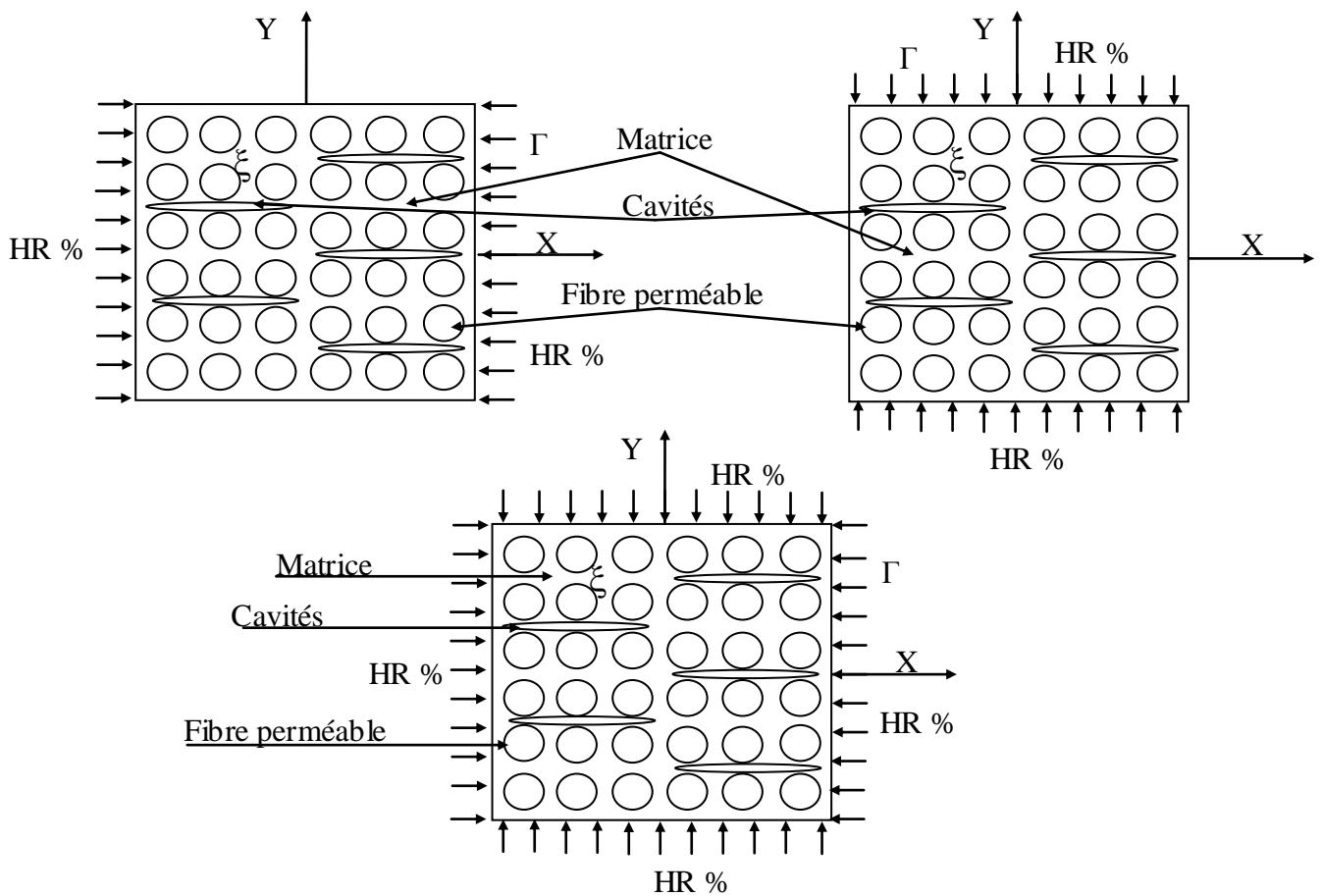


Figure IV.23 VER relatif au composite endommagé à fibre perméable (A) : diffusion unidirectionnelle selon l'axe X. (B): selon l'axe Y. (C): selon XY

IV.4.1.1 Résolution du problème

Pour la résolution du problème de diffusion nous adoptons la même démarche suivie dans le cas du composite endommagée à fibre imperméable, l'équation (4.14) sera adimensionnée. Les paramètres utilisés dans résolution correspondants à ceux du Tableau VI.12. Pour la valeur du coefficient de diffusion d'humidité dans la cavité, nous admettons la même hypothèse proposée dans le cas de la matrice endommagée. Pour le composite, le taux de renforcement des fibres est pris égale 50% et celui des cavités est de 5%. La forme géométrique de cavité est exprimée par le paramètre λ .

Paramètre hygroscopique			
	Résine pur (5208)	vide	Fibre perméable (Lin)
Humidité Relative HR (%)	80 %	80 %	80 %
a	0.059	---	---
b	1	---	---
Coefficient de diffusion isotrope $D_{résine}$ (mm ² /s)	7.31223×10^{-8}	$D_v \gg \gg D_{résine}$	$D_f = 10^{-5} e^{(0.2633 m_f)}$
Condition aux limite sur Ω_C	$m_m^\infty = 4.72 \%$	\tilde{X}	---
Masse volumique ρ (Kg / m ³)	1265	1.196	1359
Condition aux limite entre m_m / m_f	---	---	$m_f = 1.028 e^{(0.47 m_m)}$

Tableau IV.12 Données des paramètres utilisés dans la résolution du problème de diffusion
[Alfred al., 1979, Shirrell et al. 1978, 2009, 2011, Celino., 2013]

Dans la Figure IV.24 sont présentées les cartographies de la teneur en humidité dans les trois cas à un stade transitoire. Notons que pour les trois cas, les cavités occupent les mêmes positions dans la matrice. Nous constatons que les niveaux d'humidité atteints dans le cas du composite à fibre perméable sont très importants par rapport aux autres cas. Ceci est dû aux fibres perméables qui ont accéléré le processus de diffusion, la présence des cavités ne fait qu'accélérer le processus de diffusion ceci se traduit par une pente plus prononcée de la courbe de la cinétique de diffusion pour le composite endommagée qui vient au-dessus de celle du composite sain Figure IV.25. En plus le comportement diffusif du composite endommagé à fibres perméable reste dual Fick ceci est très distincte par rapport à un comportement Fickien dans le cas de la matrice et du composite endommagé à fibre imperméable.

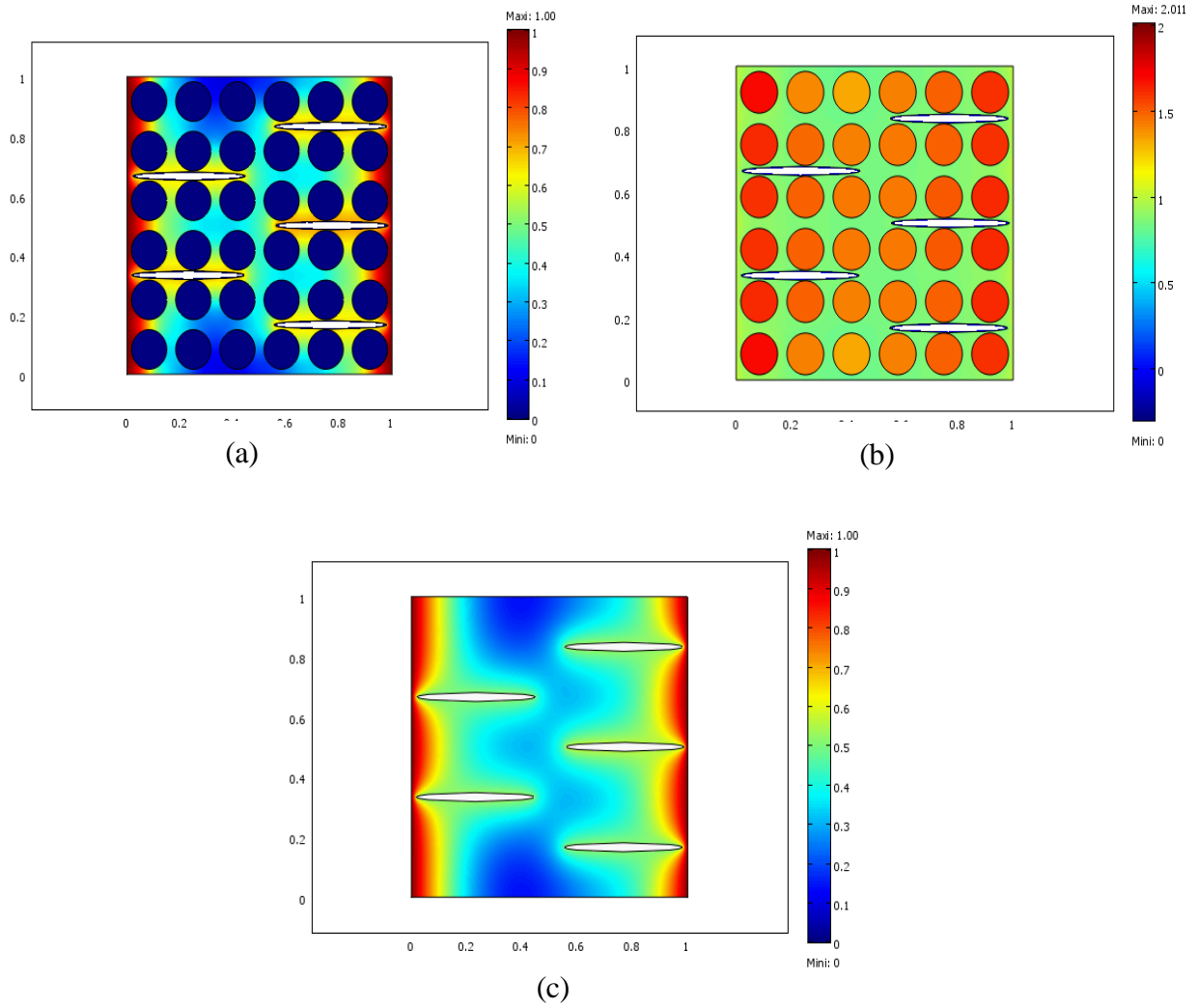


Figure IV.24 Résolution du problème de diffusion (a): composite endommagé à fibre imperméable (b): composite endommagé à fibre perméable (c): matrice endommagée (sans renfort)

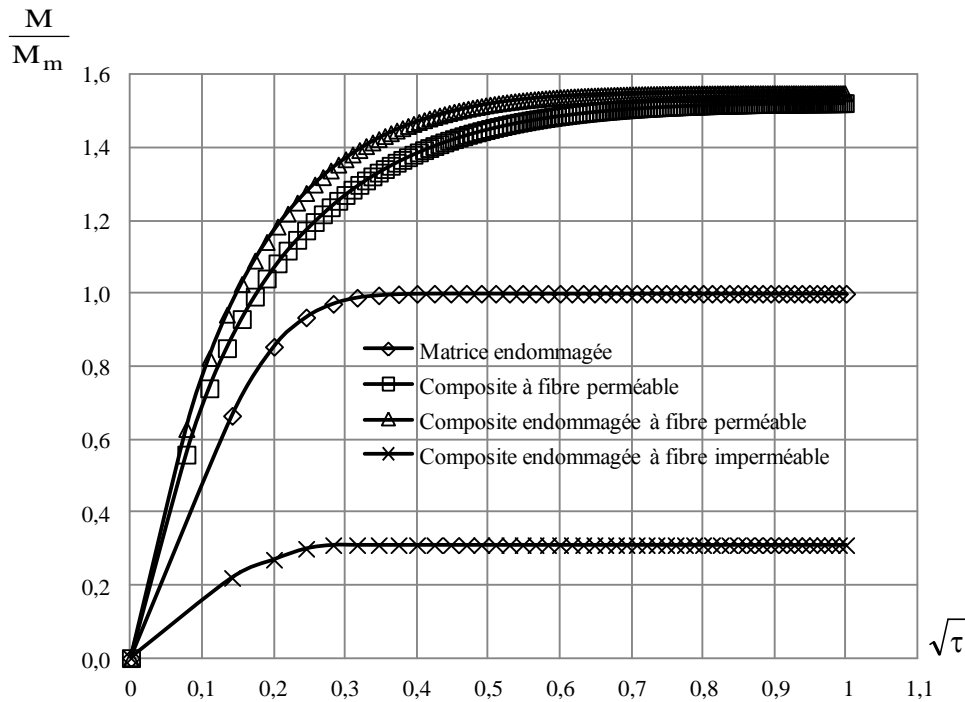


Figure IV.25 évolutions de la cinétique de diffusion dans le cas d'un composite endommagé à fibre perméable en comparaison au composite sain et à la matrice endommagée

IV.4.1.2 étude de l'effet géométrique de la fissure sur la diffusion

Comme pour les cas traités précédemment pour dévoiler l'effet de la géométrie de la cavité sur le comportement diffusif du composite endommagé à fibre perméable, nous allons considérer dans le VER pour le composite des cavités avec différentes configuration géométrique tout en en gardant la fraction volumique de ces cavités constante Figure IV.26. Ces configurations géométriques exprimées par le paramètre λ passent d'une géométrie aplatie de la cavité (faibles valeurs de λ) vers une forme de disc pour la valeur de $\lambda=1$. Notons que lorsque la cavité tend vers une forme aplatie son étendu est plus important dans VER ce qui accélère le processus de diffusion pour un chargement en humidité parallèle à cet étendu et vice-versa. Ceci peut être clairement distingué sur les cartographies de la Figure IV.26 dans le cas d'une cavité aplatie ($\lambda=0,013$) par rapport aux autres configurations géométriques. D'autre part les écarts entre les courbes de la cinétique de diffusion issues de cette solution semblent confirmer ces constations dans le cas d'un chargement dans le sens des X Figure IV.27-a. Ceci est dû à l'étendu de la cavité dans le sens des X ce qui accélère la diffusion, les bords de cette cavité sont très proches aux bords du VER où le chargement en humidité est appliqué et de fait que la diffusion se fait très rapidement dans la cavité, l'humidité atteint une grande partie du VER dans un laps du temps. Le phénomène est inversé lorsque la cavité tend vers des formes concaves. Pour un chargement selon le sens des Y l'étendu de la cavité est moins important dans le VER, en plus la différence dans la configuration géométrique ne donne pas un écart significatif de l'étendu de la cavité dans le VER ce qui rend l'effet géométrique très minime sur la diffusion. Cela est confirmé par la conformité de la cinétique de diffusion pour toutes configurations géométriques Figure IV.27-b.

