

Version du 10 Juillet 1997

THESE

présentée à l'

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

pour l'obtention du titre de

DOCTEUR
en
SCIENCE DES MATERIAUX

par

V. ANDRIAMANANTENA



**ANALYSE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DE COMPOSITES
EN FONCTION DES DEFAUTS DE STRUCTURE
GENERES PAR LES CONDITIONS DE FABRICATION**

Soutenue le 21 Octobre 1997

Jury :
Président : B. ESCAIG
Rapporteurs : M. FREMIOT
G. VILLOUTREX
Examineur : J. PABIOT

Laboratoire d'accueil :

Département Technologie des Polymères et Composites de l'Ecole des Mines de Douai

Directeur de Thèse :

Professeur J. PABIOT, Directeur du Département Technologie des Polymères et Composites de l'Ecole des Mines de Douai

A la mémoire de ma mère,

Pour son amour, pour tous ses sacrifices et ses efforts pour ses enfants. Elle nous a donné une meilleure vie familiale.

A mon père,

Que tous tes efforts, ta patience et ton amour pour moi soient aujourd'hui récompensés. Tu m'as donné une meilleure éducation de la vie.

Avec toute ma reconnaissance et mon affection, à mes frères, soeur et belles-soeurs,

Je vous remercie pour votre encouragement, votre amour et votre aide à mon égard.

En témoignage de ma sincère affection.

REMERCIEMENTS

Je tiens à remercier ici Monsieur le Professeur ESCAIG, de l'Université des Sciences et Technologies de Lille, de m'avoir fait l'honneur de présider ce jury.

Je suis également reconnaissant envers Messieurs les Professeurs FREMIOT et VILLOUTREX pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail en acceptant d'en être les rapporteurs.

Je tiens aussi à remercier Monsieur le Professeur D. LEGUILLON, du laboratoire Modélisation et Mécanique des Structures, pour m'avoir conseillé et orienté dans ce travail, ainsi que le personnel du laboratoire de Mécanique des Arts et Métiers de Paris

Enfin, je remercie le Professeur PABIOT de m'avoir accueilli dans ses laboratoires pour la réalisation de cette étude.

SOMMAIRE

INTRODUCTION	p.5
<u>Chapître 1 : ANALYSE BIBLIOGRAPHIQUE</u>	p.6
1.1. Bilan des défauts dans les composites	p.7
1.2. La porosité dans les composites industriels	p.8
1.3. Définition et mécanismes de génération de la porosité	p.9
1.3.1. Définition et situation	p.9
1.3.2. Mécanismes de génération de la porosité lors d'un écoulement de résine dans un procédé RTM	p.16
1.4. Quantification de la porosité	p.22
1.4.1. Méthodes destructives	p.22
1.4.2. Méthodes non destructives	p.23
1.5. Relations porosité / paramètres technologiques	p.28
1.5.1. Influence des paramètres de mise en oeuvre	p.28
1.5.2. Influence des paramètres matériaux	p.38
1.5.3. Influence de la conception de l'outillage	p.45
1.5.4. Bilan des paramètres influants	p.47
1.6. Relations porosité / comportement mécanique	p.48
1.6.1. Influence du taux de porosité	p.48
1.6.2. Influence du type de porosité	p.60
1.6.3. Influence de la porosité sur les mécanismes de rupture	p.61
1.7. Modélisations théoriques	p.63
1.7.1. Calculs analytiques	p.63
1.7.2. Analyse prévisionnelle par logiciels de calcul	p.65
1.8. Conclusion et programme de recherche	p.66

<u>Chapître 2 : MOYENS EXPERIMENTAUX</u>	p.69
2.1. Matériaux	p.69
2.1.1. Caractéristiques des matériaux	
2.1.2. Génération de porosités modèles	p.69
2.2. Mise en oeuvre	p.72
2.2.1. Moulage à l'autoclave	p.72
2.2.2. Moulage par RTM+	p.75
2.3. Méthodes de mesure de la porosité	p.77
2.3.1. Mesure de densités	p.77
2.3.2. Traitement d'image	p.81
2.4. Méthodes d'essais mécaniques	p.83
2.4.1. Flexion trois points et délaminage	p.83
2.4.2. Traction	p.83
2.4.3. Compression	p.83
2.4.4. Amorçage et propagation de fissures en mode I	p.84
<u>Chapître 3 : IDENTIFICATION DES DEFAUTS DANS UN COMPOSITE INDUSTRIEL ET MODELISATION EXPERIMENTALE DE LEURS EFFETS</u>	p.87
3.1. Objectifs	p.88
3.2. Défauts associés au renfort	p.89
3.2.1. Orientations locales des fibres dans le plan de la pièce	p.89
3.2.2. Ruptures des fibres	p.92
3.3. Défauts associés à la matrice	p.94
3.3.1. Accumulations locales de résine dues aux écartements locaux des mailles du renfort	p.94
3.3.2. Accumulations locales de résine dues aux séquences d'empilement des préformes	p.96
3.3.3. Hétérogénéité du taux de résine	p.99
3.4. Défauts de surface	p.104
3.5. Porosités de volume	p.106
3.5.1. Identification sur une pièce industrielle	p.106
3.5.2. Modélisation expérimentale de l'effet des porosités en cisaillement interlaminaire	p.107
3.5.3. Modélisation expérimentale de l'effet de la porosité en compression	p.113
3.5.4. Modélisation expérimentale de l'effet de la porosité sur l'amorçage et la propagation de fissures	p.121
3.6. Conclusion	p.127

<u>Chapître 4 : ORIGINE TECHNOLOGIQUE ET MODELISATION THEORIQUE DE LA POROSITE</u>	p.129
4.1. Influence des conditions de mise en oeuvre sur la répartition des taux de porosité	p.130
4.1.1. Objectifs et conditions de mise en oeuvre	p.130
4.1.2. Evolution des taux de renfort dans la direction de l'écoulement	p.132
4.1.3. Influence de l'assistance du vide sur la répartition des taux de porosité	p.133
4.1.4. Influence combinée de la pression d'injection et du maintien sur la répartition des taux de porosité	p.134
4.1.5. Influence combinée du maintien et de la phase de purge sur la répartition des taux de porosité	p.134
4.1.6. Influence de la structure du renfort sur la répartition des taux de porosité	p.135
4.1.7. Conclusion	p.136
4.2. Influence de la porosité sur les propriétés mécaniques	p.137
4.2.1. Analyse expérimentale	p.137
4.2.1.1. Typologie des porosités	p.137
4.2.1.2. Influence des porosités sur les performances en cisaillement interlaminaire	p.142
4.2.2. Analyse théorique	p.143
4.2.2.1. Objectif	p.143
4.2.2.2. Modèles analytiques	p.144
4.2.2.2.1 Analyse micromécanique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels (modèles de Greszczuk)	p.144
4.2.2.2.2. Analyse mésomécanique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels (modèles de Hashin, Aboudi et Greszczuk)	p.157
4.2.2.2.3. Résultats comparés des deux modèles	p.164
4.2.2.2.4. Comparaison résultats expérimentaux - modélisations analytiques	p.208
4.2.3. Conclusion	p.212
CONCLUSION	p.214
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	p.216

INTRODUCTION

Matériaux biphasiques constitués d'une matrice organique renforcée par des fibres, les composites présentent des atouts mécaniques et physiques issus d'une combinaison des propriétés spécifiques à chaque phase. Leurs avantages principaux résident dans leur légèreté et leur anisotropie, ce dernier critère permettant d'obtenir une efficacité maximale des renforts par optimisation de leur orientation en fonction des sollicitations appliquées à la structure.

Le développement des composites en tant que matériaux structuraux dans l'industrie se heurte cependant encore à des incertitudes liées à la qualité et à la reproductibilité des pièces fabriquées. La mise en oeuvre de telles structures peut en effet engendrer des défauts caractéristiques. Parmi ceux-ci, la porosité, résultat d'une maîtrise imparfaite du processus de transformation et des matériaux associés, est susceptible de modifier les performances mécaniques du matériau de manière préjudiciable. La conception et le calcul des pièces sollicitées en traction ou en flexion nécessitent donc de connaître le comportement du composite en cisaillement interlaminaire ou en traction, voire en compression, en présence de défauts macroscopiques ou microscopiques de ce type.

Aussi, après une étude bibliographique, on se propose de faire le bilan des défauts rencontrés dans une pièce de structure, de les modéliser expérimentalement afin de préciser leur incidence sur le comportement mécanique du composite et de terminer par une analyse théorique et expérimentale plus approfondie du défaut de porosité, le plus répandu dans les composites. L'ensemble de l'étude est faite essentiellement sur la base des procédés de mise en oeuvre utilisés pour la réalisation de pièces techniques, à savoir la drapage à l'autoclave et le RTM (Resine Transfer Moulding).

CHAPITRE 1

ANALYSE BIBLIOGRAPHIQUE

1.1. Bilan des défauts dans les composites

1.2. La porosité dans les composites industriels

1.3. Définition et mécanismes de génération de la porosité

1.3.1. Définition et situation

1.3.2. Mécanismes de génération

1.4. Quantification de la porosité

1.4.1. Méthodes destructives

1.4.2. Méthodes non destructives

1.5. Relations porosité / paramètres technologiques

1.5.1. Influence des paramètres de mise en oeuvre

1.5.2. Influence des paramètres matériaux

1.5.3. Influence de la conception de l'outillage

1.5.4. Bilan des paramètres influants

1.6. Relations porosité / comportement mécanique

1.6.1. Influence du taux de porosité

1.6.2. Influence du type de porosité

1.6.3. Influence de la porosité sur les mécanismes de rupture

1.7. Modélisations théoriques

1.7.1. Calculs analytiques

1.7.2. Analyse prévisionnelle par logiciels de calcul

1.8. Conclusion et programme de recherche

1.1. BILAN DES DEFAUTS DANS LES COMPOSITES

L'expérience montre que l'on rencontre dans les composites un certain nombre de défauts de structure, dont le poids est plus ou moins important suivant la technologie et le type de constituants utilisés, fibres et matrices. Il s'agit de :

- défauts liés au renfort : orientations locales, ruptures, ondulations des fibres;
- défauts liés à la matrice : accumulations locales et hétérogénéités du taux de résine;
- défauts de surface;
- porosités de volume.

En fait, la littérature scientifique et technique ne traite pratiquement pas de ces problèmes, à l'exception des porosités de volume qui ont fait l'objet d'un certain nombre d'articles dont une synthèse est présentée ci-après, sachant que l'influence des autres défauts fera l'objet d'une étude expérimentale au chapitre 3.