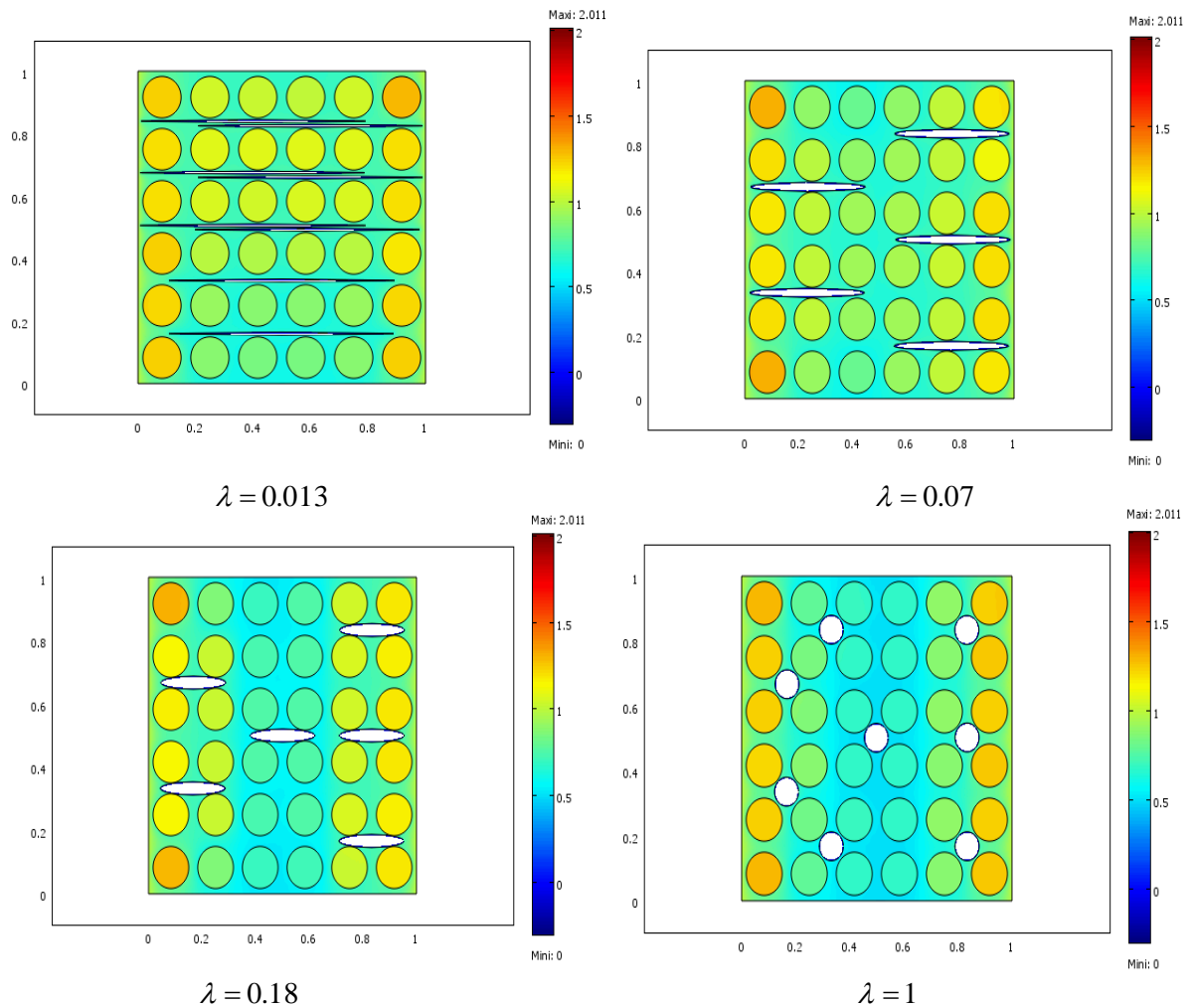


Figure IV.26 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de cavité à un stade intermédiaire pour une fibre perméable

D'autre part les résultats d'identification pour les coefficients de diffusion effectifs concordent avec ces constatations. Dans le cas de chargement dans les sens des X Tableau IV.13 les coefficients de diffusion identifiés pour une cavité aplatie sont nettement supérieure à ceux identifiés dans le cas d'une cavité en forme de disque. Cela est évident même pour le deuxième stade de diffusion.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_V = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon X</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0.013$	5.85	0.81	0.7552	0.7901
$\lambda = 0.07$	5.72	0.75	0.7323	0.8131
$\lambda = 0.18$	4.83	0.65	0.7381	0.8030
$\lambda = 1$	4.23	0.54	0.7553	0.7841

Tableau IV.13 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.27-a)

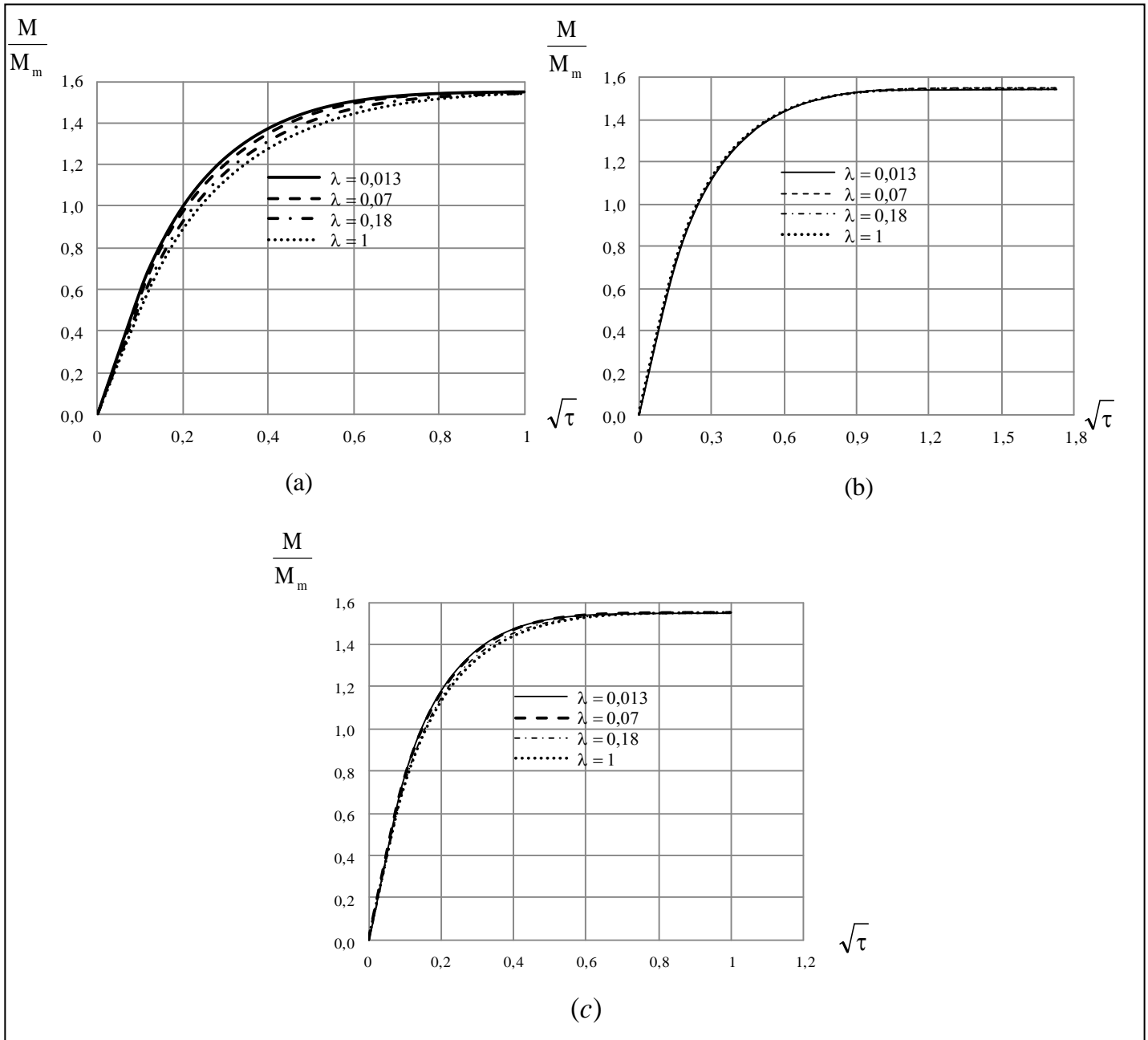


Figure IV.27 Evolution de la cinétique de diffusion pour un composite endommagée pour différentes configuration géométrique de la fissures du VER, a : selon X, b : Selon Y, c : Selon XY. Les valeurs des coefficients de diffusion effectifs identifiés dans le cas d'une diffusion dans le sens des Y sont quasiment identique pour les deux stades de diffusion ce qui confirme ce qu'a été avancé pour ce cas.

Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation				
$f_v = 5\%$	Composite endommagé ($v_f = 50\%$)			
Chargement selon Y				
	D_{Y1}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0.013$	4.04	0.51	0.7608	0.7772
$\lambda = 0.07$	3.96	0.50	0.7832	0.7588
$\lambda = 0.18$	4.29	0.53	0.7492	0.7909
$\lambda = 1$	4.04	0.51	0.7777	0.7647

Tableau IV.14 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.27-b)

Les valeurs de coefficients de diffusion effectifs identifiés dans le cas d'un chargement bidirectionnel (dans le sens XY) montrent l'effet significatif de la géométrie de cavité sur le processus de diffusion dans le VER. Il apparue évident que le processus de diffusion est d'autant plus accentué lorsque la cavité tend vers une forme aplatie d'autre part une anisotropie de diffusion est affichée, cette anisotropie tend à disparaître lorsque la forme de cavité tend vers celle d'un disque.

Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation								
$f_v = 5\%$	Composite endommagé ($v_f = 50\%$)							
Chargement selon XY								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
$\lambda = 0.013$	5	3.47	0.8	0.5	0.7321	0.8165	1.44	1.58
$\lambda = 0.07$	4.7	3.26	0.75	0.5	0.7352	0.8137	1.44	1.5
$\lambda = 0.18$	3.5	3.12	0.6	0.49	0.7617	0.7857	1.12	1.22
$\lambda = 1$	3.22	3.09	0.5	0.47	0.7759	0.7721	1.04	1.05

Tableau IV.15 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.27-c)

IV.4.2 Cas d'endommagement sous forme cohésion fibre /matrice

Dans ce qui suit nous allons voir le cas où l'endommagement se manifeste sous forme d'une décohésion entre la fibre et la matrice. La formulation du problème est analogue à celle présentée dans le cas de la fibre imperméable, dans ce cas la seule différence c'est que nous avons une interface diffusive en plus, celui entre la cavité et la fibre Figure IV.28.

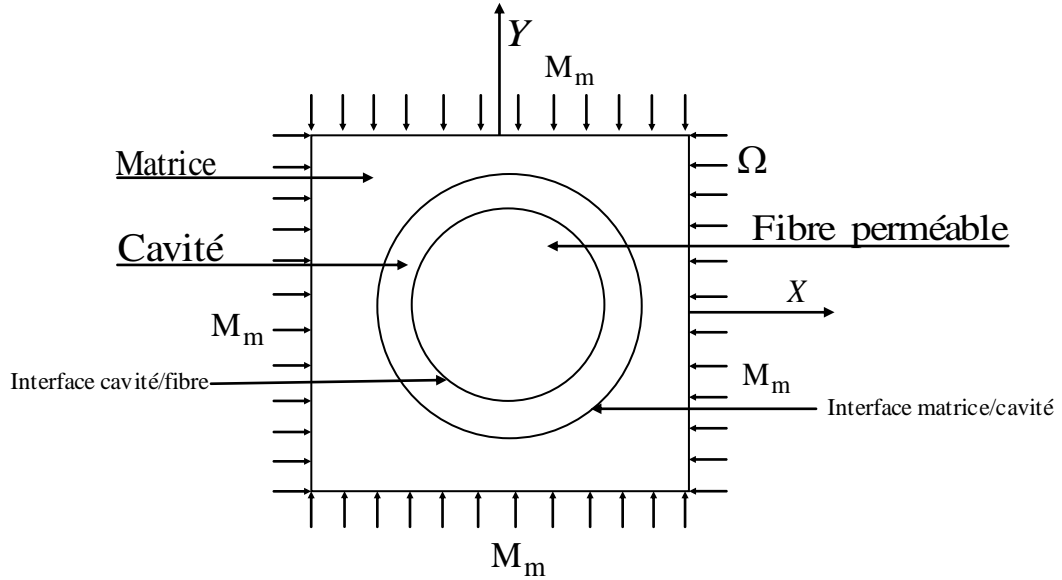


Figure IV.28 VER relatif au composite endommagé à fibre perméable pour une cavité décohésions: diffusion selon XY

Dans ce cas le problème à résoudre sur le VER est exprimé par :

$$\left\{ \begin{array}{ll} \frac{\partial m(x, y, t)}{\partial t} = D_\alpha \Delta m(x, y, t) & \text{dans chaque phases} \\ m_m = f(\tilde{X}) & \text{à l'interface cavité/matrice} \\ m(x, y, t) = M_m & \text{aux bord de la résine } \Gamma \times \mathbb{R}_*^+ \\ m_f(x, y, t) = f(\tilde{X}) & \text{intereface cavité/fibre} \\ m(x, y, 0) = m_0(x, y) & \forall x, y \in \xi \end{array} \right. \quad (4.15)$$

A l'interface matrice /cavité, la teneur dans la cavité est en fonction de la teneur dans la matrice donnée par l'équation (3.9) soit :

$$\tilde{X} = 0,622 \times \frac{P_{vs} \times (m_m / \alpha)}{100 \times P_{atm} - P_{vs} \times (m_m / \alpha)} \quad (4.16)$$

D'autre part à l'interface cavité/fibre nous utilisons l'équation (4,10) avec l'expression qui donne la teneur dans l'humidité en fonction de l'humidité relative dans la cavité soit :

$$HR = \frac{\tilde{X} \times P_{atm} \times 100}{P_{vs} \times (\tilde{X} + 0.622)} \quad (4.17)$$

En utilisant ces trois équations nous aboutissons l'expression qui donne la teneur dans la fibre en fonction de celle dans la matrice soit finalement :

$$m_f = 0.941e^{197.65\tilde{X}} \quad (4.18)$$

Pour la résolution du problème nous suivons la même démarche suivie dans le cas du composite sain. Les données des paramètres utilisées sont ceux du Tableau IV.12.

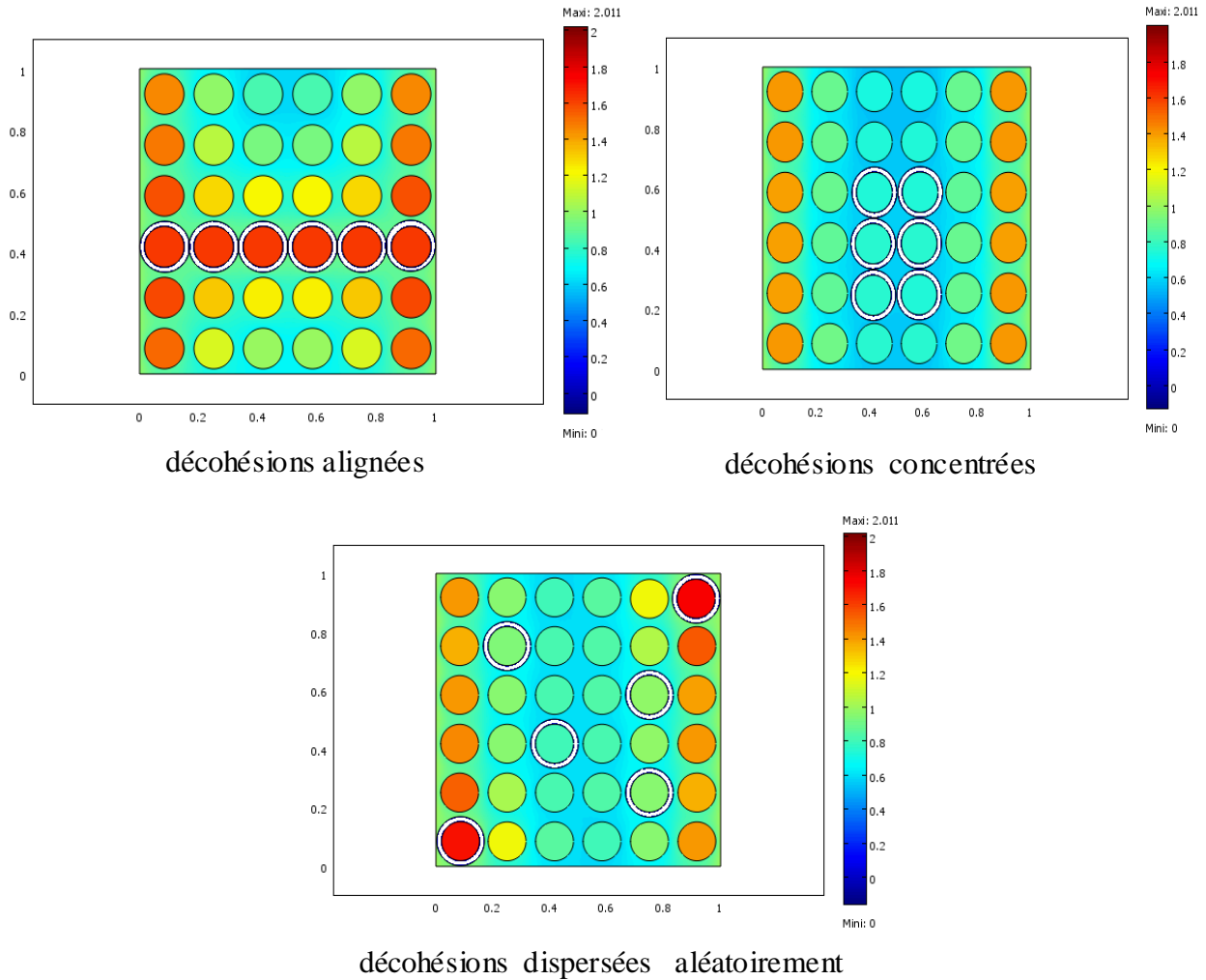


Figure IV.29 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de la fissure à un stade intermédiaire : cas de décohésion fibre perméable/matrice

Dans la Figure IV.29 sont illustrées les cartographies de la diffusion pour différentes dispersions pris au même stade transitoire de diffusion pour un chargement en humidité dans le sens des X. Nous pouvons constater qu'une distribution alignée des décohésions dans le sens du chargement accélère la diffusion dans le VER par rapport aux autres distributions.