On peut néanmoins relever dans la littérature quelques rares études cherchant à quantifier l'influence de défauts de fabrication autres que les porosités sur certaines propriétés (de traction et compression essentiellement) sur la base de modélisations expérimentales et / ou théoriques.

Ainsi, IBEKWE et al. [Ibe91] a simulé expérimentalement différents types de défauts de fabrication en introduisant volontairement lors du moulage des imperfections artificielles telles que :

- des morceaux de films antiadhérants pour simuler des délaminages;
- des coupures de fibres pour simuler des ruptures de mèches de renfort;
- de l'agent de démoulage pour simuler des décohésions à l'interface fibres/matrice;
- des entailles superficielles pour simuler des microfissures de surface au sein de la matrice.

D'autres auteurs [Mar81, Ada91, Hig91, Mrs93, Ada95, Pig95] se sont quant à eux intéressés à l'influence des désalignements de fibres et/ou ondulations de renfort, principalement sur les propriétés de compression, plus rarement sur les propriétés de cisaillement, de délaminage et de fatigue [Pig95]. En particulier, que les ondulations de renfort soient naturelles [Hig91, Mrs93] ou introduites artificiellement [Mar81, Ada91, Mrs93, Ada95], on montre que la longueur d'onde et l'amplitude des l'ondulation [Hig91, Mrs93] mais aussi le rayon de courbure des fibres [Mar81] et la proportion de plis ondulés [Ada95] peuvent être corrélés avec les modules et/ou résistances en compression.

1.2. LA POROSITE DANS LES COMPOSITES INDUSTRIELS

L'expérience montre qu'il est encore actuellement difficile d'éviter l'apparition de vides dans les composites. Quelle que soit la résine utilisée ou la technologie de mise en oeuvre retenue, les pièces en matériau composite présentent des cavités caractéristiques, de forme, de taille et de distribution très variables. Les clichés 1.1 à 1.5 viennent illustrer les différents types de vides usuellement rencontrés.

Les résines phénoliques présentent de manière assez typique des vides de taille microscopique ($2\mu\text{m}$ à $0,5\text{ mm}$) et de forme presque exclusivement sphérique, distribués de façon homogène dans la matrice. Le cliché 1.1 montre un composite mat de verre-phénolique, moulé au contact, caractérisé par des porosités de taille uniforme ($2\mu\text{m}$) régulièrement réparties dans toute la matrice. Le cliché 1.2 représente une vue d'une peau de panneau sandwich à âme nid d'abeille. Des vides de taille plus conséquente ($0,5\text{ mm}$ en moyenne) apparaissent cette fois à l'endroit des empreintes d'alvéoles.

Les composites époxy, moins sujets aux microporosités que les phénoliques, peuvent, quant à eux, laisser apparaître des cavités sphériques ou ellipsoïdales, de taille $0,05\text{ mm}$ à $0,3\text{ mm}$, réparties de façon plus ou moins hétérogène dans le matériau. Les clichés 1.3 et 1.4 montrent des matériaux composites obtenus respectivement par stratification au contact et enroulement filamentaire (tube). Dans les deux cas, le taux volumique de vide atteint 2 à 3%.

Certaines technologies de transformation sont susceptibles de générer des cavités de taille très importante, quoique de répartition plus localisée. Par exemple, un composite verre-polyester insaturé obtenu par centrifugation peut contenir des bulles de forme quelconque et de taille supérieure à 1 mm .

Enfin, qu'ils soient de taille macro- ou microscopique, de répartition uniforme ou plus localisée, les vides demeurent donc une réalité industrielle:

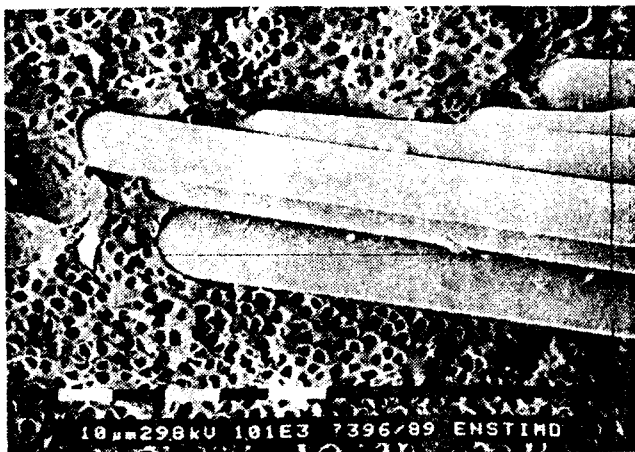


Fig. 1.1: Composite mat de verre / résine phénolique obtenu par moulage au contact

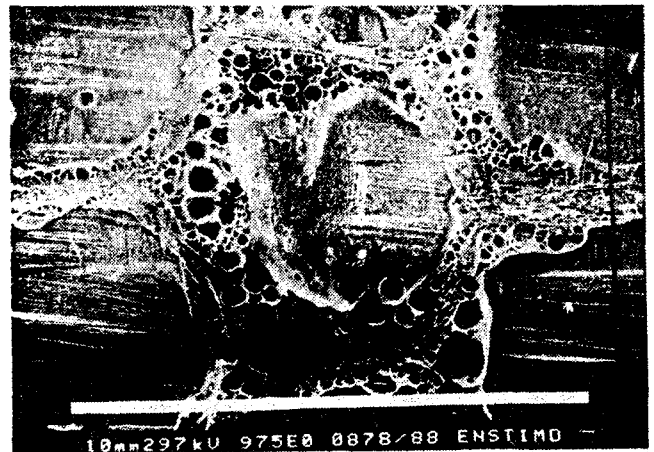


Fig. 1.2: Peau phénolique d'un panneau sandwich: Empreinte des alvéoles du nid d'abeille

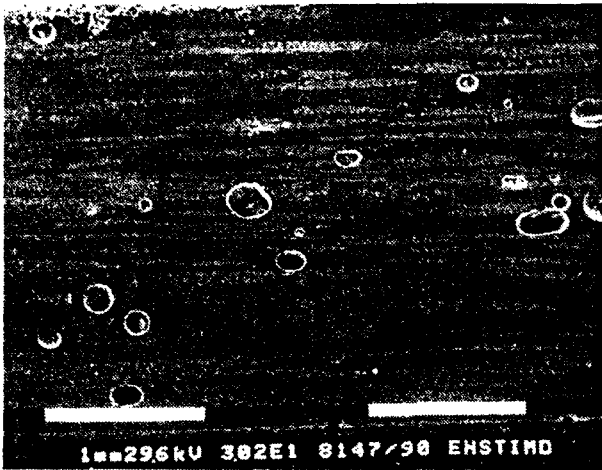


Fig.1.3 : Composite verre / époxy obtenu par stratification au contact ($V_v=2$ à 3%)

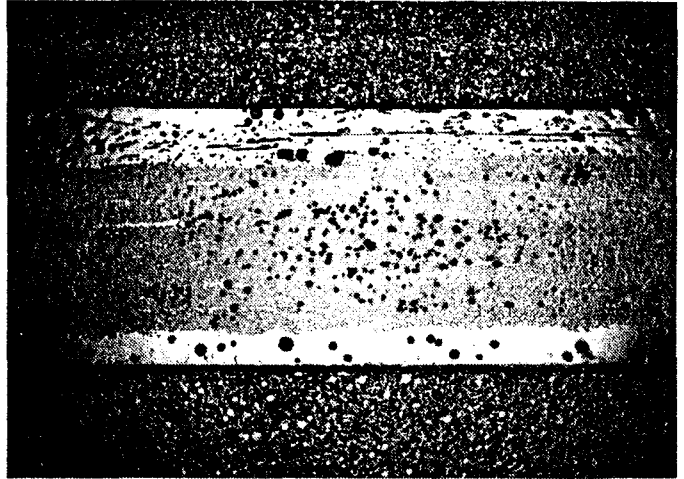


Fig. 1.4: Fragment d'un tube en verre / époxy obtenu par enroulement filamentaire ($V_v=2$ à 3%)

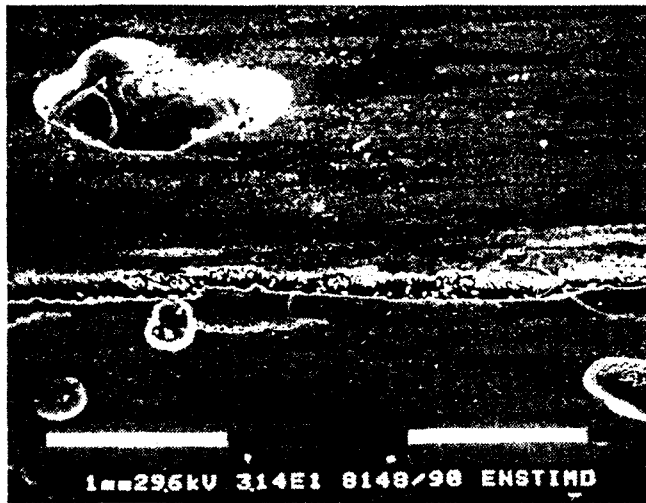


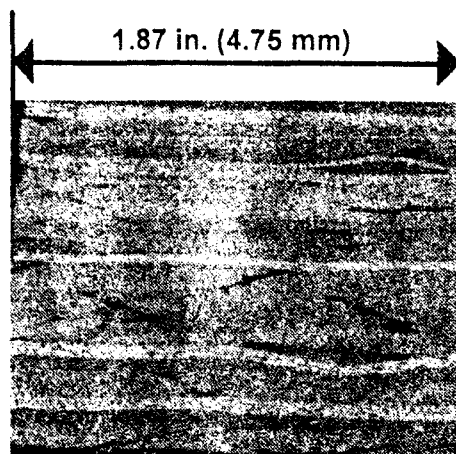
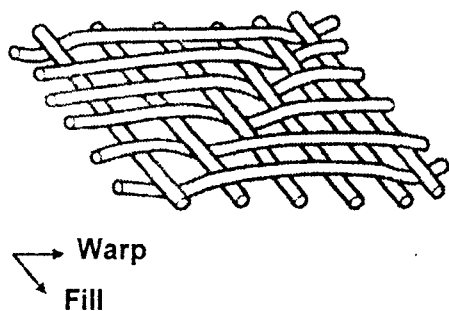
Fig.1.5 : Composite verre / polyester moulé par centrifugation

1.3. DEFINITION ET MECANISMES DE GENERATION DE LA POROSITE

1.3.1. Définition et situation

Les porosités sont définies comme étant des cavités, généralement de faibles dimensions, réparties de façon presque uniforme dans toute l'épaisseur du stratifié, entraînant une hétérogénéité de la matrice [Cet88]. Deux types de vides peuvent être distingués [Jud78]:

- les vides interlaminaires, aussi dits vides plans, qui se forment entre les couches d'un stratifié (fig. 1.6) [Rub93],
- les vides intralaminaires, entre les fibres ou les mèches, ou au sein de la matrice (fig. 1.7) [Jud78, Rub93].

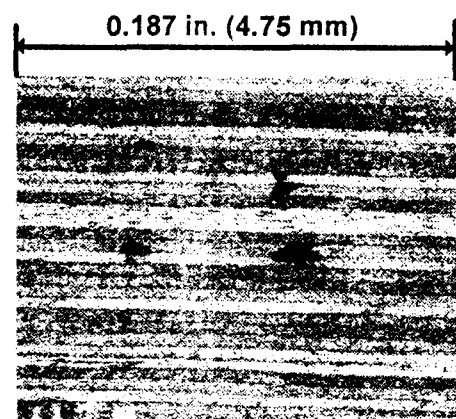
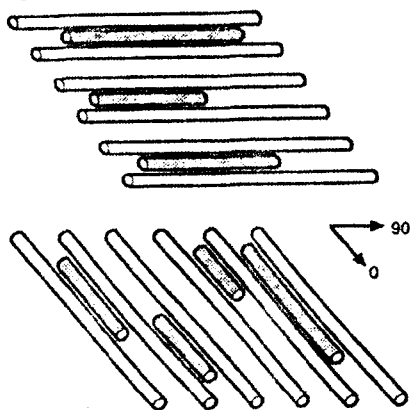


Grossissement x 20

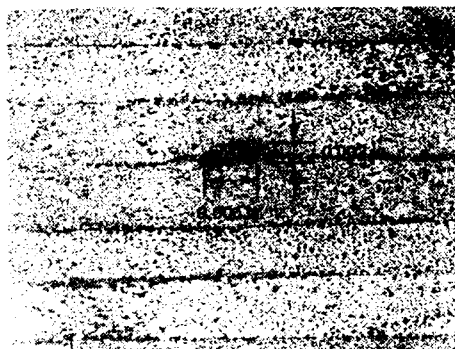


Grossissement x 100

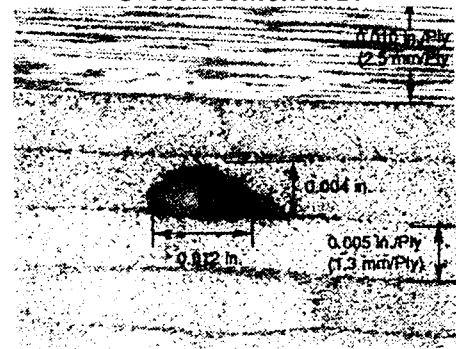
Fig. 1.6 : Porosités planes interlaminaires au sein d'un composite tissu de carbone / époxy [Rub93]



Grossissement x 20



Grossissement x 100



Grossissement x 100

Fig. 1.7 : Porosités cylindriques longitudinales au sein d'un composite unidirectionnel carbone / epoxy [Rub93]

Si une section d'un composite unidirectionnel fibres/époxy dans un plan perpendiculaire aux fibres est réalisée, la classification générale suivante peut être adoptée [Pur84]:

- a) Dans les composites de qualité (taux de vide $V < 0,5\%$) les gaz piégés sont souvent à l'origine des vides, ces derniers apparaissant circulaires avec un diamètre de l'ordre de $10\ \mu\text{m}$.
- b) Quand $V=1\%$, les porosités précédemment évoquées tendent à diminuer en nombre et sont remplacées par des vides de taille plus importante entre les plis du stratifié ou entre les mèches. Leurs dimensions se rapprochent ainsi du diamètre d'une fibre, et peuvent atteindre des longueurs de l'ordre de $100\ \mu\text{m}$.
- c) Lorsque le taux de porosité augmente au delà de 1% , les vides rencontrés sont analogues à ceux du cas où $V=1\%$, mais ceux-ci augmentent en taille et en fréquence. Pour un taux de vide de 2% , l'épaisseur moyenne d'un vide est égale à deux fois le diamètre d'une fibre, et à $V=5\%$ elle devient supérieure à cinq fois ce diamètre.

Enfin, il convient d'ajouter que, pour des valeurs de $V < 1,5\%$, la forme des porosités tend à être sphérique, alors que pour des taux de vide supérieurs, la forme des bulles est cylindrique. Dans la majorité des cas, les dimensions les plus grandes sont orientées parallèlement à l'axe des fibres [Jud78].

Les porosités sont rarement uniformément réparties, tant au point de vue taille et nature qu'au point de vue localisation. RUBIN et JERINA [Rub93] ont ainsi étudié les distributions en taille (fig. 1.8) et la localisation des porosités dans l'épaisseur (fig. 1.9) de composites carbone/époxy (8 plis de tissu + un pli central unidirectionnel). Ils constatent en particulier que les porosités sont plus nombreuses au centre du stratifié (sauf dans le pli unidirectionnel) que sur les bords, et ce en raison de difficultés de migration des bulles vers la surface lors de la polymérisation. En revanche, la distribution en taille des porosités semble être uniforme dans toute l'épaisseur (fig. 1.10).

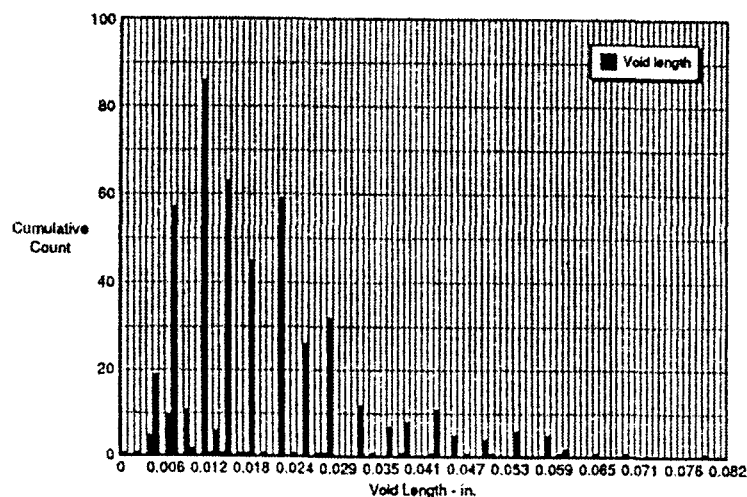


Fig. 1.8: Distribution des longueurs de porosités d'un composite carbone époxy [Rub93]

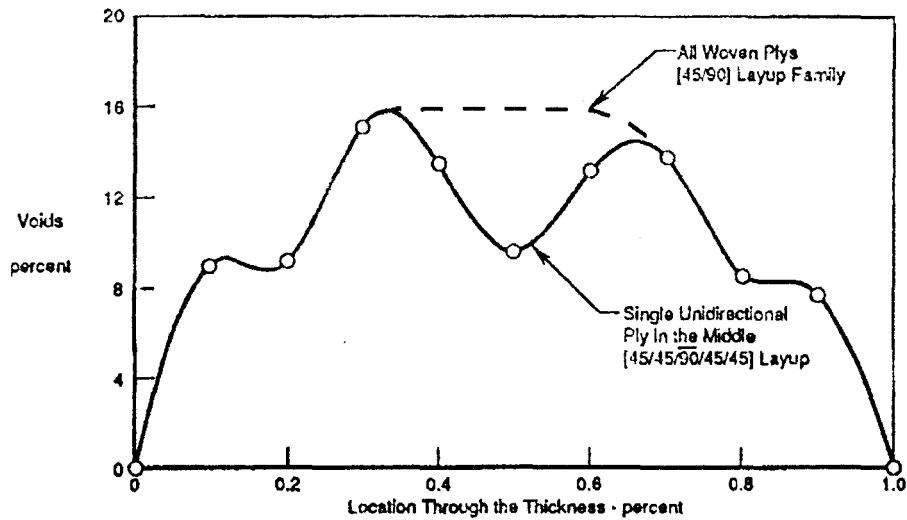


Fig. 6. Porosity distribution in woven laminates.

Fig.1.9: Localisation des porosités dans l'épaisseur d'un composite carbone/époxy [Rub93]

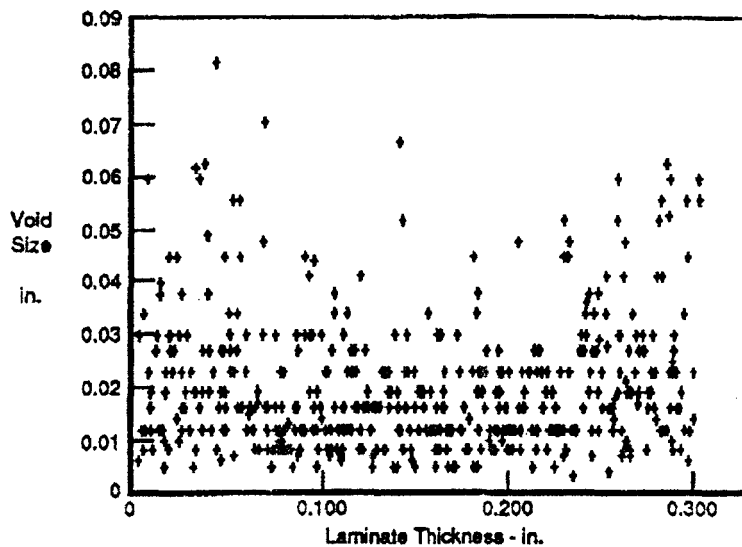


Fig. 1.10: Distribution en taille des porosités dans l'épaisseur d'un composite carbone/époxy [Rub93]

HSU et NAIR [Hsu87] ont pour leur part mis en évidence des corrélations entre taux volumique de vide et dimensions (largeur, hauteur, longueur) des porosités cylindriques (fig.1.11).

De la même manière, MARAKOV [Mar82] prend en considération, outre le taux de vide, la taille et la distribution en taille des porosités, constatant que plus le taux de porosité est élevé, plus la proportion de cavités macroscopiques augmente (Fig. 1.12).