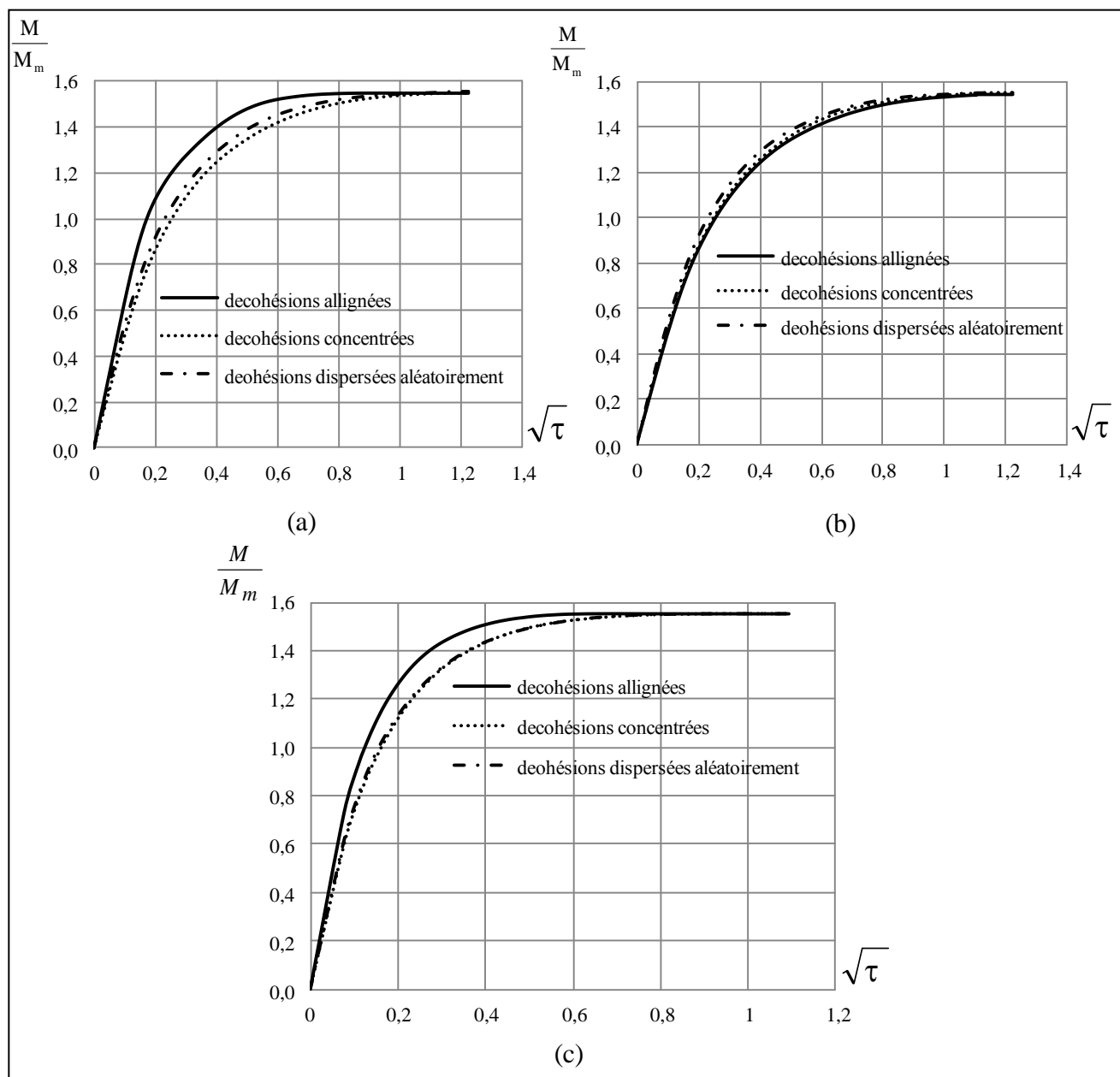


Figure IV.30 Courbes de teneur moyenne en humidité dans le composite à fibre perméable selon XY, (a): Matrice (b): Fibre (c): Composite

Les courbes de l'évolution de la cinétique de diffusion de la Figure IV.30 confirment ce fait, pour un chargement en humidité dans le sens X, nous constatons un écart important entre la courbe pour une distribution des décohésions alignées et les courbes pour les autres distributions. Dans les cas de trois chargements et pour toutes les distributions, l'évolution de la cinétique de diffusion est de type Dual Fick. D'autre part, les valeurs de coefficient de diffusions effectives identifiées (Tableau IV.16) mettent en évidence ce constat. Pour un chargement dans le sens des Y, les évolutions de la cinétique de diffusion pour les trois distributions sont quasiment identiques Tableau IV.17. Pour un chargement bidirectionnel (dans le sens XY), l'écart est très significatif entre la courbe pour une distribution alignée et les autres qui sont conformes. Dans le Tableau IV.18 sont présentés les résultats d'identification pour ces trois distributions. Ces résultats confirment les remarques ci-

dessus. Une anisotropie est perçue pour une distribution aligné et qui presque identiques pour les deux stages. Pour les autres distributions elle est quasiment inexistante.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon X</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
Décohésions alignées	6.7	0.83	0.8396	0.7102
Décohésions concentrées	3.75	0.44	0.7830	0.7592
Décohésions aléatoire	4.38	0.52	0.7980	0.7490

Tableau IV.16 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.30-a)

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon Y</i>				
	D_{Y1}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2
Décohésions alignées	3.57	0.42	0.8073	0.7383
Décohésions concentrées	3.87	0.47	0.7786	0.7672
Décohésions aléatoire	4.3	0.51	0.8109	0.7360

Tableau IV.17 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.30-b)

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>								
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>							
<i>Chargement selon XY</i>								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}		D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
Décohésions alignées	7	3.74	1.1	0.55	0.7413	0.8085	1.87	1.97
Décohésions concentrées	3.10	3.22	0.43	0.45	0.7794	0.7696	0.96	0.93
Décohésions aléatoire	3.38	3.34	0.45	0.44	0.7928	0.7563	1.01	1.02

Tableau IV.18 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.30-b)

IV.4.3 Cas d'une fissure débouchante

Dans ce cas, le problème est similaire à celui du composite imperméable avec une seule différence c'est que la fibre est perméable. Comme il a été mentionné auparavant une cavité qui se débouche vers l'extérieur du VER ne fait qu'augmenter la frontière de celui-ci et par la suite sa présence ne peut être interpréter que par une condition supplémentaire aux frontières. Les cartographies de la Figure IV.31 sont issues de la résolution du problème de diffusion dans le cas d'une cavité avec différentes configurations géométriques correspondant à celles considérées dans le cas d'une cavité interne. De ces cartographies pris au même stade transitoire s'aperçoit que lorsque la cavité tend vers formes aplaties, l'humidité attient rapidement l'ensemble du VER contrairement au cas où la cavité tend vers des forme concave. Les courbes de la cinétique de diffusion viennent pour confirmer ce fait pour un chargement en humidité dans le sens de l'étendu (sens des X) de cavité dans le VER (Figure IV.32-a), la même remarque vaut pour un chargement XY (Figure IV.32-c). Pour un chargement dans le sens inverse (sens des Y) les faits sont inversés (Figure IV.32-b). Ce ci

implique une anisotropie de diffusion entre les deux sens. D'autre par ces courbes exhibe un comportement diffusif de type Dual Fick. Les résultats d'identification des coefficients de diffusion effectifs présentés dans les tableaux IV.19-20-21 appuyant les remarques mentionnées ci-dessus

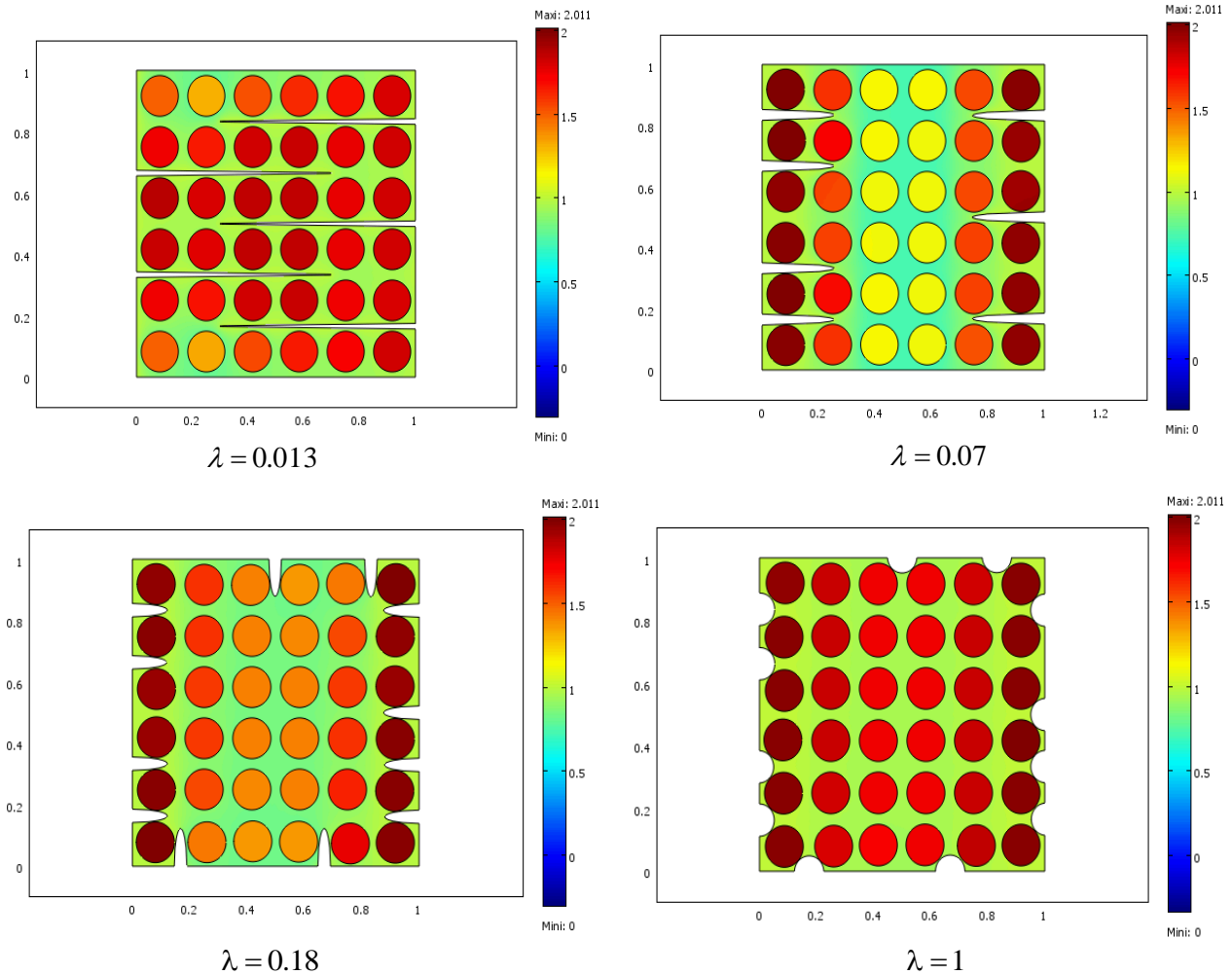


Figure IV.31 Cartographie de la diffusion pour différentes configurations géométriques de la fissure à un stade intermédiaire : cas d'une cavité débouchante

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon X</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0.013$	31	4.23	0.8951	0.6545
$\lambda = 0.07$	15.6	1.17	0.9630	0.5853
$\lambda = 0.18$	7.5	0.55	0.8605	0.6821
$\lambda = 1$	6.14	0.55	0.8559	0.6870

Tableau IV.19 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.32-a)

A partir de ces résultats nous pouvons constater les mêmes remarques mentionnées dans le cas des fibres imperméables, des valeurs pour les coefficients de diffusion très importantes parallèlement à une anisotropie plus prononcée lorsque la cavité tend vers formes allongées.

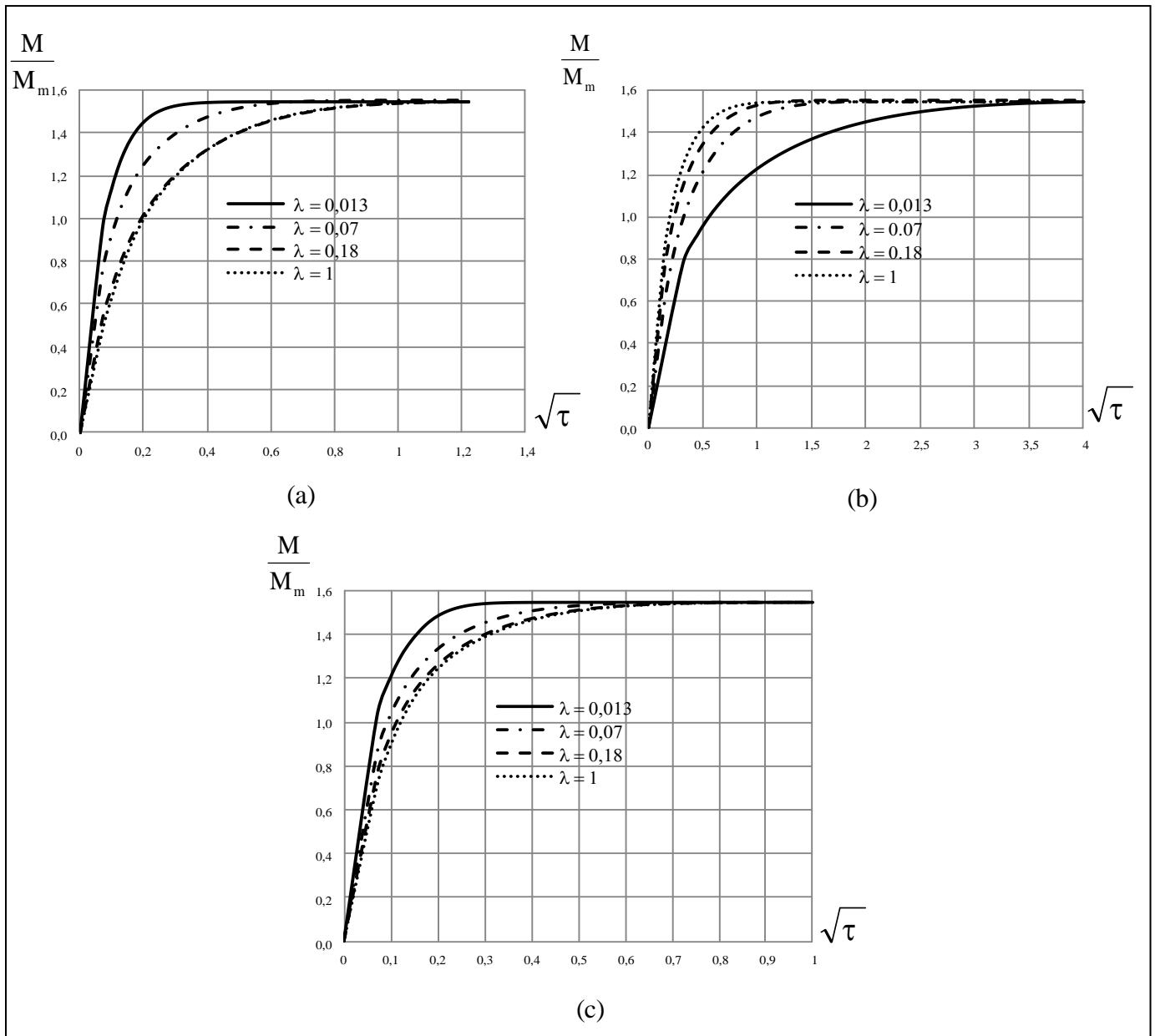


Figure IV.32 Evolution de la cinétique de diffusion dans le cas d'endommagement sous forme d'une fissure débouchante (a) selon X, (b) Selon Y, (c) Selon XY.

<i>Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation</i>				
$f_v = 5\%$	<i>Composite endommagé ($v_f = 50\%$)</i>			
<i>Chargement selon Y</i>				
	D_{X1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	M_1	M_2
$\lambda = 0,013$	0.96	0.046	0.9164	0.6211
$\lambda = 0,07$	2.53	0.22	0.8295	0.7146
$\lambda = 0,18$	4.06	0.36	0.8891	0.6588
$\lambda = 1$	5.26	0.57	0.9032	0.6449

Tableau IV.20 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.32-b)

Coefficients de diffusion effective et teneurs à saturation								
$f_V = 5\%$	Composite endommagé ($v_f = 50\%$)							
Chargement selon XY								
	D_{X1}^{eff}	D_{Y1}^{eff}	D_{X2}^{eff}	D_{Y2}^{eff}	M_1	M_2	\tilde{A}_1	\tilde{A}_2
$\lambda = 0.013$	37	1.14	6	0.065	0.7264	0.8236	32.29	91.95
$\lambda = 0.07$	14.5	2.35	1.5	0.28	0.9415	0.6071	6.16	5.31
$\lambda = 0.18$	7.5	5.06	0.67	0.44	0.9318	0.6158	1.48	1.52
$\lambda = 1$	5.3	4.56	0.48	0.5	0.9327	0.6141	1.16	0.96

Tableau IV.21 Résultats d'identification pour les paramètres de diffusion (Figure IV.32-c)

Dans la Figure IV.33 sont tracées les courbes des coefficients effectifs obtenus pour un chargement en humidité dans le sens des X en fonctions de la configuration géométrique de la cavité exprimée par le paramètre λ . Dans le cas d'une cavité centrale, pour les trois cas, ces courbes présentent un pic pour une géométrie aplatie de la cavité ensuite le coefficient de diffusion décroît au fur et à mesure que la géométrie tend vers celle d'un disc. Les valeurs des coefficients de diffusion obtenues dans le cas du composite endommagé à fibres perméables et la matrice endommagée sont supérieures à celles obtenues dans le cas du composites endommagé à fibres imperméables. En revanche l'anisotropie de la diffusion (Figure IV.34) affichée dans le cas du composite à fibres imperméables est nettement supérieure à celle obtenue dans le cas du composite à fibres perméable et de la matrice seule qui sont quasiment conformes. Notons que dans le cas du composite à fibres perméable dont la cinétique de diffusion correspond à celle du dual Fick l'anisotropie reste inchangée pour les deux stages de diffusion.

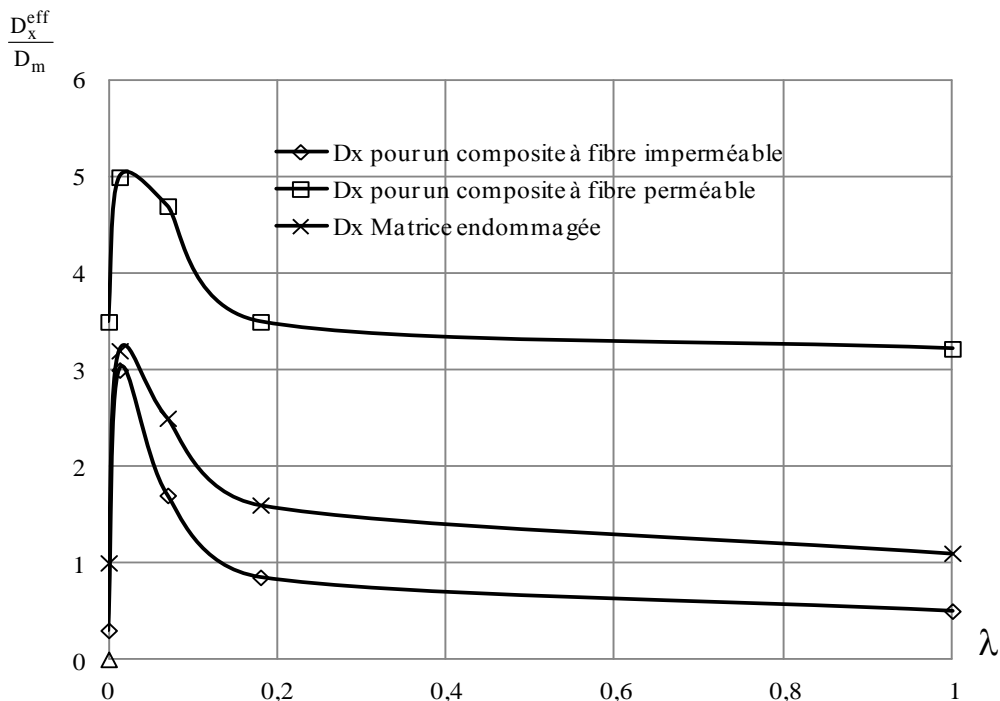


Figure IV.33 Comparaison entre les coefficients de diffusion effectifs pour une cavité centrale

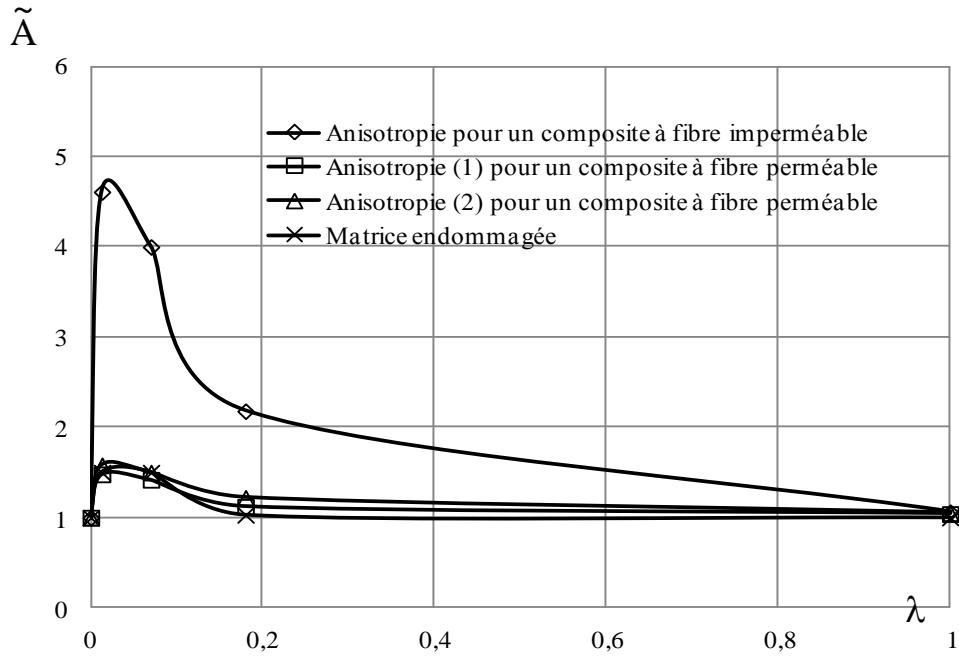
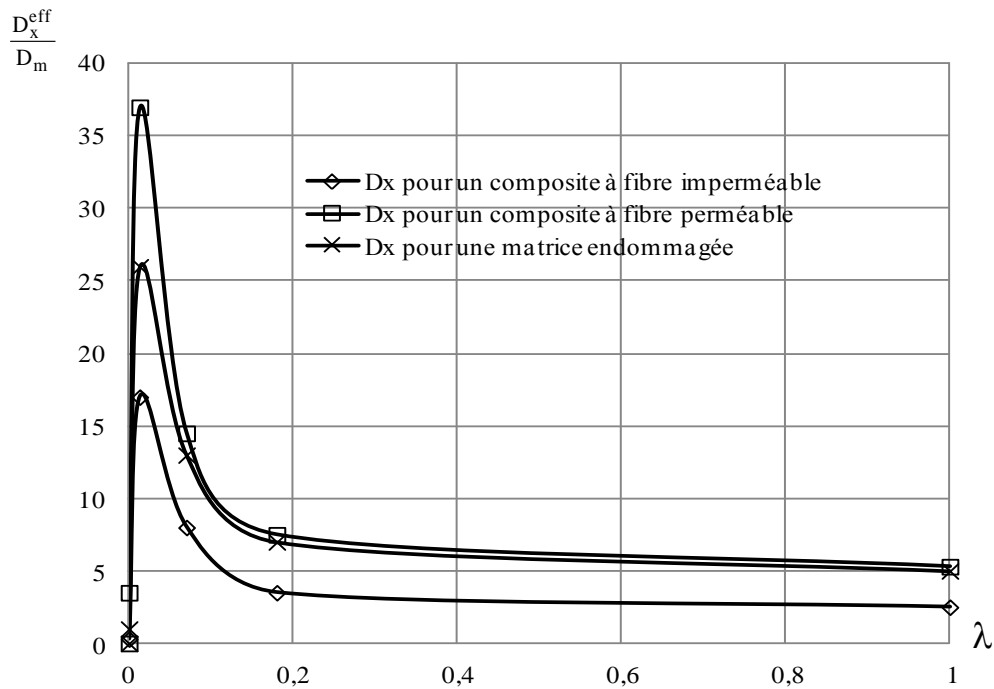


Figure IV.34 Comparaison de l'anisotropie pour une cavité centrale

Dans la Figure IV.35 sont tracés les coefficients de diffusion effectifs identifiés dans le cas d'une cavité débouchante. Nous constatons que les valeurs des coefficients de diffusion identifiés sont très importantes par rapport à celles du cas de la cavité centrale. Dans ce cas les constatations faites sur l'allure de ces courbes correspondant au cas de la cavité centrale.



IV.35 Comparaison entre les coefficients de diffusion effectifs pour une cavité débouchante

En ce qui concerne l'anisotropie présentée sur la Figure IV.36. Pour les trois cas, les valeurs de cette dernière sont plus importantes et surtout dans le deuxième stage de diffusion. Elles sont 20 fois plus importantes que les valeurs affichées dans le cas d'une cavité en volume. Ceci est dû au fait que les coefficients de diffusion pour un chargement dans les directions des X sont plus importants par rapport à ceux identifiés dans le cas d'un chargement dans le sens des Y dans lequel la cavité joue le rôle d'un obstacle à la diffusion.

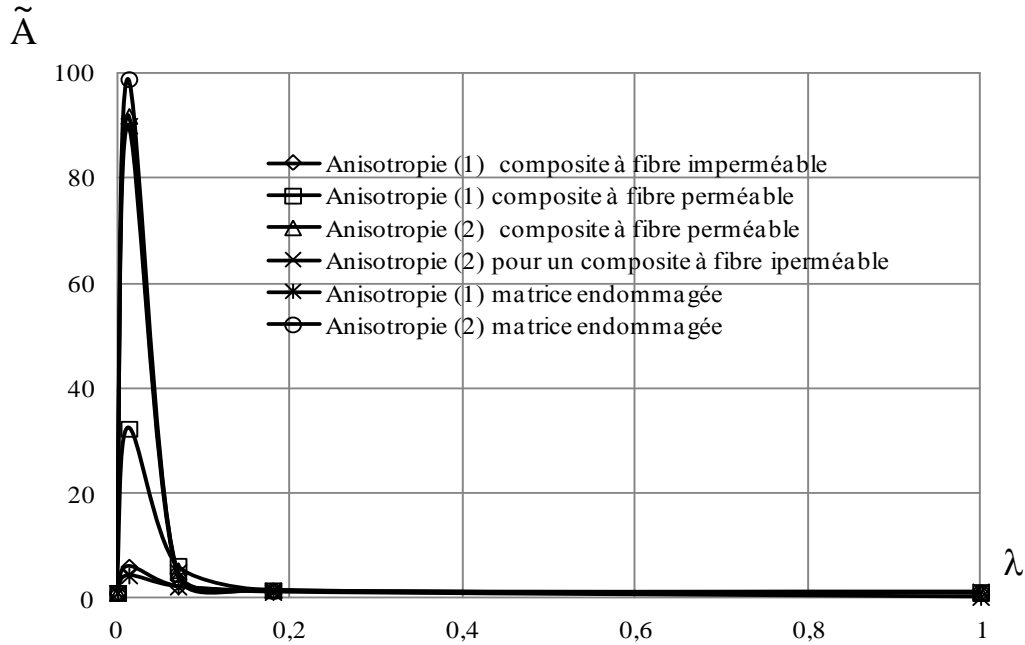


Figure IV.36 Comparaison de l'anisotropie pour une cavité débouchante

VI.5 Couplage diffusion état mécanique en présence d'endommagement

Cette partie sera consacrée à la formulation du modèle couplé en présence d'endommagement. Nous considérons ici un couplage instantané entre la diffusion d'humidité et l'état mécanique partant de l'hypothèse que l'état mécanique n'influe pas sur l'évolution l'endommagement. Autrement dit nous ne tenons pas compte d'une éventuelle cinétique de l'endommagement et que ce dernier reste constant au cours du processus de diffusion. Ce cas de figure a été mis en évidence par plusieurs travaux expérimentaux notons parmi les pertinents celui de (Mercier, 2006). Au départ notre matériau composite est considéré endommagé et représentant un certain taux d'endommagement. Dans ce qui suit nous allons commencer de voir l'effet de la présence d'endommagement sur les paramètres de diffusion: coefficient de diffusion et la masse à saturation.

VI.5.1 Effet de l'endommagement sur la teneur à saturation:

Nous pouvons dire que la présence de l'endommagement dans un milieu à deux caractères, celui de l'affaiblissement du milieu de point de vue physique et l'autre c'est l'augmentation du taux volumique du vide. Comme nous l'avons déjà vu dans des études ultérieures (...) l'augmentation du taux volumique de vide donne lieu à des niveaux de saturation plus élevés, ici il est primordial de voir les deux aspects combinés. Dans un premier temps, on doit commencer par la détermination de l'expression de la teneur à saturation en tenant compte de la présence de l'endommagement. Pour cette expression, et selon notre VER composé d'une fibre longue à forme cylindrique noyée dans une matrice de forme similaire. Nous supposons que la totalité de cet endommagement est localisé dans la matrice Figure VI.37, Dans ce cas, la concentration moyenne dans la matrice est donnée par :

$$C_{VER} = (1 - v_f)C_m + v_f C_f \quad (4.18)$$

En considérant la relation entre la teneur et la concentration :

$$M_\alpha = \frac{C_\alpha}{\rho_\alpha} \quad (4.19)$$

Sous chargement mécanique, la teneur à saturation dans le VER s'écrit :

$$\tilde{M}_{VER}^\sigma = (1 - v_f) \frac{\tilde{\rho}_m}{\rho_{VER}} \tilde{M}_m^\sigma + v_f \frac{\rho_f}{\rho_{VER}} M_f^\sigma \quad (4.20)$$

Où ρ_{VER} et $\tilde{\rho}_m$ sont respectivement, la masse volumique du VER et de la matrice endommagée.