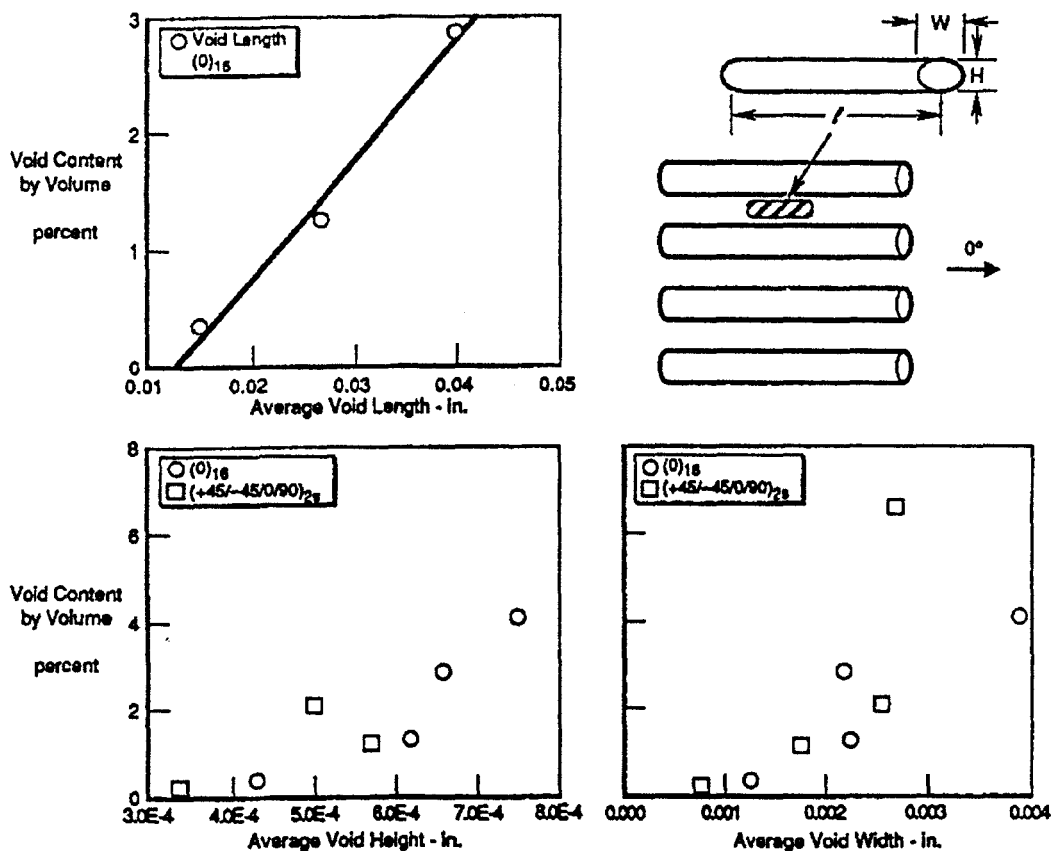


Fig. 1.11: Relation entre taux volumique et dimensions des porosités d'un composite unidirectionnel carbone/époxy [Hsu87]

Nature des défauts	Taille	Localisation	Taux de vide Vv		
			4 %	10 %	18,8 %
microscopique	2 nm	inter- ou intramoléculaire, matrice	49,1	40,0	18,8
intermédiaire	0,15 μm	inter- ou intralaminare	44,9	21,8	20,2
macroscopique	9-15 μm 1,2-1,3 mm	surface des fibres, noeuds des armures	9,0	37,2	60,0

Fig. 1.12 : Caractéristiques des porosités en fonction du taux de vide [Mar82]

PURSLOW [Pur84] estime qu'il est plus significatif de situer un taux de vide dans une classe plutôt que d'en donner une valeur moyenne, et propose un classement en six groupes :

Classe	Qualité
$V < 0,2\%$	Excellente
$0,2\% < V < 0,5\%$	Très bonne
$0,5\% < V < 1\%$	Bonne
$1\% < V < 2\%$	Moyenne
$2\% < V < 5\%$	Médiocre
$V > 5\%$	Très médiocre

Si cette classification quantitative ne s'applique qu'aux composites unidirectionnels, les remarques relatives à la nature des vides (forme et localisation) restent qualitativement

valables pour d'autres types de renfort. A une autre échelle ($<1\mu\text{m}$), la porosité d'interface apparaît à la périphérie des fibres au niveau de l'interphase fibre-matrice.

Quant à son origine, sur le plan général, la porosité régnant au sein des composites peut avoir des origines très diverses en fonction de la technologie de mise en oeuvre retenue [Cet88, Jud78, Rob87, Rub93, Hay90a] :

a) l'imprégnation des fibres

Une résine visqueuse pénètre avec difficulté entre les paquets compacts de fibres, et une mauvaise mouillabilité des fibres par la résine - en général favorisée par une structure grossière des renforts tissés ou tourmentée (armure, grammage) et des taux de renforts élevés - aggraverait cette situation: la totalité de l'air emprisonné pendant la phase d'imprégnation ne pourra pas être évacuée, ce qui constitue une source de porosité [Jud78].

Dans le cas particulier des techniques d'injection sur renfort (RTM) par exemple, la compétition entre avancée du front d'écoulement et évacuation de l'air emprisonné gouverne la formation de porosités par des processus inhérents à la géométrie et aux mouillabilités et perméabilités locales du milieu poreux (renfort): la porosité est due à un enclavement d'air par des phénomènes de divergence et de convergence de fronts d'écoulement.

b) les opérations de drapage

La porosité peut également provenir de l'air emprisonné entre les plis du stratifié lors de la phase de drapage [Rob87], ou d'une absorption excessive d'humidité:

- condensation d'eau si le matériau, sorti froid du congélateur, n'a pas été maintenu dans son emballage étanche pour revenir à température ambiante avant utilisation;
- absorption d'eau si le prépreg ou la résine ont été laissés trop longtemps en ambiance humide dans l'atelier de fabrication avant et pendant les opérations de drapage [Cet88].

c) les solvants résiduels ou composants de bas poids moléculaire

Le procédé de fabrication des prépregs requiert l'application de la résine sur le renfort sous forme soit d'une solution dans un solvant ou un mélange de solvants, soit d'un prépolymère de bas poids moléculaire [Chr86].

Dans le cas d'une stratification au contact, la résine peut elle-même contenir des solvants résiduels et des composants de bas poids moléculaire. Ces produits résiduels s'évaporent lors de la montée en température pendant la phase de polymérisation, formant ainsi des vides dans le stratifié [Jud78, Rob87].

d) l'élimination de produits secondaires lors de la réticulation

Les résines dont la polymérisation résulte d'une polycondensation (phénoliques, certains polyimides) dégagent des produits secondaires (H_2O par exemple), qui engendrent des porosités s'ils ne sont pas évacués [Jud78, Rob87].

e) les paramètres technologiques

Une analyse détaillée sera faite au § 1.5, mais on peut néanmoins déjà préciser que, dans le cas du moulage à l'autoclave, exception faite des résines fortement visqueuses admettant une pression dès le début du cycle de polymérisation, les formulations passant par une phase liquide lors de la montée en température exigent l'application de la pression pendant la phase de gélification. Une erreur de jugement quant à l'instant de mise sous pression engendre là aussi la formation de porosités:

- Une application trop tardive de la pression entraîne une insuffisance de compactage des plis et un mauvais fluage de la résine, qui ne peut s'écouler dans le moule qu'au prix de pressions incompatibles avec les moyens industriels. Les renforts sont mouillés de manière insuffisante et la pièce présente alors de nombreuses porosités.
- Une application trop précoce liée à des fuites de bordurage ou un pompage excessif de la résine provoque une migration importante de celle-ci à l'extérieur du stratifié: la porosité est alors due à un manque de résine dans le matériau [Cet88, Rob87, Gei89].

De même dans le cas d'une injection de résine sur renfort, taux et distribution des porosités seront fonction à la fois du choix des paramètres d'injection (températures moule, matière et préforme, pression et vitesse d'injection, vide) et de la conception du moule (position des événements, géométrie, surface) [Hay89, Lun 94].

D'une manière générale, l'application du vide permet de minimiser fortement le taux de porosité (évacuation de l'air, de l'eau, des solvants et des produits secondaires emprisonnés ou émis).

f) les défauts d'adhésion fibre/matrice

Un ensimage de qualité médiocre ou une mauvaise mouillabilité de la fibre se traduisent par un accrochage insuffisant de la matrice sur les fibres, et l'apparition de microfissures au niveau de la jonction fibre-résine. La porosité d'interface est alors essentiellement déterminée par le type d'ensimage appliqué au renfort. La propagation de ces cavités à la périphérie des fibres est amplifiée par l'application de contraintes mécaniques [Bro74].

Le taux de porosité et sa distribution dans le composite dépendront donc du type de résine (nature, accélérateur, catalyseur, caractéristiques rhéologiques, viscosité/température et viscosité/temps, composants volatils), de l'orientation, du taux et de la structure du renfort (armure, ensimage, séquence d'empilement) et des paramètres technologiques (températures, temps, pressions et dépression et degré hygrométrique) [Jud78, Hay89].

1.3.2. Mécanismes de génération de la porosité lors de l'écoulement de résine dans un procédé RTM

Il est à noter que la littérature scientifique est beaucoup moins riche sur la micromécanique de l'écoulement en RTM que sur le mouillage et la formation de la porosité dans d'autres procédés de transformation tels que le moulage par autoclave [Roh93].

Bien que les porosités puissent être générées par une évaporation partielle de l'agent de démoulage ou une volatilisation des gaz dissous et des espèces chimiques volatiles pendant la cuisson [Pat95, Low95, Sta92] (cf. Fig.1.13), elles sont essentiellement formées par emprisonnement mécanique de l'air contenu dans l'empreinte et la préforme, pendant la phase de remplissage [Roh93, Lun92, Hay90, Par94, Pat95, Pat95b]. Les mécanismes de formation de la porosité en RTM sont liés au comportement microscopique de l'écoulement, lui même dépendant des propriétés de la résine et du renfort et des conditions de transformation [Hay90b, Roh93, Mol89, Mol89b]. En effet, le processus d'injection en RTM consiste en la superposition de deux écoulements simultanés dus au fait que le milieu constituant la préforme est lui même poreux car constitué de mèches fibreuses moins perméables que la préforme globale [Par91, Par94, Pat91, Pat93, Pat95, Pat95b, Rho93, Sad92, Wan92]. Le premier écoulement correspond au remplissage de l'empreinte, à la propagation globale du front de matière et à l'écoulement du polymère au travers des espaces larges compris entre les mèches. Le second correspond à l'imprégnation locale des mèches et à la pénétration de la résine dans les mèches fibreuses. Ainsi, à débit d'injection élevé, on observe la génération de petites porosités localisées à l'intérieur des mèches fibreuses et généralement qualifiées de « micro-porosités » alors qu'à débit d'injection faible, on observe la formation de porosités de taille plus importante localisées entre les mèches fibreuses et qualifiées de « macro-porosités » (cf. Fig.1.14)

Avec assistance du vide sur une plaque rectangulaire LUNDSTRÖM et GEBART [Lun94, Geb93] montrent que les macro-porosités représentent environ 40% du taux de porosité total au front de matière et que cette contribution augmente avec la distance par rapport au fond de l'empreinte (cf. Fig.1.15).

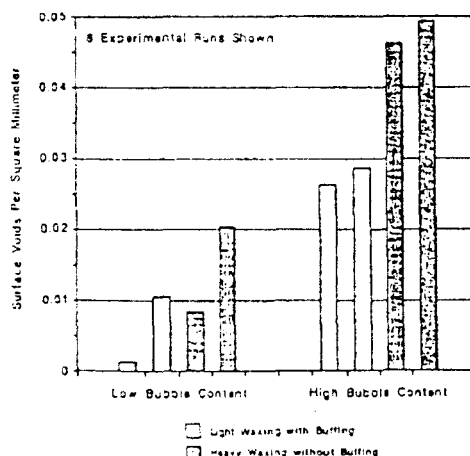


Fig.1.13 : Influence du taux initial de bulles dans la résine sur le taux de porosité dans un composite époxy-carbone moulé par RTM [Sta92]

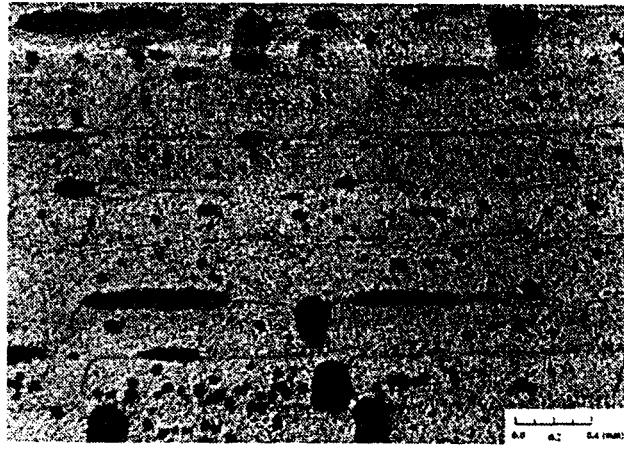


Fig. 1.14: Exemple type d'une section transversale d'une plaque RTM injectée sans assistance du vide, avec macro et micro-porosités [Lun94]

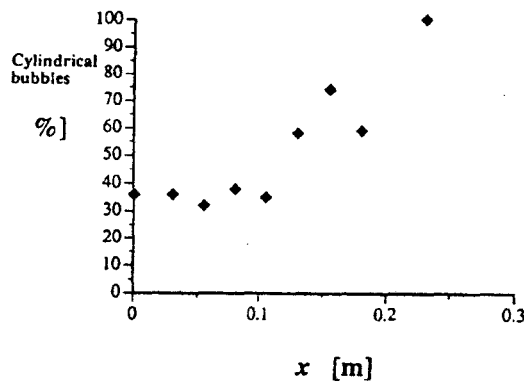


Fig. 1.15: Evolution de la contribution relative des macro-porosités cylindriques au taux de porosité total en fonction de la distance à la fin de l'empreinte [Lun94]

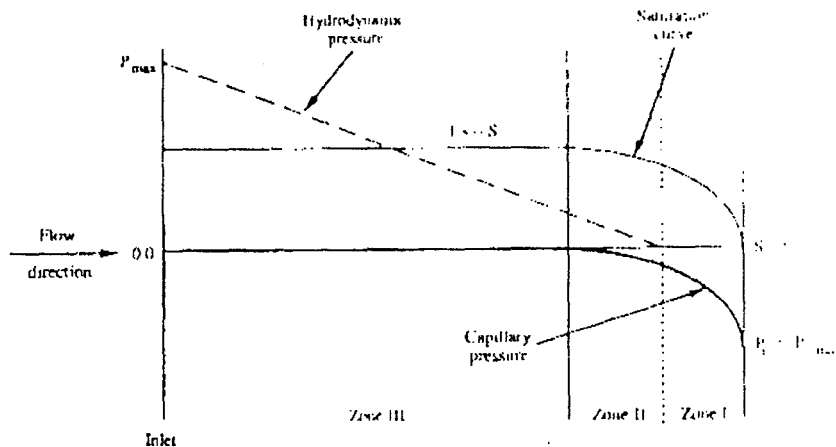


Fig. 1.16 : Schéma décrivant le mécanisme microscopique de l'écoulement RTM [Pat95]

Pour expliquer le parcours de la résine à l'intérieur d'un mat unidirectionnel cousu, PATEL et al. [Pat95] proposent le mécanisme suivant où deux types de forces engendrent l'écoulement dans la préforme : la pression hydrodynamique et la pression capillaire. Dans un renfort fibreux, chaque mèche est constituée d'un nombre important de fibres dont l'espacement est plus faible que la distance entre mèches. L'action capillaire à l'intérieur des mèches est donc beaucoup plus forte qu'entre les mèches. Ainsi, l'écoulement entre les

mèches dépend fortement de la pression hydrodynamique alors que l'écoulement dans les mèches est principalement gouverné par la pression capillaire. La forme du front d'écoulement peut donc être différente suivant l'amplitude relative locale de ces forces. Si la pression capillaire est supérieure à la pression hydrodynamique, le liquide se propage plus rapidement à l'intérieur des mèches qu'entre les mèches. Dans le cas inverse, l'écoulement entre les mèches précède l'écoulement à l'intérieur des mèches. Lorsque ces amplitudes sont du même ordre de grandeur, on observe un front d'écoulement pratiquement plat. Lorsque la saturation tend vers 1, la pression capillaire devient négligeable et la seule force motrice est la pression hydrodynamique. Cela peut être expliqué grâce au schéma (Fig. 1.16):

En effet, la pression hydrodynamique est maximale à l'entrée du moule, chute et devient pratiquement nulle au front d'écoulement. Le liquide à l'intérieur des mèches peut être drainé à partir du front d'écoulement par action capillaire à l'origine de l'écoulement de mèche. En aval du front d'écoulement de mèche, les fibres sont sèches, et la pression capillaire est une fonction de la saturation de renfort et est maximale à saturation nulle. En se dirigeant vers le front d'écoulement primaire, la saturation augmente et donc la pression capillaire diminue. Au front d'écoulement primaire, la saturation n'est pas encore totale. Ainsi la pression capillaire est plus faible mais non nulle.

Aussi, l'écoulement au travers du renfort peut il être divisé en trois zones. Dans la zone I (zone du front de mèche), seule la pression capillaire s'exerce. Dans la zone II (zone du front d'écoulement principal), les deux pressions hydrodynamique et capillaire sont importantes. Dans la zone III (zone d'écoulement établi) seule la force hydrodynamique est motrice. La longueur de la zone II dépend de la vitesse de mouillage et de la vitesse de propagation du front d'écoulement primaire. La vitesse de mouillage dépend des propriétés du liquide (tension de surface et viscosité) et de l'angle de contact fibre-résine-aire mais est indépendante du débit volumique. La zone II est plus étendue à faible débit d'injection. Pour un débit d'injection suffisamment élevé, elle peut tendre vers 0.

1.3.2.1. Mécanismes de génération des macro-porosités

Quelle que soit l'orientation du renfort par rapport à la direction principale de l'écoulement, le mécanisme de génération des macro-porosités est similaire [Roh93, Par94, Pat95, Pat95b]. Il est lié au fait que la vitesse de propagation du fluide entre les mèches fibreuses est différente de la vitesse de propagation de fluide à l'intérieur de ces mèches, ce qui entraîne que le front d'écoulement n'est pas régulier mais dentelé ou « en forme de doigts ».

Lors de l'écoulement d'une résine parallèlement à la direction du renfort constitué d'un mat unidirectionnel cousu, si les forces capillaires sont plus élevées que la pression hydrostatique, le liquide pénètre à l'intérieur des mèches fibreuses plus rapidement qu'entre les mèches. Lorsque les fronts d'écoulement dans les mèches rencontrent un obstacle (une couture par exemple), il y a création d'un écoulement transversal, déformation puis rencontre des fronts et piégeage de macro-porosités entre les mèches si les fronts d'écoulement dans les mèches dépassent l'obstacle avant l'apparition de l'écoulement transverse (Fig. 1.17).

De même, dans le cas de l'imprégnation à très faible débit, sur des structures bidirectionnelles tissées et non tissées -cousues [Pat95], le front de mouillage dans les mèches axiales précède le front principal à l'extérieur de celles-ci. Au niveau des croisements entre mèches, les mèches axiales alimentent en fluide les mèches transversales, avant que le front principal n'atteigne ces croisements. Lorsque ce dernier progresse, il pousse devant lui de l'air

qui va se retrouver bloqué à proximité des croisements entre mèches comme l'indique la figure 1.18.

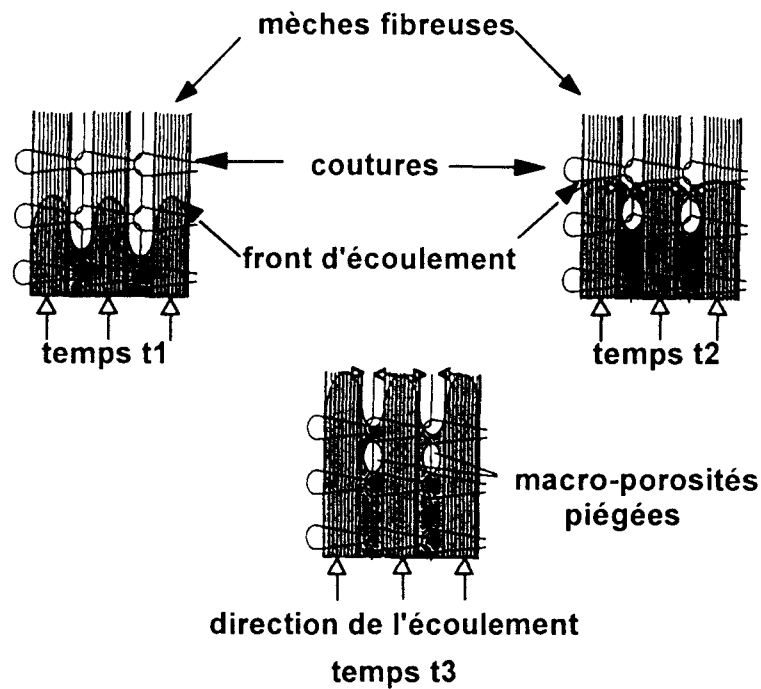


Figure 1.17 : Mécanisme de formation des macro-porosités pendant un écoulement axial [Roh93]

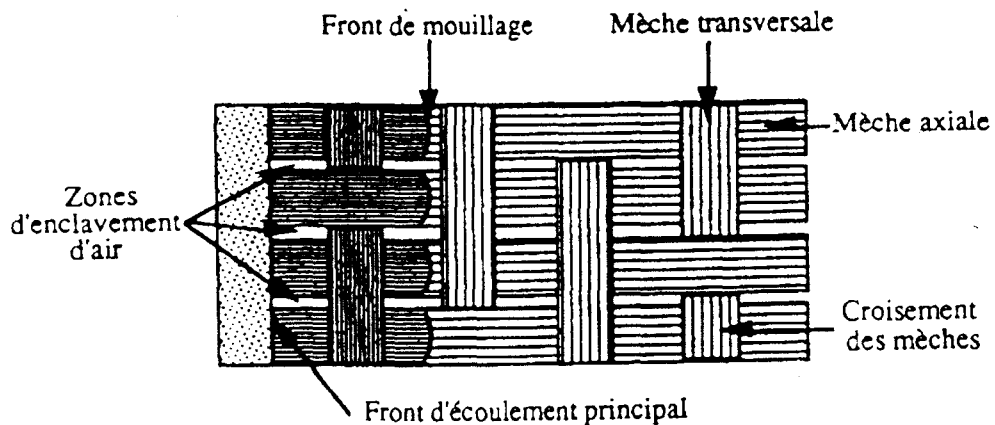


Fig. 1.18 : Mécanisme d'enclavement d'air lors d'un écoulement de résine au sein de tissus RTM [Pat95].