Dans le cas où la fibre est imperméable, nous avons $M_f^\sigma = 0$

$$\tilde{M}_{VER}^\sigma = (1 - v_f) \frac{\tilde{\rho}_m}{\rho_{VER}} \tilde{M}_m^\sigma \quad (4.21)$$

D'autre part la masse volumique dans le VER est donnée par :

$$\rho_{VER} = v_m \tilde{\rho}_m + v_f \rho_f \quad (4.22)$$

Avec:

$$\tilde{\rho}_m = \rho_m (1 - f_v) \quad (4.23)$$

Où ρ_m la masse volumique de la matrice saine et $\tilde{\rho}_m$ celle de la matrice au vide. La teneur à saturation sous chargement mécanique dans la matrice est donnée par (Neumann et Marom, 1985).

$$\tilde{M}_m^\sigma = \tilde{M}_m^0 + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m \frac{\rho_e}{\tilde{\rho}_m} \quad (4.24)$$

Dans ce cas si en assimilant la fraction volumique v_v dans le volumique de VER :

$$\tilde{M}_m^0 = \frac{\rho_e}{\tilde{\rho}_m} \tilde{v}_0^f \quad (4.25)$$

Avec:

$$\tilde{v}_0^f = \left(\frac{V_{libre}}{V_{totale}(1-f_v)} \right) \quad (4.26)$$

D'autre part par définition la fraction du volume libre v_0^f est donné par :

$$v_0^f = \frac{V_{libre}}{V_{totale}} \quad (4.27)$$

En remplaçant par (4.27) dans (4.26) nous obtenons finalement :

$$\tilde{v}_0^f = \frac{v_0^f}{(1-f_v)} \quad (4.28)$$

Où \tilde{v}_0^f est la fraction volumique de volume libre de la matrice à l'état endommagé. En remplaçant par l'expression (4.28) dans (4.25) nous obtenons :

$$\tilde{M}_m^0 = \frac{\rho_e}{\tilde{\rho}_m(1-f_v)} v_0^f \quad (4.29)$$

Finalement nous aboutissons à l'expression de la teneur à saturation dans la matrice endommagée soit :

$$\tilde{M}_m^\sigma = \frac{\rho_e}{\tilde{\rho}_m} \left(\left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_{VER} \right) \quad (4.30)$$

Où $\left(\frac{\Delta V}{V} \right)_{VER}$ est la déformation volumique dans le VER.

Si nous remplaçons dans (4.30 et 4.29) par l'expression de la fraction volumique occupée par la fissure en fonction du taux d'endommagement et le paramètre de Kachanov donné par (2.38) soit :

$$f_v = \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})}$$

Pour (4.29) :

$$\tilde{M}_m^0 = \frac{\rho_e}{\tilde{\rho}_m} \left(\left(\frac{v_0^f}{\left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})} \right)} \right) \right) \quad (4.31)$$

Et pour (4.30)

$$\tilde{M}_m^\sigma = \frac{\rho_e}{\tilde{\rho}_m} \left(\left(\frac{v_0^f}{\left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})} \right)} \right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right) \right) \quad (4.32)$$

Avec

$$\bar{K} = \frac{\pi(1-\nu^2)}{2} \frac{\lambda}{\lambda_e}$$

VI.5.2 Effet de l'endommagement sur le coefficient de diffusion

En se basant sur les travaux de (Neumann et Marom, 1985, 1986 ; Gueribiz et al., 2010, 2013), l'expression de coefficient obtenue dans le cas d'un chargement mécanique et en présence d'endommagement sous forme de fissures ou de cavités et sous l'hypothèse de considérer que la totalité de ce vide est localisée dans la matrice, on arrive à l'expression du coefficient de diffusion de la matrice est donné par soit :

$$\ln \left(\frac{\tilde{D}_m^\sigma}{\tilde{D}_m} \right) = \tilde{a} \left(\frac{1}{\tilde{\nu}_0^f} - \frac{1}{\tilde{\nu}_\sigma^f} \right) \quad (4.33)$$

Où \tilde{a} est la constante de proportionnalité relative à la matrice endommagée. \tilde{D}_m et \tilde{D}_m^σ sont respectivement les coefficients de diffusion de la matrice à l'état libre et sous contraintes. ν_0^f et ν_σ^f sont respectivement les fractions volumiques de volume libre à l'état libre et à l'état contraint. Soit finalement en remplaçant par (4.28).

$$\ln \left(\frac{\tilde{D}_m^\sigma}{\tilde{D}_m} \right) = \tilde{a} \left(\frac{1}{\left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right)} - \frac{1}{\tilde{\nu}_\sigma^f} \right) \quad (4.34)$$

Où

$$\tilde{\nu}_\sigma^f = \tilde{\nu}_0^f + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m \quad (4.35)$$

\tilde{v}_σ^f \tilde{v}_0^f sont respectivement la fractions volumique de volume libre de la matrice endommagée sous chargement mécanique et à l'état libre sans chargement. En remplaçant par (4.28) dans (4.35) nous obtenons :

$$\tilde{v}_\sigma^f = \left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m \quad (4.36)$$

Où $\left(\frac{\Delta V}{V} \right)_m$ est la déformation volumique de la matrice exprimée par :

$$\left(\frac{\Delta V}{V} \right)_m = \varepsilon_{rr}^m + \varepsilon_{\theta\theta}^m + \varepsilon_{zz}^m \quad (4.37)$$

En remplaçant par (4.36) dans (4.34), nous obtenons l'équation (4.38).

$$\ln \left(\frac{\tilde{D}_m^\sigma}{\tilde{D}_m} \right) = \left(\frac{\tilde{a} \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m}{\left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right) \left(\left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m \right)} \right) \quad (4.38)$$

Si nous supposons qu'un taux de vide qui ne dépasse pas le seuil admissible ne produit pas un changement significatif dans le coefficient de proportionnalité $\tilde{a} = a$. Finalement nous avons le coefficient de diffusion de la matrice fissuré sous chargement mécanique soit :

$$\tilde{D}_m^\sigma = \tilde{D}_m \cdot \tilde{\delta}_{Dolli} \quad (4.39)$$

Avec :

$$\tilde{\delta}_{Dolli} = \exp \left(\frac{a \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m}{\left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right) \left(\left(\frac{v_0^f}{(1-f_v)} \right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0} \right)_m \right)} \right) \quad (4.40)$$

En remplaçant par le paramètre de Kachanov, nous obtenons le coefficient de diffusion de la matrice endommagée sous chargement mécanique en fonction du taux d'endommagement soit :

$$\ln\left(\frac{\tilde{D}_m^\sigma}{\tilde{D}_m}\right) = \left[\frac{a\left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)_m}{\left(\frac{v_0^f}{\left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})}\right)}\right)\left(\frac{v_0^f}{\left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})}\right)}\right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)_m} \right] \quad (4.41)$$

Avec :

$$\tilde{\delta}_{Dolli} = \exp \left[\frac{\tilde{a}\left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)_m}{\left(\frac{v_0^f}{\left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})}\right)}\right)\left(\frac{v_0^f}{\left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})}\right)}\right) + \left(\frac{\Delta V}{V_0}\right)_m} \right] \quad (4.42)$$

VI.5.3 Effet de l'endommagement sur le coefficient d'expansion hygroscopique

Pour le coefficient d'expansion hygroscopique, on utilise généralement des modèles identiques pour les coefficients de dilatation thermique. Le modèle de (Tsai-Hahn, 1980) est parmi les modèles les plus représentatif, il donne une estimation très satisfaisante pour le coefficient d'expansion hygroscopiques dans le cas des composites à matrice polymérique. En remplaçant dans la formulation de ce modèle la fibre par la cavité, nous obtenons les coefficients d'expansion hygroscopiques pour la matrice endommagée soit :

$$\begin{cases} \tilde{\beta}_{11} = \beta^m \\ \tilde{\beta}_{22} = \beta^m (1 - f_v) \end{cases} \quad (4.42)$$

Soit finalement :

$$\begin{cases} \tilde{\beta}_{11} = \beta^m \\ \tilde{\beta}_{22} = \beta^m \left(1 - \frac{\tilde{d}}{\bar{K}(1-\tilde{d})}\right) \end{cases} \quad (4.43)$$

Où β^m est le coefficient d'expansion hygroscopique de la matrice

VI.5.4 Application du modèle couplé avec prise en compte de l'endommagement

Dans ce qui suit nous allons appliquer le modèle couplé à un composite endommagé à matrice polymérique. Nous considérons le VER du composite endommagé constitué des fibres unidirectionnelles imperméables, longues et parallèles noyées dans une matrice polymérique. Une adhésion parfaite est supposée être entre la fibre et la matrice en tenant compte de l'endommagement dans notre VER et en supposant que la totalité de cet endommagement est localisé dans la matrice. Dans ce cas, une configuration géométrique cylindrique est mieux adaptée pour représenter le VER raison pour la quelle un système de coordonnées cylindrique est considéré. (Figure IV.37). Ici nous appliquons directement le formalisme du modèle couplé. Pour plus de détails sur ce modèle nous renvoyons aux travaux de (Gueribiz, 2013, et Sar, 2013).

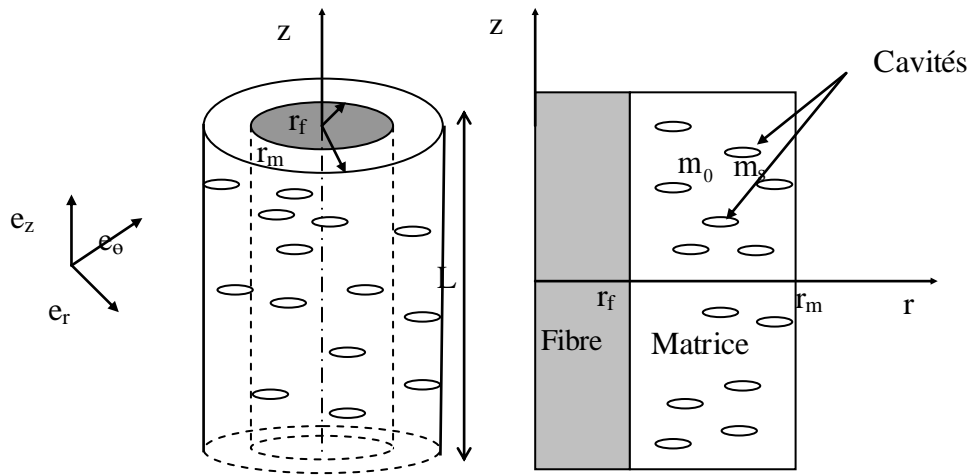


Figure IV.37 VER du matériau composite endommagé

Les paramètres nécessaires pour le couplage diffusion/état mécanique/endommagement sont déterminés dans la section précédente. Dans ce cas, les champs de contraintes dans la matrice et dans la fibre sont donnés par l'expression suivante :

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{zz} \\ \sigma_{\theta\theta} \\ \sigma_{rr} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} \tilde{L}_{zz} & \tilde{L}_{z\theta} & \tilde{L}_{z0} \\ \tilde{L}_{z\theta} & \tilde{L}_{\theta\theta} & \tilde{L}_{r\theta} \\ \tilde{L}_{z0} & \tilde{L}_{r\theta} & \tilde{L}_{rr} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{zz} - \tilde{\beta}_{zz}\Delta m \\ \varepsilon_{\theta\theta} - \tilde{\beta}_{\theta\theta}\Delta m \\ \varepsilon_{rr} - \tilde{\beta}_{rr}\Delta m \end{Bmatrix} \quad (4.44)$$

Où $\tilde{\beta}$ est le tenseur d'expansion hygroscopique de la matrice endommagée et \tilde{L} est le tenseur des rigidités élastiques de la matrice endommagée dont les constantes sont :

$$\tilde{L}_{zz} = \tilde{L}_{\theta\theta} = \tilde{L}_{rr} = \frac{(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \tilde{E} \quad (4.45)$$

$$\tilde{L}_{z\theta} = \tilde{L}_{r\theta} = \frac{\nu}{-1+\nu+2\nu^2} \tilde{E} \quad (4.46)$$

Où \tilde{E} est le module de Young de la matrice endommagé donné par (2.19).

Ces deux tenseurs sont supposés constants au cours de diffusion. Le tenseur de déformation \mathcal{E} est exprimé en fonction des déplacements soit :

$$\begin{cases} \mathcal{E}_{rr} = \frac{\partial w(r)}{\partial r} \\ \mathcal{E}_{\theta\theta} = \frac{w(r)}{r} \\ \mathcal{E}_{r\theta} = \mathcal{E}_{rz} = \mathcal{E}_{\theta z} = 0 \\ \mathcal{E}_{zz} = \frac{\partial u}{\partial z} \end{cases} \quad (4.47)$$

La composante du déplacement longitudinale suivant la direction z est exprimée dans chaque phase par :

$$u^\alpha(z) = A^\alpha z \quad (4.48)$$

Où A^α est une constante.

Selon (Jacquemin et al., 2005), la composante radiale du champ de déplacement w^m satisfait l'équation suivante :

$$r^2 \frac{\partial^2 w^m}{\partial r^2} + r \frac{\partial w^m}{\partial r} - w^m = \frac{k_m r^2 \frac{\partial \Delta m^m}{\partial r}}{L_{\theta\theta}} \quad (4.49)$$

où

$$k_m = L_{z\theta} \beta_{zz} + L_{\theta r} \beta_{\theta\theta} + L_{\theta\theta} \beta_{\theta\theta} \quad (4.50)$$

Dans le cas de matrice endommagée nous considérons :

$$\beta_{rr} = \beta_{zz} = \beta_{\theta\theta} = \tilde{\beta} \quad (4.51)$$

VI.5.4.1 Résolution du problème Mécanique

Nous considérons que la solution de l'équation différentielle (4.49) est la somme de la solution de l'équation homogène associée et d'une solution particulière. La composante radiale du champ de déplacement dans la matrice par une approximation polynomiale de la teneur en humidité transitoire obtenue par les différences finies. Pour la fibre imperméable, la composante radiale est donnée par :

$$w^f(r) = B^f r \quad (4.52)$$

Enfin, le champ de déplacement dépend 5 constantes A^m , B^m , C^m , A^f et B^f . qui sont déterminées en utilisant les conditions ci-après :

1- continuité du déplacement à l'interface fibre / matrice

$$\begin{cases} u^f(r_f) = u^m(r_f) \\ w^f(r_f) = w^m(r_f) \end{cases} \quad (4.53)$$

2- continuité des contraintes radiales à l'interface fibre/ matrice

$$\sigma_r^f(r_f) = \sigma_r^m(r_f) \quad (4.54)$$

3- conditions aux limites

$$\begin{cases} \sigma_{rr}^m(r_m) = P_{\text{ext}} & \text{Sous chargement mécanique} \\ \sigma_{rr}^m(r_m) = 0 & \text{Libre de chargement} \end{cases} \quad (4.55)$$

4- condition d'équilibre globale

$$\int_0^{r_f} r \sigma_{zz}^f dr + \int_{r_f}^{r_m} r \sigma_{zz}^m dr = 0 \quad (4.56)$$

Une fois les constantes A^m , B^m , C^m , A^f et B^f sont déterminées, nous calculons les déplacements par les expressions (4.47) et (4.48) et par la suite les déformations par (4.45) et les contraintes par (4.44). Enfin le champ de contrainte est déterminé dans la matrice et la fibre dont on peut déterminer les traces pour les contraintes et les déformations.

VI.5.4.1.2 Résolution du problème hygroscopique

Pour le modèle couplé le flux de diffusion est fonction du potentiel chimique généralisé soit :

$$J = -B(m, T) \text{grad } \mu(m, \sigma) \quad (4.57)$$

Où B représente la mobilité qui fonction de la teneur, de la température soit :

$$B_{ij} = D_{ij} \frac{m}{RT} \quad (4.58)$$

Où D_{ij} : est le coefficient de diffusion.