Lorsque l'écoulement est perpendiculaire à la direction du renfort, le mécanisme de génération de la porosité est similaire. Le liquide commence à s'écouler le long des obstacles puis dans les mèches. Cependant, la différence de vitesse entre les deux écoulements est moins marquée qu'en écoulement axial. L'écoulement transverse est dû à l'écoulement du liquide dans les mèches fibreuses et conduit là encore à la formation de macro-porosités. Comme en écoulement longitudinal, une réduction du débit d'injection favorise la génération de macro-porosité.

1.3.2.2. Mécanisme de génération des micro-porosités

A échelle microscopique, il est possible d'observer un mécanisme de formation de très petites porosités au sein des mèches du renfort, lorsque les forces capillaires prédominent

[Cha92]. Du fait de leur arrangement irrégulier dans les mèches, les fibres définissent des capillaires de tailles différentes dans lesquels les vitesses de capillarité sont différentes en direction et en module. Ce champ de vitesses tridimensionnel est à l'origine de la convergence de fronts d'écoulement avec emprisonnement d'air.

Contrairement au cas des macro-porosités, le mécanisme de génération de la micro-porosité est sensiblement diff rent suivant l'orientation du renfort par rapport à la direction principale de l'écoulement [Roh93]. En écoulement axial, la formation de la porosité est liée à la forme irrégulière du front de matière et est caractéristique des forts débits d'injection. Dans ce cas, l'effet de la pression hydrostatique est supérieur à celui des forces capillaires, la vitesse du fluide à l'intérieur des mèches est plus faible que sa vitesse entre les mèches. Alors, les fronts d'écoulement avals (entre les mèches) se propagent de l'espace compris entre les mèches vers l'intérieur de celles-ci, puis, après diffusion, rencontrent les fronts d'écoulement amonts (  l'intérieur des mèches) venant à l'opposé et emprisonnent ainsi des micro-porosités. En raison de leur mécanisme de formation « par encerclement », celles-ci sont essentiellement formées au centre des mèches fibreuses (Fig. 1.19). Leur nombre, leur taille et leur mobilité dépendent de l'amplitude du découpage du front de matière, soit de la vitesse relative de l'écoulement entre les mèches et de l'écoulement à l'intérieur des mèches; mais également de certains facteurs géométriques tels que des h t rog nit s dans les mèches et des coutures.

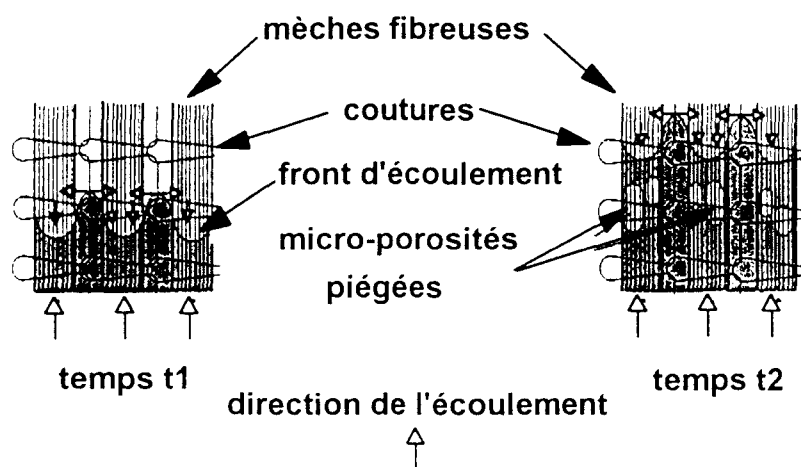


Figure 1.19 : Mécanisme de formation des micro-porosités pendant un écoulement axial [Roh93]

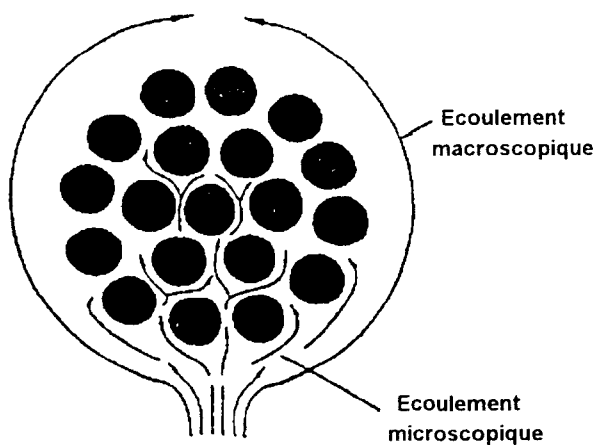


Figure 1.20 : Schéma de l'écoulement d'encerclement lorsque la direction principale du flux est perpendiculaire à la direction du renfort [Roh93]

En écoulement transversal, par contre, la génération de la micro-porosité est liée à la rencontre des fronts d'imprégnation provenant de directions opposées à l'intérieur des mèches. La figure 1.20 schématise la propagation de la résine dans l'empreinte en écoulement perpendiculaire. Lorsque le front de matière atteint une mèche fibreuse, il la contourne (ce qui correspond à l'écoulement dit « macroscopique ») et ensuite seulement l'imprègne (ce qui correspond à l'écoulement dit « microscopique »). Ainsi, le mouillage des fibres se produit après le contournement de la mèche.

Puisque la mèche n'est pas totalement imprégnée lorsque le front principal l'a dépassée, le liquide mouille le renfort dans des directions opposées. La rencontre de ces flux microscopiques piège des micro-porosités à l'intérieur des mèches fibreuses (Fig. 1.21).

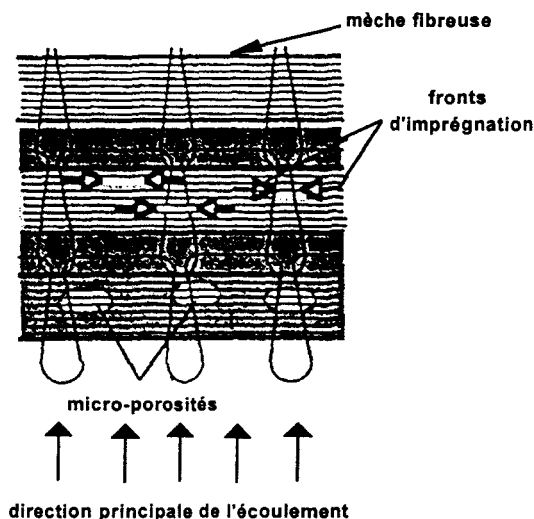


Fig. 1.21 : Formation des microporosités en écoulement transverse [Roh93]

De même dans le cas d'un écoulement unidirectionnel perpendiculaire aux mèches de renfort [Par94], lorsque le front d'écoulement a dépassé une mèche, il s'écoule autour de celle-ci en enfermant une poche d'air. Dès que le front a dépassé la mèche, celle-ci est lentement imprégnée par le fluide (Fig. 1.22). Le contournement de la mèche par le fluide s'explique par la grande différence de perméabilité existant entre les espaces intermèches et les mèches.

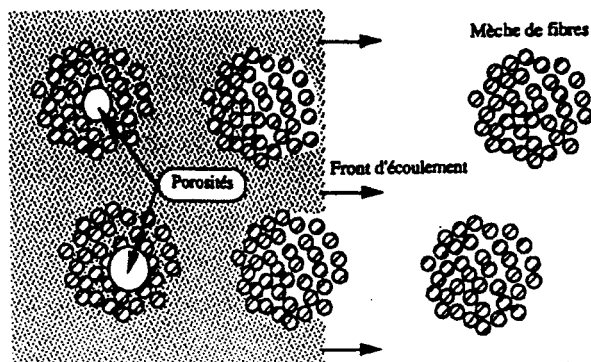


Fig. 1.22: Mécanisme d'enclavement d'air lors d'un écoulement de résine dans une direction orthogonale aux mèches de renforts en RTM [Par94]

1.4. QUANTIFICATION DE LA POROSITE

De nombreuses méthodes ont jusqu'à présent été utilisées pour estimer le taux de vide des matériaux composites. Toutes ont leurs limitations. Une brève description de chaque technique est présentée ci-après, suivie d'une analyse et d'une présentation détaillée des méthodes les plus abordables en pratique.

Les méthodes de mesure disponibles se divisent en **méthodes destructives** (mesures de densités, absorption d'eau, comptage statistique) et **méthodes non-destructives** (ultrasonores, radiographiques, microondes, ...).

1.4.1. Méthodes destructives

La méthode des **mesures de densités** (balance hydrostatique, pycnomètre ou colonne à gradient de densité) [Cet88, Jud78, Yos86, Pre87, Bow92, Mül94] est la plus utilisée, de par sa simplicité (faible coûts et temps de mesure de l'ordre de la minute). Elle consiste à mesurer la densité du composite et la masse des différents constituants dans un échantillon. Le volume des vides est calculé par la relation :

$$v_v = v_c - (v_f + v_r) = \frac{m_c}{\rho_c} - \left(\frac{m_r}{\rho_r} + \frac{m_f}{\rho_f} \right)$$

où v = volume

m = masse

ρ = masse volumique

indices v, c, r, f = vide, composite, résine, fibre

La précision de la méthode dépend essentiellement de la taille et de la distribution des vides dans le composite: des porosités de taille importante et distribuées de façon hétérogène porteront préjudice à la précision du résultat. Des calculs ont montré que l'incertitude absolue atteignait $\pm 0,5\%$ (sur la fraction volumique exprimée en %). Cette méthode n'est donc pas applicable à la mesure de faibles taux de porosité, pour lesquels les valeurs obtenues sont souvent négatives. Par ailleurs, cette technique ne donne aucune information quant à la forme, la taille et la répartition des vides.