L'expression (4.57) peut s'écrire sous la forme suivante :

$$J = -\frac{D_m m}{RT} \left[\frac{\partial \mu(m, \sigma)}{\partial m} \frac{\partial m}{\partial r} + \frac{\partial \mu(m, \sigma)}{\partial \sigma_{kk}} \frac{\partial \sigma_{kk}}{\partial r} \right] \quad (4.59)$$

L'expression du potentiel de diffusion du fluide ou du solide (ils sont égaux après l'écriture de l'équilibre chimique) devient alors :

$$\mu(m, \sigma_{ij}) = \mu(m, 0) - \frac{\beta}{\rho_0} \sigma_{kk} \quad (4.60)$$

$\mu(m, 0)$ représente le potentiel chimique à contrainte nulles.

Avec :

$$\bar{V}_0 = \frac{1}{\rho_0} \text{ volume spécifique de diffusant dans notre cas l'eau.}$$

Ici β correspond à $\tilde{\beta}$, ici représente le coefficient d'expansion hygroscopique de la matrice endommagée. En remplaçant dans l'équation de la conservation de la masse est exprimée par :

$$\frac{\partial m}{\partial t} + \nabla J = 0 \quad (4.61)$$

Nous obtenons l'équation de diffusion à résoudre pour le problème couplé. La résolution du problème couplé à chaque instant se fait selon le schéma suivant :

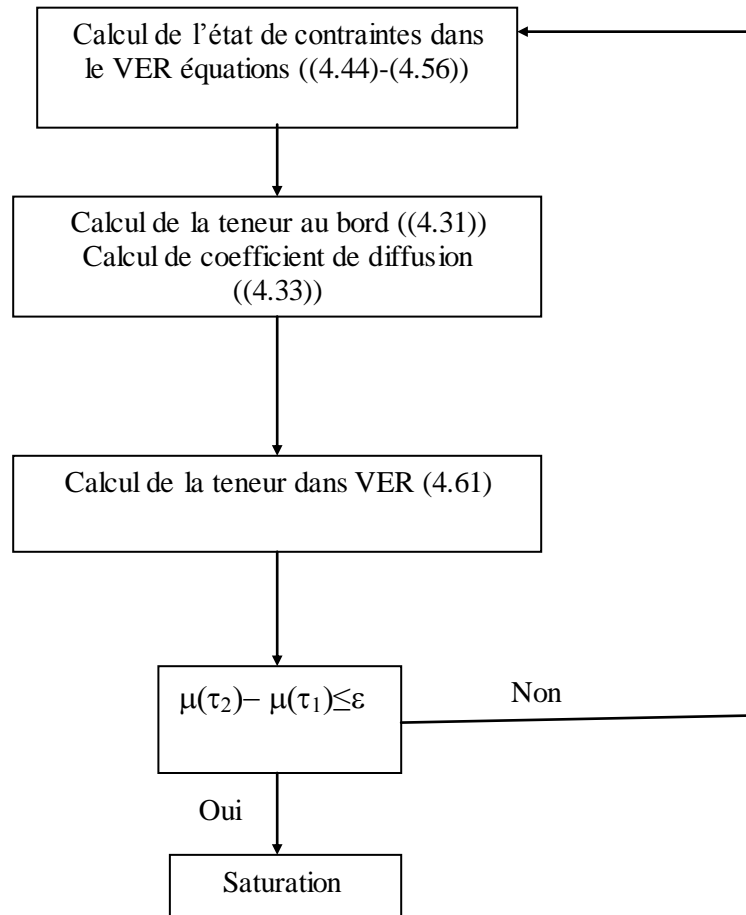


Figure IV.38 Schéma de résolution pour le modèle couplé.

Dans la Figure.39 est tracée les courbes de la cinétique de diffusion pour différentes configurations géométriques de la fissure. Au départ les courbes pour les différentes configurations sont conformes vu que l'interaction diffusion/état mécanique au premier stade de diffusion est minime. Ensuite un écart s'affiche entre ces courbes. Les courbes pour des configurations géométriques convexes passent au dessus de celles obtenues pour des configurations géométriques aplaties. Ceci est dû au fait que les coefficients élastiques est en particulier le module de Young qui gouverne l'état mécanique est moins affecté dans le cas des fissures avec des configurations géométriques aplaties par rapport au cas des configurations géométriques convexe.

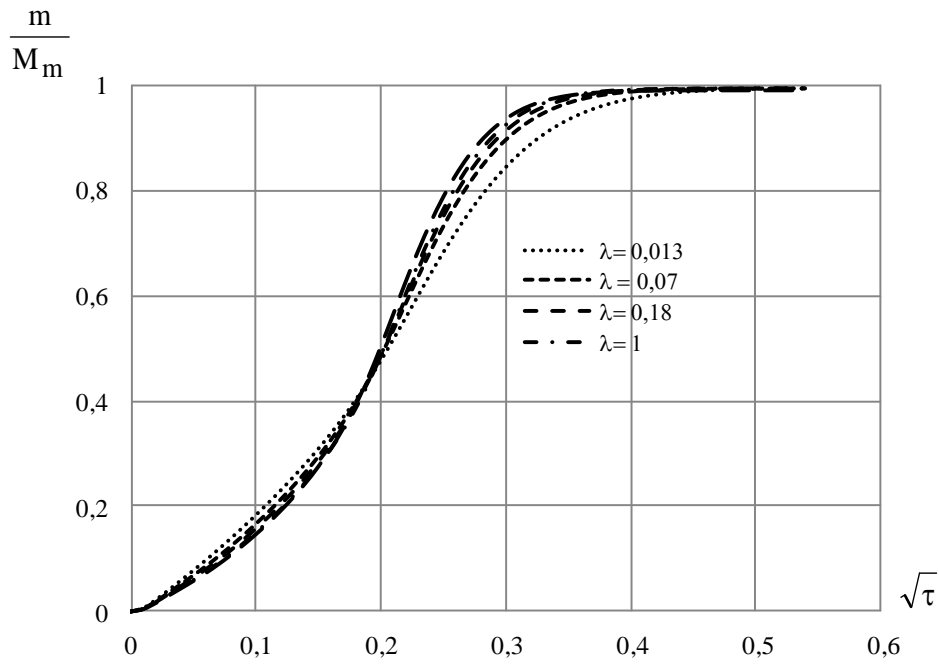


Figure IV.39 Courbes de cinétique de diffusion obtenues dans le cas du modèle couplé Pour différentes configurations géométriques.

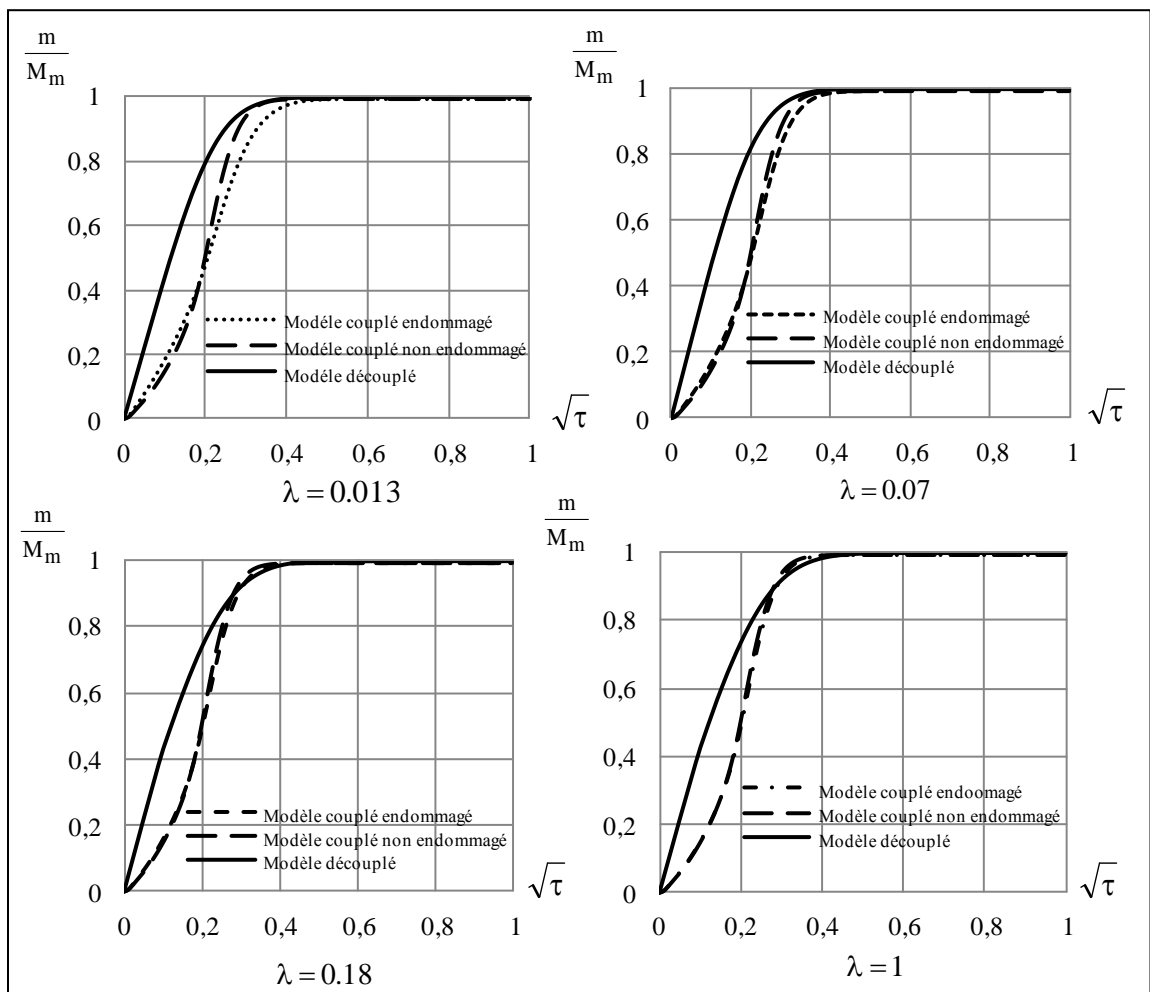


Figure IV.40 Comparaison entre les courbes de cinétique de diffusion pour le modèle couplé et découplé

Dans la Figure IV.40 sont tracées les courbes de la cinétique de diffusion dans le cas du modèle couplé et non couplé pour une configuration cylindrique du VER et d'autre pour le modèle découplé pour une configuration carré du VER. Pour une configuration carrée du VER, nous constatons dans le cas du modèle découplé, un temps à saturation moins important par rapport au cas du modèle couplé pour une configuration cylindrique. En outre, dans le cas de la configuration cylindrique du VER, la courbe de cinétique pour le modèle couplé dévoile une cinétique en deux stages qui reste inchangé pour le cas du composite endommagé. Le processus de diffusion semble plus accéléré dans le deuxième stage par rapport au premier stage. Un écart moins significatif en premier stage de diffusion et plus visible en deuxième stage pour des géométries aplaties de la fissure, cet écart tend à disparaître lorsque la fissure tend vers des formes convexes.

Conclusions générales et perspectives

Ce travail de thèse, a porté sur la modélisation du comportement hygro-mécanique d'un composite à matrice polymérique en présence d'endommagement. Ce travail avait comme objectif d'évaluer le comportement mécanique et diffusif effectifs d'un composite endommagé à matrice polymérique sans tenir compte d'une éventuelle évolution de l'endommagement.

Dans la première partie de cette thèse, le problème mécanique est abordé. Une modélisation du comportement mécanique du milieu endommagé est proposée. En partant des notions de la mécanique de rupture et du concept de complaisance, nous avons établi une approche analytique simpliste pour évaluer l'effet de l'endommagement sur le comportement mécanique effectif du composite endommagé. En partant de l'hypothèse que l'endommagement est sous forme d'une cavité ayant une forme ellipsoïdale présente dans la matrice du composite. Il s'agit ici de quantifier l'effet de la présence de cet endommagement sur les coefficients élastiques en particulier sur le module d'Young effectif du milieu endommagé en fonction du taux d'endommagement pris en termes de fraction volumique du vide qui occupe cette cavité. Cette démarche nous a permis de déterminer les trois composantes du module de Young effectifs pour le milieu endommagé et par la suite le taux d'endommagement correspondant. L'approche proposée a été validée en comparant les résultats issus de cette approche aux résultats des approches classiques d'homogénéisation d'une part et d'autre part à ceux obtenus par l'approche d'homogénéisation par éléments finis. Il s'avère de cette confrontation que l'approche proposée est plus représentative pour le cas réel des fissures dans les matériaux. En outre, elle nous a permis d'attribuer des nouvelles expressions pour les paramètres d'endommagement.

La deuxième partie de cette thèse a été consacrée à la modélisation de la diffusion d'humidité dans un composite à matrice polymère en présence d'endommagement. Dans ce cas la même hypothèse pour la résolution du problème mécanique est retenue. La modélisation de la diffusion dans la matrice est supposée régie par la loi de Fick tandis que dans la cavité supposée remplie en air, repose sur approche thermodynamique. Deux paramètres ont été choisis pour la modélisation de la fissure : sa configuration géométrique et sa fraction volumique. En ce qui concerne la position, deux cas représentatifs des cas réalistes de localisation des fissures dans les matériaux ont été traités. Le premier représente le cas où la fissure se trouve dans le volume du matériau et le deuxième concernant les cas d'une fissure débouchante. Au départ nous avons commencé par le cas de la matrice seule (sans renfort) pour une fissure se trouvant dans le volume du matériau, plusieurs exemples numériques ont été traités : le cas où l'endommagement se limite à une seule fissure. À titre de comparaison, nous avons ensuite abordé le cas où cet endommagement se présente sous la forme de plusieurs fissures. Dans ce second cas, les effets induits par une variabilité de la dispersion de ces fissures ont été investigués. Avec une seule fissure, les résultats obtenus montrent une anisotropie de diffusion significative lorsque la fissure présente une forme aplatie. Il semble, en outre, que cette anisotropie soit très sensible à la fraction volumique de la fissure. Pour des formes allongées de la fissure, cette anisotropie tend à diminuer sans jamais disparaître complètement. Dans le cas où l'endommagement se distribue sous la forme de plusieurs fissures, nous constatons des fluctuations d'anisotropie de diffusion très importantes avec l'augmentation du nombre des fissures. Ces fluctuations disparaissent cependant lorsque le nombre de fissures considéré dépasse un certain seuil : l'anisotropie de comportement tend alors à converger vers une valeur constante dans le cas des allongements moyens de la fissure. Par contre, pour des allongements plus accentués ou des fissures aplaties, on constate toujours un écart significatif, y compris pour un nombre considérable de fissures par VER. Dans le cas d'une fissure débouchante, les résultats montrent un écart de comportement significatif par rapport au cas d'une fissure en volume. En ce qui concerne la cinétique de diffusion, il apparut qu'elle n'est pas influencée par la présence de l'endommagement

ni par sa position et elle reste toujours Fickienne cela même pour des formes aplaties de la fissure. La géométrie de la cavité ou la fissure ne fait qu'accélérer ou décélérer le processus de diffusion suivant qu'elle tend vers des formes allongées (aplaties) ou vers une forme de disque. Dans le cas de l'étendue de cette approche pour les composites à fibres imperméable et perméable en plus de deux positions de la localisation de l'endommagement dans le composite une troisième position est considérée. Cette position représente le cas de décohésion fibre /matrice dans les composites. Les résultats de modélisation de la cinétique de diffusion d'humidité dans les composites montrent une sensibilité accrue à la présence d'endommagement dans le cas du composite à fibre imperméable par rapport au cas du composite à fibre perméable. Pour un endommagement se trouvant dans le volume une cinétique du type Dual Fick moins prononcée est constatée. Pour les deux autres cas ce type de cinétique est plus prononcé surtout dans le cas d'une fissure débouchante, en plus une forte anisotropie du comportement diffusif est affichée surtout pour un composite à fibres imperméable. En conclusion et à la lumière des ces résultats et du travail effectué en amont nous avons pu établir un fondement pour le formalisme d'un modèle couplé pour un composite endommagé, en restant toujours dans le cadre d'une cinétique non évolutive de l'endommagement.

En perspective, il serait intéressant d'envisager une évolution de la cinétique d'endommagement dans le modèle couplé pour en arriver à un couplage global état mécanique/diffusion/endommagement. D'autre part des essais de vieillissement hydrique sur des échantillons pré-fissurés seront le modèle de base pour valider l'approche proposée.

Références Bibliographiques

A

- Aboudi, J., *Mechanics of Composite Materials: A Unified Micromechanical Approach*, New York, NY: Elsevier (1991).
- Adamson, M.J., Thermal expansion and swelling of cured epoxy resin used in graphite/epoxy composite materials. *Journal of Materials Science*, Vol. 15(7), pp. 1736–1745, 1980.
- Ákos, B., Ioannis K. G., Efstathios, E. T., Micromechanical modelling and interfacial strength prediction of multidirectional laminated fibre reinforced polymers, In: 14th International Conference on Fracture (ICF14), Rhodes, 18-23 June 2017.
- Allix O., Ladevèze P., Interlaminar interface modelling for the prediction of laminates delamination, *Composite Structures*, Vol. 22, pp. 235-242, 1992.
- Amandine, Celino., *Contribution A l'étude du comportement hygro-mécanique de fibres vegetales*, thèse de Doctorat, Université de Nantes, octobre, 2013.
- Avena, A., Bunsell, A.R., Comportement a long terme de matériaux composites en immersion sous pression hydrostatique, *Comptes Rendus des Cinquièmes Journées Nationales sur les Composites*, Pluralis Editor, pp. 409-426, 1986.

B

- Bao, L.R and Yee, A. F., Moisture diffusion and hygrothermal aging in bismaleimide matrix carbon fibre composites—part II: woven and hybrid composites, *Composites Science and Technology*, Elsevier, Vol. 62, pp. 2111-2119, 2002.
- Benhamida, A., Brini, A., Dumontet, H., et Pradel F., Durabilité et vieillissement des mousses syntactiques par une approche multi-échelles, 16ème Congrès Français de Mécanique, Nice, France, 2003.
- Benkeddad, A., Conception d'un logiciel d'analyse des plaques stratifiées avec prise en compte des contraintes hygrothermiques transitoires, thèse de L'université de Bourgogne, 1994.
- Benkemoun, N., Hammood, M., Amiri, O., Embedded finite element formulation for the modeling of chloride diffusion accounting for chloride binding in meso-scale concrete. *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 130, pp. 12–26, 2017.
- Benkemoun, N, Hammood, M., Amiri, O., A meso-macro numerical approach for crack-induced diffusivity evolution in concrete. *Construction and Building Materials*, Vol. 141, pp. 72–85, 2017.
- Benveniste, Y., A New approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials., *Mechanics of Materials*, Vol. 6, pp.147-157. 1987.
- Berthelot, J.M., *Matériaux composites comportement mécanique et analyse des structures*. TEC&DOC, 3ème édition, 1999.
- Binétruy, C., Physique du moulage des composites avancés : aspects théoriques, *Techniques de l'Ingénieur*, AM 3718, pp 1-16.
- Bond, D. A., Smith, P. A., Modling the transport of Low-Molecular-Weight penetrants Within Polymer Matrix Composites, *Applied Mechanics Reviews ASME*, Vol. 59, pp. 244-268, 2006.
- Bonniau, P., Bunsell, A.R., A Comparative study of water absorption theories applied to Glass/Epoxy Composites, *Journal of composite Materials*, Sage, Vol. 15, pp. 272, 1981.
- Bowles, K.J., Frimpong, S., Voids effects on the interlaminar shear strength of unidirectional graphite-fiber reinforced composites. *Journal of Composite Materials*, Vol. 26, pp. 1487-1509, 1992.

Bréard, J., Saouab, A., Bouquet, G. Numerical simulation of void formation in LCM, Composites : Part A, Vol. 34, pp 517-523, 2003.

C

Carbonell, R.G., Sarti, G.O., Coupled deformation and mass Transport processes in solid polymers, Industrial & engineering chemistry research, American Chemical Society, Washington, DC, ETATS-UNIS , Vol. 29, pp. 1194-1204, 1990.

Carter, H.G., Kibler, K.G., Langmuir-Type Model for Anomalous Moisture Diffusion in Composite Resins. Journal of Composite Materials, Vol. 12, pp. 118-131, 1978.

Chang, Y.P., Cheah, P.B., Seow, C.C. Plasticizing-Antiplasticizing Effects of Water on Physical Properties of Tapioca Starch Films in the Glassy State. Journal of Food Science, Vol. 65, No. 3, pp. 445-451, 2000.

Charewicz A., Daniel, I.M., Damage Mechanisms and accumulation in graphite epoxy laminates, Composite Materials fatigue and fracture, ASTM STP 907, pp. 274-297, 1986.

Cherepanov, G.P., The propagation of cracks in a continuous medium, Journal of Applied Mathematics and Mechanics, Vol.31(3), pp. 503-512, 1967.

Christophe, P., Alexandre, V., Ladan, M., Bessem B., M'Hamed, A., Jun, Chen., Propriétés mécaniques de préimprégnés lin/époxyde Mechanical properties of flax/epoxy industrial prepregs, Comptes Rendus des JNC 16, Toulouse, France, 2009.

Corentin, H., Davies, P., Jacquemin, F., Moisture diffusion under hydrostatic pressure in composites, Materials and Design, Vol. 96, pp. 90-98, 2016.

Costa, M.L., Almeida S.F.M., Rezende M.C., The influence of porosity on the interlaminar shear strength of carbon epoxy and carbon bismaleimide fabric laminates, Composites Science and Technology, Vol. 61, pp. 2101-2108, 2001.

Costa, M.L., Mirabel, C.R., Müller de Almeida, S.F., Effect of Void Content on the Moisture Absorption in Polymeric Composites. Polymer-Plastics Technology and Engineering, Vol. 45, pp. 691-698, 2006.

Costa, M.L., Müller de Almeida, S.F., Rezende, M.C., The influence of porosity on the ILSS of carbon/epoxy and carbon/bismaleimide fabric laminates. Composites Science and Technology, Vol. 61, pp. 2101-2108, 2001.

Crank, J., The mathematics of diffusion. Journal of Composite Materials, Vol. 12, pp. 118-131, 1978.

D

Daniel, I. M., Charewicz. A., Fatigue damage mechanisms and residual properties of graphite / epoxy laminate. Engineering Fracture Mechanics, Vol. 25(5/6), pp. 793-408, 1986.

Delasi, R., Whiteside, J. D., Effect of Moisture on Epoxy Resins and Composites, Advanced Composite Materials-Environmental Effects, ASTM STP 658, J.R. Vinson, Ed. American Society for testing and Materials, pp. 2-20, 1978.

Derrien, K., Gilormini, P., Interaction between stress and diffusion in polymers, Proceedings of the DSL 2006 Conference, Defect and Diffusion Forum 258-260447-452, 2006.

Derrien, K., Gilormini, P., The effect of applied stresses on the equilibrium moisture content in polymers, Scripta Materialia, Elsevier, Vol. 56, pp. 299-299, 2007.

Dewas, J., The application of L'angmuir's model to water diffusion in epoxy-carbon composites, carbon fibre composites, 1982.

- Dewimille, B., Hydrothermal aging of an unidirectional Glass-Fibre Epoxy Composite during water Immersion, *Advances in composite Materials, ICCM3, Paris, Vol. 1, pp.597, 1980.*
- Dewimille, B., Bunsell, A.R., Accelerated ageing of a glass fibre-reinforced epoxy resin in water, *Composites, Elsevier, Vol. 14, pp. 35-40, 1983.*
- Dominique, F., *endommagement et rupture des matériaux, Livre, Edition EDP Sciences, (2004).*
- Dormieux, L., Molinari, A., and Kondo, D., Micromechanical approach to the behavior of poroelastic materials, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 50, pp. 2203–2231, 2002.*
- Dormieux, L., Kondo, D., *Approche micromécanique du couplage perméabilité endommagement, C. R. Mécanique, Vol. 332, pp. 135–140, 2004.*
- Dormieux, L., Ulm, F.J., *Applied micromechanics of porous materials, Springer Wien New York Udine Italy, 2004.*
- Durier, A.L., Derrien, K. Gilormini, P., Effet du gonflement sur la prise d'eau de composites isotropes, *Matériaux, Colloque 13 : Comportement et modélisation des matériaux hétérogènes, aléatoires ou composites, SERAM, Paris, France, 2006.*

E

- Eshelby, J.D., The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences, Vol. 241, Issue 1226, pp. 376-396, 1959.*

F

- Fahmy, A. A., Hurt, J. C., Stress Dependence of water diffusion in Epoxy Resins , *Journal of polymer composites, Willey interScience, Vol. 1, pp. 77-88. 1980.*
- Fano, V., Ortalli, I., Pozela, K., Porosity in composite resins. *Biomaterials, Vol. 16, pp. 1291-1295, 1995.*
- Fick, A., *Annals of Physics, Vol. 170. LPZ, 1855.*
- Fu, C., Jin, X., Jin, N., *Modeling of Chloride Ions Diffusion in Cracked Concrete. Earth and Space Engineering Science Construction and Operations in Challenging Environments © 2010 ASCE.*

G

- Gamstedt, E. K., and Sjögren, B. A. Micromechanisms in tension-compression fatigue of composite laminates containing transverse plies *Composites Science and Technology, Vol 59, 167-178, 1999.*
- Gay, D. *Matériaux composites, Hermes, 3^{ème} édition, 1991.*
- Gopalan, R. Somashekar, B. R., *Environmental Effects on Fibre-Polymer Composites, Polymer Degradation and Stability, Elsevier, Vol 24, pp. 361-371, 1989.*
- Gillat, O., Broutman, L.J. Effects on the external stress on moisture diffusion and degradation in a graphite reinforced epoxy laminate: *Advanced Composite Materialsenvironment Effects, ASTM STP, Vol. 658, pp. 61-83, 1978.*
- Griffith, A., *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Math. or Phys. Character, Vol. 221, pp.163–198, 1921.*
- Grunenfelder, L.K., Nutt, S.R., Void formation in composite prepregs–Effect of dissolved moisture. *Composites Science and Technology, Vol. 70(16), pp. 2304-2309, 2010.*

Gueribiz, D., Rahmani, M., Jacquemin, F., Fréour, S., Guillén, R., Loucif, K., Homogenization of Moisture Diffusing Behavior of Composite Materials with Impermeable or Permeable Fibers Application to Porous Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, Vol. 43, pp. 1391, 2009.

Gueribiz, D., Homogénéisation du comportement diffusif des composites à matrice polymère, thèse de doctorat, Université Farhat Abbas de Setif, Algérie. 2010.

Gueribiz, D., Rahmani, M., Jacquemin, F., Fréour, S., Loucif, K., Modelling of the mechanical loading effects on the effective diffusive behavior of polymer matrix composites. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 30, pp. 337–346, 2011.

Gueribiz, D., Jacquemin, F., Fréour, S., A moisture diffusion coupled model for composite materials, *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 42, pp. 81-89, 2013.

H

Harper, B.D., Staab G.H., and Chen , R.S., A note on the effects of voids upon the hygral and mechanical properties of AS4/3502 Graphite/Epoxy, *Journal of Composite Materials*, Vol. 21, pp 280-289, March 1987.

Hashin, Z., *Theory of Fibre-Reinforced Materials*, NASA-CR (1974).

Hashin, Z., Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composite. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 47(2), pp. 329-334, 1980.

Henson, M.C., Weitsman, Y.J., Stress effects on moisture transport in an Epoxy resin and it's composite, *Composite: Recent Advances in Japan and the United States*, pp. 775- 783, 1986.

Huang, H., Talreja, R., Effects of void geometry on elastic properties of unidirectional fibre reinforced composites, *Composites Science and Technology*, Elsevier, Vol. 65, pp. 1964-1981, 2005.

Humeau,C., Davies, P., Jacquemin, F., Moisture diffusion under hydrostatic pressure in composites. *Materials and Design*, Vol. 96, pp. 90-98, 2016.

Huynh, Q.V., Estimation des propriétés poromecaniques effectives des argilites apport des méthodes d'homogénéisation. Thèse de Doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure de Géologie de Nancy (2006).

J

Jacquemin, F., Vautrin, A., Effet de conditions hygrothermiques cycliques sur les contraintes au voisinage de la surface d'un tube composite épais", *Comptes rendus des dixièmes Journées Nationales sur les Composites*, JNC 12, Brighton pp. 4-7, 2000.

Jacquemin, F., Vautrin, A., Modelling of the moisture concentration field due to cyclical hygrothermal conditions in thick laminated pipes, *European journal of Mechanics A/Solids*, Elsevier, Vol. 21, pp. 845-855, 2002.

Jacquemin, F., Vautrin, A., Analytical calculation of the transient thermoelastic stresses in thick walled composite pipes" *Journal of Composite Materials*, Sage, Vol. 38, pp. 1733–51, 2004.

Jacquemin, F., Fréour, S., Guillén, R., A hygro-elastic self-consistent model for fiber-reinforced composites, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Sage, Vol. 24, pp. 485-502, 2005.

Jedidi, J., Contribution à la Caractérisation en Cyclage Hygrothermique d'un Matériau composite Application à l'Avion Supersonique, thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne, 2005.

Jiming, Z., James P. L., The effects of a water environment on anomalous absorption behavior in graphite/epoxy composites, *Composites Science and Technology*, Elsevier, Vol. 53, pp. 57-64, 1995.

K

Kamali-Bernard, S., Bernard, F., Prince, W., Computer modeling of tritiated water diffusion test for cement based materials. *Computational Materials Science*, Vol. 45, pp. 528-535, 2009.

Kamimura, K., Modélisation théorique de la croissance d'endommagement appliquée à la théorie des plaques stratifiée, *Journal de mécanique théorique et appliquée*, Vol. 4 (4), pp. 537-553, 1985.

Kanouté, P., Etude du comportement hygromécanique de matériaux composites à matrice polymérique Application à l'analyse de la stabilité dimensionnelle de structures de détecteurs de particules, thèse de doctorat de l'université Pierre et Marie Curie, 1999.

Kardos, J.L. Dudukovic, M.P., Void growth and resin transport during processing of thermosetting – matrix composites, *Advances in Polymer Science*, Vol. 80, p 101-123, 1986.

Kuang, L., Micromechanics Based Multiscale Modeling of the Inelastic Response and Failure of Complex Architecture Composites, thèse de doctorat, arizona state university, 2011.

L

Ladeveze, P., Le Dantec, E., Damage Modeling of the elementary ply for laminated composites. *Composites Science and Technology*, Vol. 43, pp. 257-267, 1992.

Larché, F.C., Cahn, J.W., A linear theory of thermochemical equilibrium of solids under stress, *Acta Metallurgica*, Elsevier, Vol. 21, pp. 1051-1063, 1973.

Larché, F.C., Cahn, J.W., Thermochemical equilibrium of multiphase solids under stress, *Acta Metallurgica*, Elsevier, Vol. 26, pp. 579-1589, 1978.

Larché, F.C., Cahn, J.W., the effect of self-stress on diffusion in solids, *Acta Metallurgica*, Elsevier, Vol. 30, pp. 1835-1845, 1982.

Ledru, Y., Piquet, R., Michel, L., Schmidt, F., Bernhart, G. 2-D and 3-D void quantification with image analyses in aeronautic composite laminates, *Comptes Rendus des Journées Nationales sur les composites 16 - Toulouse 2009*.

Ledru, Y., Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés Aéronautiques. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse, Paris 2009.

Ledru, Y., Bernhart, G., Piquet, R., Schmidt, F., Michel, L., Coupled visco-mechanical and diffusion void growth modeling during composite curing. *Composites Science and Technology*, Vol 70, pp. 2139–2145, 2010.