La méthode d'**absorption d'eau** [Cet88, Jud78] consiste à comparer la quantité d'eau qui est absorbée dans un échantillon de résine pure à celle absorbée dans le matériau composite. La connaissance de la masse de résine contenue dans le composite est également nécessaire. Le taux de porosité est alors exprimé par la relation:

$$V_v = A_c - A_r$$

où V_v = taux volumique de vide

A_c = absorption d'eau du composite

A_r = absorption d'eau de la résine contenue dans le composite

Il existe cependant une incertitude sur le remplissage complet des vides par l'eau absorbée. Cette méthode est très longue à mettre en oeuvre (une à plusieurs semaines) et demeure assez complexe à exploiter, la résine pouvant présenter des phénomènes de gonflement ou d'hydrolyse.

Le **comptage statistique** [Cet88, Jud78, Pur84] consiste à mesurer la surface occupée par les porosités par observation au microscope de la section polie d'un échantillon. Il s'agit de superposer une grille carrée comportant 20 à 200 points à une coupe micrographique. Statistiquement, la proportion de points de la grille qui sont superposés à des vides correspond au taux de porosité du matériau. Cette tâche fastidieuse (plusieurs heures pour une mesure) peut être facilitée en utilisant des appareils plus ou moins sophistiqués associant appareils photographiques ou caméras vidéo à des systèmes analyseurs d'image [Var95, McG93, Lun94, Lun93, Hay89, Hay90, Abb90, Alt86, Cas94].

Cette méthode présente l'avantage de fournir des indications sur la forme, la taille et la répartition des porosités. Cependant, la mesure étant effectuée sur une petite section, elle n'est certainement pas représentative de l'ensemble du matériau.

1.4.2. Méthodes non destructives

La technique de **mesure par ultrasons** [Cet88, Jud78, Gei89, Pre87, Hsu88, Rub93, Sua93, Mül94] est fondée sur le comportement des vibrations mécaniques de fréquence supérieure aux fréquences acoustiques (ultrasons, 2,25-10MHz). Différentes variantes sont disponibles, en transmission ou réflexion (échos), avec balayage de type A-scan (analyse d'amplitudes de signaux sur oscilloscopes), B-scan (coupes de la pièce) ou C-scan (cartographie de la pièce), nécessitant ou non l'immersion en piscine (fig.1.23). La méthode consiste à mesurer l'atténuation d'amplitude du faisceau d'ondes sonores lors de son passage à travers le matériau composite. Cette atténuation et sa pente en fonction de la fréquence sont reliées au taux de porosité (fig.1.24 [Sua93]) voire à la longueur des porosités (fig.1.25 [Rub93]) par une relation linéaire. Ce paramètre peut cependant également être influencé par le nombre de plis, l'état de cuisson de la résine, la fraction volumique de fibres, l'interface fibre-matrice ou le délaminage. Les constantes de proportionnalité dépendent de la forme des porosités et des propriétés élastiques du stratifié, et sont déterminées expérimentalement.

Cette méthode présente l'avantage de pouvoir être appliquée à une pièce entière pour laquelle une cartographie complète de la distribution des défauts est ainsi déterminée (temps de mesure = deux heures environ), mais est en revanche sensible à l'orientation des défauts par rapport à l'axe d'émission du train d'ondes ultrasonores et n'est pas très adaptée aux structures industrielles de grandes dimensions [Pab85]. Cette technique doit en outre être utilisée conjointement à une autre méthode de mesure, de manière à effectuer une calibration de l'atténuation avec un taux de porosité connu, ce qui la rend tributaire de la précision de cette calibration. L'avantage principal de ce test est d'être non destructif.

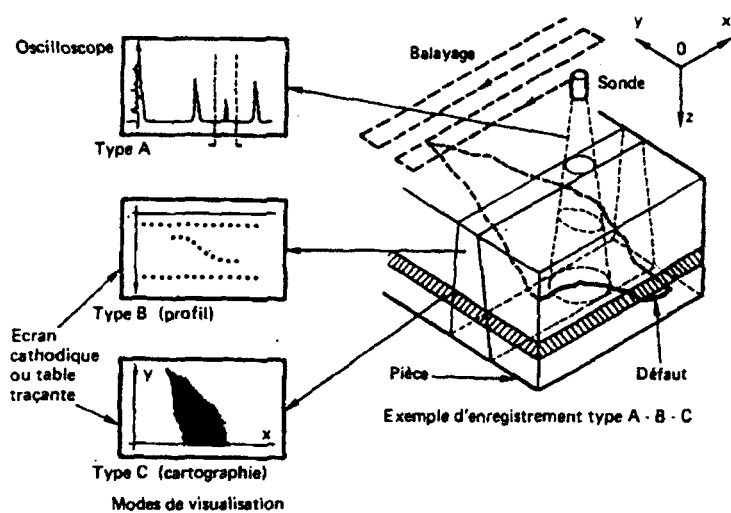


Fig. 1.23 : Détection de défauts par ultrasons [Mat89]

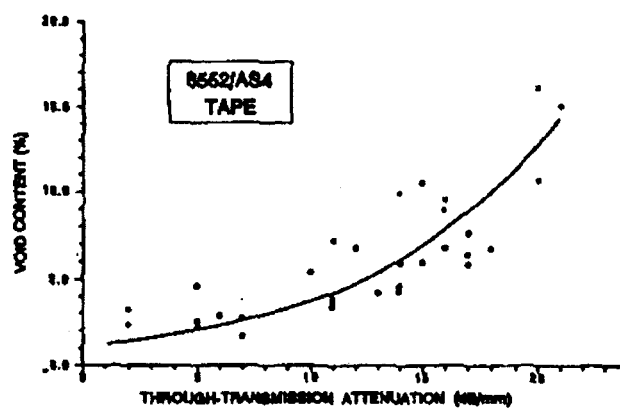


Fig. 1.24 : Corrélation atténuation / taux de porosité [Sua93]

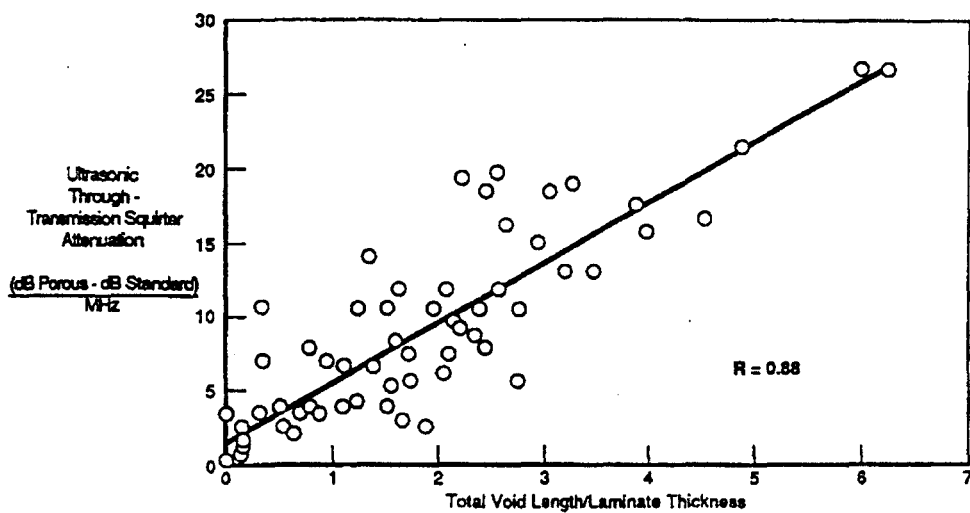


Fig. 1.25 : Corrélation atténuation / longueur de porosité [Rub93]

Les techniques radiographiques sont également utilisées pour visualiser la porosité des composites [Gra95, Pab85].

La mesure par **radiographie** consiste généralement à imprégner l'échantillon d'une substance opaque aux rayons X, qui diffuse dans les porosités du matériau composite, puis à le radiographier [Gei 89, Pre 87]. L'absorption, et la diffraction des rayons X par les différentes phases du matériau permet de détecter la porosité (fig.1.26). Des vides de l'ordre du micron voire du nanomètre peuvent ainsi être détectés, mais l'image reste bidimensionnelle (2D) [Lip90] et la validité de la méthode dépend le cas échéant du remplissage par l'agent opacifiant. Certaines porosités de petite taille peuvent ne pas être détectées si elles sont masquées par des masses ou objets de taille conséquente. L'analyse des résultats est en outre longue et délicate, en particulier pour les pièces de géométrie complexe [Pab85]. Il est à noter que des appareils portatifs à basse tension (50 KV) sont utilisables sur les chantiers.

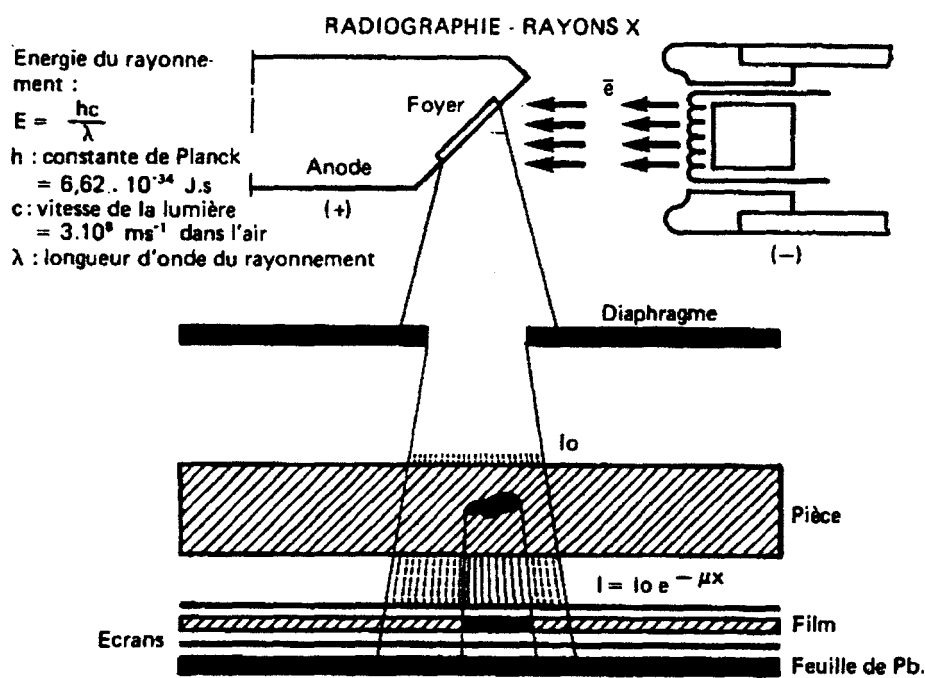


Fig. 1.26 : Détection de défauts par radiographie [Mat89]

L'utilisation combinée de techniques radiographiques et ultrasonores est également envisageable pour permettre à la fois de situer la position des porosités dans l'épaisseur d'une pièce et évaluer leur superficie (fig.1.27).