Lee, M., Jack, E., Reynolds, D., Halias, John E., Swelling and glass transition relations for epoxy matrix material in humid environments, *Journal of applied polymer*, Vol. 22, pp. 1643-1654, 1978.

Lee, M.C., Peppas, N.A., Models of moisture transport and moisture-induced stresses in epoxy composites, *Journal of Composite Materials*, Sage, Vol. 27, pp.1146-1171, 1993.

Lee, J.G., and Flumerfelt, R.W., A refined approach to bubble nucleation and polymer foaming process : dissolved gas and cluster size effects, *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol 184, pp 335-348, 1996.

Liu, L., Zhang, B., Wang, D., Void content in carbon/epoxy composites and its effects on flexural properties, 49th International Sampe Symposium and Exhibition, pp 254-261, 2004.

Liu, S., Guo, E., Levin, V.M., Liu, F., Petronyuk, Y.S., Zhang, Q., Application of pulse acoustic microscopy technique for 3D imaging bulk microstructure of carbon fiber-reinforced composite, *Ultrasonic's*, 2006.

Liu, D. S., Zhuang, Z. W., Lyu, S. R., Chung, C. L., Lin, P. C., Modeling of Moisture Diffusion in Permeable Fiber-Reinforced Polymer Composites Using Heterogeneous Hybrid Moisture Element Method. *Computers Materials & Continua*, Vol. 26, pp. 111-136, 2011.

Loan, T., Investigation on jute fibres and their composites based on polypropylene and epoxy matrix, thèse de doctorat, Der Fakultät Maschinenwesen der Technischen Universität Dresden, 2006.

Loos, A.C., Springer, G.S., Moisture absorption of graphite/epoxy composites immersed in liquids and in humid air. *Journal of Composite Materials*, Vol. 13, pp. 131-146, 1979.

Loos, A.C., Springer, G.S., *Environmental effects on Composite Materials*, Lancaster, Pa.: Technomic Pub. 1981.

Lundstrom, T.S., Bubble transport through constricted capillary tubes with application to resin transfer molding, *Polymer Composites*, Vol. 17(6), pp. 770-779, 1996.

Lundgren, J., Gudmundson, P., Moisture absorption in glass-fibre/epoxy laminates with transverse matrix cracks. *Composites Science and Technology*, Vol. 59, pp. 1983-1991, 1999.

M

Massman, W.J., Molecular diffusivities of Hg vapor in air, O₂ and N₂ near STP and the kinematic viscosity and thermal diffusivity of air near STP. *Atmospheric Environment*, Vol 33, pp. 453-457, 1999.

Marom, G., Harel, H., and Roner, J., Fracture energies of composite propellants, of applied polymer, Vol. 21, pp. 1629-1634, 1977.

Mensitieri, G., Del Nobile, M. A., Sommazzi, A., Water transport in a polyketone terpolymer, *Journal of polymer science part B*, Vol. 33, pp. 1365-1370, 1995.

Mercier, J., Prise en compte du vieillissement et de l'endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites, Thèse de Doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2006.

Mihaluta, M., Etude de la mise en œuvre industrielle d'un nouveau procédé de mise en forme de roduits composites, Arts et Métiers ParisTech - Centre de Metz, France, 2011.

Mura, T., *Micromechanics of defects in solids*, Second, revised edition, 1987. ISBN 90-247-3343-X(HB), and ISBN 90-247-3256-5(PB).

N

Neogi, P., Myungsoo, Kim., Concentration-induced stress effects in diffusion of Vapors through polymer Membranes, *Journal of Applied Polymers*, Wiley interScience, Vol. 29, pp. 729-731, 1984.

Neogi, P., Myungsoo, Kim., Yun Yang. diffusion in solids under strain, with emphasis on Membranes, *AIChE Journal*, Hoboken, NJ, ETATS-UNIS (Revue), Vol. 32(7), pp. 1146-1157, 1986.

Neuman, S., Marom, G., Stress dependence of the coefficient of moisture diffusion in composite materials, *Journal of Polymer Composites*, Willey, Hoboken, NJ, ETATS-UNIS, Vol. 6(1), pp. 9-12, 1985.

Neumann, S., Marom, G., Free-volume dependent moisture diffusion under stress in composites materials, *Journal of Materials Science*, Springer, Heidelberg, Vol. 21, pp. 26-30, 1986.

Nguyen, H.G., Approche micromécanique pour la modélisation du comportement élastoplastique aux mortiers de résine, thèse de Doctorat de l'université de Cergy-Pontoise, 2008.

NIST Steam Tables, National institute of standards and technology, US department of commerce.

O

Olivier, P. Cottu, J.P., et Ferret, B., Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates, *Composites*, Vol. 26 N°7, pp 509, 1995.

P

Paul, D., Vautrin, A., Transient hygrothermal stresses in laminated cylinders , *Proceedings of the second International Conference on Progress in Durability Analysis of Composite Systems(DURACOSYS95)*, pp.281-288, 1996.

Perreux, D., Choqueuse, D., Davies, P., Anomalies in moisture absorption of glass fibre reinforced epoxy tubes. *Composites Part A - Applied Science and Manufacturing*, Vol. 33, pp. 147-154, 2002.

Poirette, Y., Contribution à l'étude de la durabilité d'une structure travaillante en composites dans le domaine du transport ferroviaire, thèse de L'université Blaise Pascal-Clermont II, 2000.

Popineau, S., Rondeau-Mouro, C., Sulpice-Gaillet, C., Shanahan, M., Free /bound water absorption in an epoxy adhesive, *Polymer*, Elsevier, Vol. 46(24), pp. 10733–10740, 2005.

R

Ramezani Dana, H., Perronnet, A., Fréour, S., Casari, P., Jacquemin, F., Identification of moisture diffusion parameters in organic matrix composites. *Journal of Composite Materials*, Vol. 47, pp 1081-1092, 2013.

Rao, R.M.V.G.K., Diffusion Phenomenon in Polymer Composites: Permeable and impermeable Fibre Composites, Ph.D. Thesis Department of Chemical Engineering, I.I.Sc, Bangalore, 1982.

Roy, S., Bandorawalla, T., Modeling of Diffusion in a Micro-Cracked Composite Laminate Using Approximate Solutions. *Journal of Composite Materials*, Vol. 33, pp. 872-905, 1999.

Roy, S., Xu, W., Patel, S., Case, S., Modeling of moisture diffusion in the presence of bi-axial damage in polymer matrix composite laminates. *International Journal of Solids and Structures*, Vol 38, pp. 7627-7641, 2001.

S

Sar, B.-E., Jacquemin, F., Fréour, S., Davies, P., Prise en compte du gonflement différentiel dans la modélisation multi-physique du comportement diffusif des polymères 18èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC18), 12-14 Juin 2013, Nantes.

Sala, G., Composite degradation due to fluid absorption, *Composites: Part B, Engineering*, Elsevier, Vol. 31(55), pp. 357–373, 2000.

Schutte, C.L., Environmental durability of glass-fibre composites, *Journal of Materials Science and Engineering, R-reports*, Elsevier, Vol. 13, pp. 265-323, 1994.

Shen, C., Springer, G. S., Moisture absorption and desorption of composite materials', *Composite materials*, Vol. 10, pp. 2-20, 1976.

Shen, C. H. & Springer, G. S., Environmental Effects on the elastic moduli of composite materials, *Journal of Composite Materials*, Sage, Vol 11, pp. 250-264, 1977.

Shen, C., Springer, G.S., Moisture absorption and desorption of composite materials, environmental effect on composites Springer, G.S, Ed, technomic publishing co. westport, CT, 1981.

Shirrel, C.D., Diffusion of water vapor in Graphite/Epoxy Composites: Advanced Composite Materials Environment effects, J.R.Vinson, ed., ASTM, STP658, pp. 21-42, 1978.

Suri, C., Perreux, D., The effect of mechanical damage in a glass fiber/Epoxy composite on the absorption rate, *Composites Engineering*, Vol. 5, pp. 415-424, 1995.

Song, Mu., Geert, De Schutter., Bao-guo, Ma., Non-steady state chloride diffusion in concrete with different crack densities. *Materials and Structures*, Vol. 46, pp. 123–133, 2013.

Springer, G.S., Environmental Effects on Epoxy Matrix Composites, *Composite Materials: Testing and Design*, ASTM STP 647, Tsai, S. W., Ed., American Society for Testing and Materials, pp. 291, 1979.

Springer, G.S., Environmental Effects on Composite Materials: Introduction in *Environmental Effects on composite materials*, G.S Springer Editor, pp. 1-6, 1981.

Springer, G.S., In *Environmental Effects on Composites Material*. Technomic Publishing Co., Westport, Connecticut, Vol. 1, (1981), Vol. 2, (1984), Vol. 3, (1988).

T

Tang, J.M., Lee, W.I., Springer, G.S., Effects of cure pressure on resin flow, voids and mechanical properties. *Journal of Composite Materials*, Vol. 21, pp. 421-440, 1987.

Tcharkhtchi, A., Bronnec, P., Verdu, J., Water absorption characteristics of diglycidylether of butane diol-3, 5-diethyl-2, 4-diaminotoluene networks, *Journal of Polymer*, Elsevier, Vol. 41(15), pp. 5777-5785. 2000.

Tsai, S.W., Hahn, H.T., Introduction to composite materials, Technomic Publishing Co., Inc., Lancaster, Pennsylvania, 1980.

W

Weistman, Y.J., Stress assisted diffusion in elastic and viscoelastic materials, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*., Vol. 35, pp. 73-93, 1987.

Weitsman, Y. Moisture in Composites: Sorption and Damage, *Fatigue of Composite Materials*, Chapter 9 of *Fatigue of Composite Materials*, Elsevier, pp. 385-429, 1991.

Whitney, J.M., Browning, C.E. Some anomalies Associated with Moisture Diffusion in Epoxy Matrix composite Materials, *Advanced Composite Materials-Environmental Effects*, ASTM STP 658, J.R. Vinson, Ed., American Society for Testing and Materials, pp. 43-60, 1978.

Wisnom, M.R., Reynolds, T., and Gwilliam, N. Reduction in ILSS by discrete and distributed Voids', *Composites Science and Technology*, Vol 56, pp 93-101, 1996.

Woo, M., Piggott, M.R., Water Absorption of Resins and Composites: IV Water Transport in Fiber Reinforced Plastics, *Journal of Composites Technology & Research*, Elsevier, Vol. 10, pp. 20-24, 1988.

Wood, J.R., Bader, M.G., Void control for polymer-matrix composites (1): theoretical and experimental methods for determining the growth and collapse of gas bubbles. *Composites Manufacturing*, Vol. 5(3), pp. 139-147, 1994.

X

Xi, Y., A composite theory for diffusivity of distressed materials, 15th ASCE Engineering Mechanics Conference June 2-5, 2002, Columbia University, New York, NY.

Y

Yang, J., Yang, Q., Ma, L., Liu, W., Moisture diffusion behavior of permeable fiber-reinforced polymer composite. *Frontiers of Mechanical Engineering*, vol. 5(3), pp. 347–352, 2010.

Yokota, M.J., In-Process controlled curing of resin matrix composites. *Sampe Journal*, Society of aerospace Materials and process engineers, pp 11-17, 1978.

Yoshida, H., Ogasa, T., Hayashi, R., Statistical approach to the relationship between ILSS and void content of CFRP. *Composites Science and Technology*, Vol. 25, pp. 3-18, 1986.

Youssef, G., Jacquemin, F., Fréour, S. Couplage multi-échelle diffusion d'humidité / contraintes internes dans les matériaux composites à matrice époxy = Multi-scale coupling moisture diffusion / internal stresses in epoxy matrix composites. Phillipe Olivier et Jacques Lamon. JNC 16, Juin 2009, Toulouse, France. AMAC, 9 p. 2009 (hal-00389364).

Youssef, Z. Simulation des contraintes internes hygrothermiques multi-échelles dans les structures composites, thèse de Doctorat, Université de Nantes, Septembre 2007.

Yue Li , X. C., Liu Jin, R. Z. Experimental and numerical study on chloride transmission in cracked concrete. *Construction and Building Materials*, Vol. 127, pp. 425–435, 2016.

Z

Zhou, J., Lucas, J.P. Hygrothermal effects of epoxy resin. Part I: the nature of water in epoxy. *Polymer*, Vol. 40, pp. 5505-5512, 1999.

ملخص

هذا العمل هو جزء من نمذجة التأثير الناجم عن وجود الضرر على السلوك hygro-mécanique للمواد المركبة (البوليمر) الضرر في حالتنا هي المواد (البوليمر) حيث يكون الضرر في شكل تجويف أو مسامية مع هندسة واضحة المعالم. الهدف هو تحديد أثر الضرر على السلوك الميكانيكي مع الأخذ بعين الاعتبار هندستها وموقعها في الوسط التالف.

في البداية , ناقشنا التأثير الناجم عن وجود الضرر على السلوك الميكانيكي. لهذا يقترح النهج التحليلي .بتأسيس الشكلية لهذا النهج على أساس مفاهيم ميكانيك الكسر ومفهوم la complaisance. يتم تحديد التأثير مباشرة على الثوابت المرنة وعلى وجه الخصوص على معامل يونغ.

الهدف هو تحديد معدل الضرر ، الثوابت المرنة وعلى وجه الخصوص معامل يونغ للمصفوفة التالفة. في المرة الثانية , يتم اقتراح نموذج لأثر الضرر على السلوك الانتشاري , تستند هذه النمذجة على نهج الديناميكي الحراري, لقد بدأنا مع حالة (البوليمر) غير المدعومة, ويمتد هذا النهج إلى حالة المواد المركبة (البوليمر) ذات ألياف غير قابلة للامتصاص وأخيراً حالة المواد المركبة ذات ألياف قابلة للامتصاص.

Résumé

Ce travail s'inscrit dans le cadre de la modélisation de l'effet induit par la présence d'endommagement sur le comportement hygro-mécanique d'un composite à matrice polymérique. Le milieu endommagé dans notre cas est la matrice du composite, où l'endommagement est sous forme d'une cavité ou porosité à géométrie bien définie. L'objectif est de quantifier l'effet de l'endommagement sur le comportement hygro-mécanique tout en considérant sa géométrie et sa position dans le milieu endommagé. Dans un premier temps nous avons abordé l'effet induit par la présence d'endommagement sur le comportement mécanique. Pour cela une approche analytique est proposée. Le formalisme de cette approche est établis en se basant sur les notions de la mécanique de rupture et le concept de complaisance. L'effet est quantifié directement sur les constantes élastiques et particulièrement sur le module de Young. Le but est de déterminer pour un taux d'endommagement donné, les constantes élastiques et particulièrement le module de Young effectif de la matrice endommagée. Dans un second temps une modélisation de l'effet d'endommagement sur le comportement diffusif est proposée. Cette modélisation repose sur une approche thermodynamique. Nous avons commencé par le cas de la matrice non renforcé ensuite, cette approche est étendue au cas d'un composite à fibre imperméable et finalement le cas d'un composite à fibre perméable est considéré.

Abstract

In this study, the effect induced by damage on the mechanical behavior of composite matrix is investigated. The damaged medium in our case is the matrix of the composite, where the damage is in the form cavity or porosity with of a well defined geometry. The objective is to quantify the effect of the damage on the hygro-mechanical behavior while considering the cavity geometry and its position in the damaged medium. At first, we discussed the effect induced by the presence of damage on the mechanical behavior . For this propose an analytical approach is proposed to predict the mechanical behavior of damaged matrix. The undertaken formulation is based on the concept of complacency and the notions of fracture mechanics. The effect is quantified directly on the elastic constants and particularly on the Young's modulus. The aim is to determine the effective Young's modulus of the damaged matrix for a given damage rate. This approach enables us to determine the three components of Young's modulus for the damaged matrix. In the second part a damage modeling effect on the diffusive behavior is proposed. This modeling is based on a thermodynamic approach. We started with the case of the unreinforced matrix then, this approach is extended to the case of an impermeable fiber composite and finally the case of a permeable fiber composite is considered.