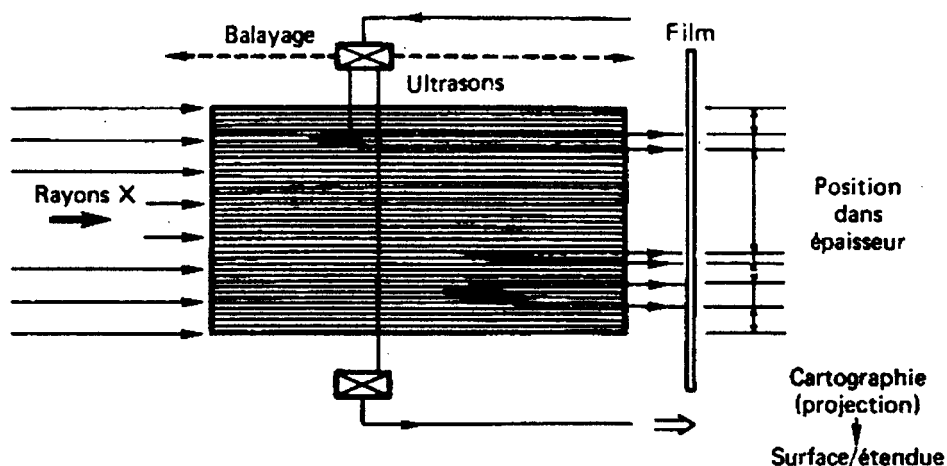


Fig. 1.27 : Détection de défauts par combinaison ultrasons/radiographie [Mat89]

Certaines de ces limitations peuvent être levées en utilisant l'imagerie par **tomographie ou tomodensitométrie à rayons X** (scanner) [Pab85 , Arm89]. Il s'agit d'une technique de laboratoire en cours de développement, dérivée des scanners médicaux, qui repose sur l'établissement de corrélations densité d'absorption des rayons X - densités locales du matériau - taux de porosité et qui permet, par des observations multidirectionnelles 3D et des analyses d'images à haute résolution par ordinateurs, de situer et d'évaluer des défauts dans le volume. On élimine ainsi les problèmes d'orientation et de superposition des défauts qui se posent avec les autres techniques.

Néanmoins la visualisation des images n'est pas possible en temps réel avec cette technique, et le traitement vidéo de l'image rayons X se fait via des systèmes d'analyse très coûteux qui limitent fortement l'utilisation de cette méthode pour la détection de porosités [Jon89, Lip90, Arm89, Smi94, Gra95]. Par ailleurs, comme pour les techniques ultrasonores, la méthode nécessite un étalonnage au moyen d'échantillons de taux de porosité connus afin d'évaluer l'absorption théorique du matériau composite (aucune porosité).

Les techniques **microondes** peuvent aussi être utilisées pour estimer des taux de vide au sein des composites [Pab85, Gra95, Zou90]. La méthode est fondée sur les différences de propriétés diélectriques engendrées par des défauts tels que inclusions, vides et délaminages, aux hautes fréquences (8 à 18 GHz). En particulier, il a été montré [Gra95] que les deux composantes de la permittivité complexe $\epsilon_r^* = \epsilon_r' - j\epsilon_r''$, i.e la partie réelle ϵ_r' appelée permittivité relative et la partie imaginaire ϵ_r'' appelée facteur de pertes diélectriques, étaient influencées par la présence de vides : une augmentation du taux de porosité de 1 % engendre une diminution de ϵ_r' de 1,1 % et de ϵ_r'' de 3 %, ceci pour une fréquence de mesure de 10 GHz. La précision des mesures diélectriques étant évaluée à 1,2 % sur ϵ_r' et 5 % sur ϵ_r'' , il est possible de détecter des variations de taux de porosité de l'ordre de 1% (resp. 2 %) en se basant sur la variation de la permittivité relative ϵ_r' (resp. du facteur de pertes ϵ_r''). Le composite poreux étant considéré comme un milieu biphasique (vide + matériau), taux de vide et constantes diélectriques peuvent être reliées par une loi des mélanges [Gra95, Ula86] :

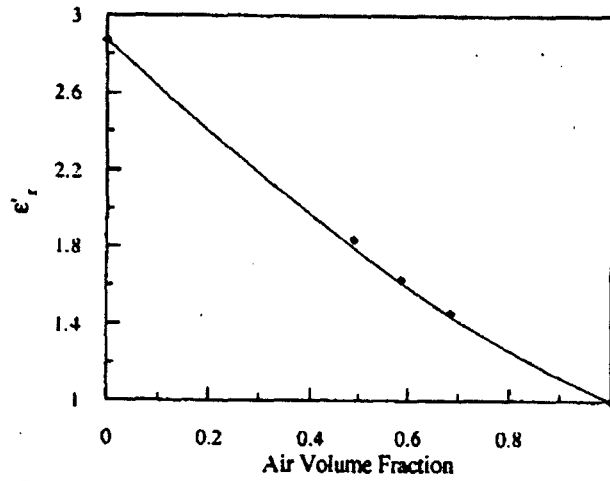


Fig. 1.28 : Variation de la permittivité relative calculée (ligne) et mesurée (points) en fonction du taux de vide [Gra 95]

$$\epsilon_c = \epsilon_m + 3 v_v \epsilon_c \left(\frac{\epsilon_v - \epsilon_m}{\epsilon_v + 2\epsilon_c} \right)$$

où ϵ_c , ϵ_v et ϵ_m sont respectivement les constantes diélectriques du composite (poreux), de la porosité (air) et du matériau non poreux ($v_v = 0$), et v_v le taux volumique de vide (porosité). La validation de ce modèle par des mesures expérimentales a été réalisée pour ϵ'_r (figure 1.22) et pour ϵ''_r .

L'utilisation de techniques de balayage et de guides d'ondes à bouts ouverts permet d'éditer des images, qui, après calibration, donnent accès aux taux de porosités absolus locaux (cartographie) et aux tailles des inclusions poreuses [Gra95]. Sur le plan pratique, les techniques microondes ne nécessitent pas l'utilisation de couplants et peuvent être utilisées avec ou sans contact. Les appareils de mesure nécessaires peuvent être conçus de façon à être simples, peu onéreux, d'utilisation aisée, portables, alimentés par piles et susceptibles de fournir une information en temps réel [Gra95].

Enfin, d'autres méthodes non destructives pourraient éventuellement être envisagées :

- **La thermographie** consiste à étudier à la surface d'une structure la carte thermique résultant d'un flux de chaleur imposé soit sur l'autre face par convection, conduction ou rayonnement, soit dans la masse par sollicitation mécanique. Les défauts engendrent une modification de la conductivité thermique et du frottement interne générateur de chaleur (fig. 1.29). L'analyse est faite avec une caméra infrarouge qui peut détecter des écarts de l'ordre de $0,1^\circ\text{C}$ dans un domaine de température voisin de l'ambiante, ou bien avec des cristaux liquides badigeonnés sur la surface et dont la couleur est fonction de la température, cette dernière technique étant beaucoup moins onéreuse. La méthode reste encore très qualitative et est limitée à la détection de défauts de taille conséquente (plusieurs cm^2).

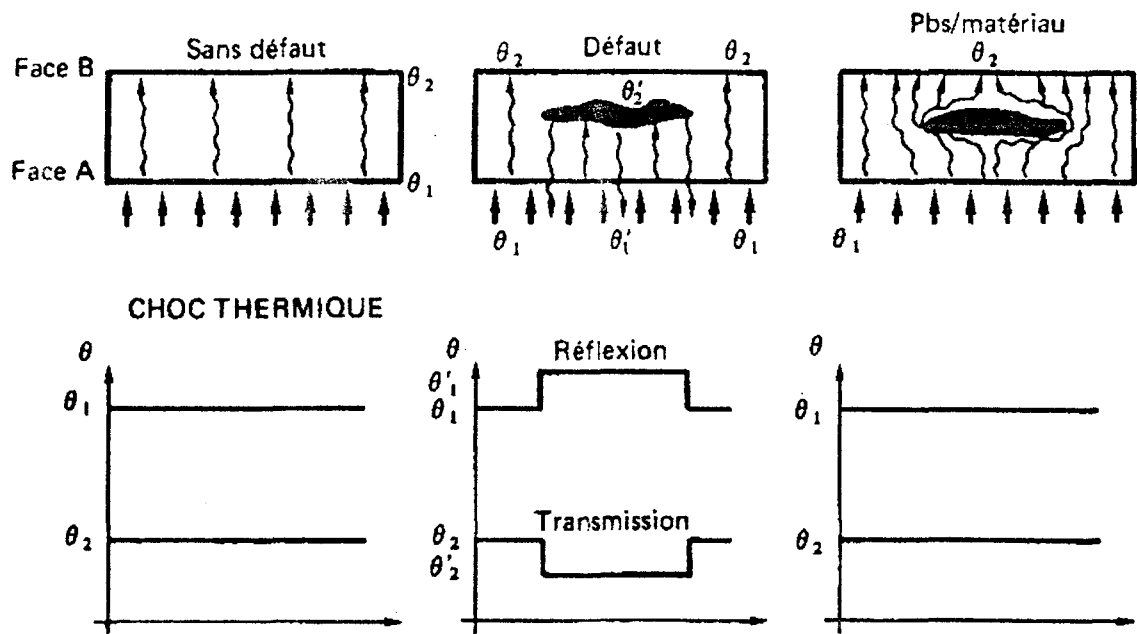


Fig. 1.29 :Détection de défauts par thermographie [Mat89]

- **L'holographie** par laser permet d'analyser le spectre d'interférence résultant de la combinaison d'un faisceau de référence avec le faisceau diffusé par la surface de la structure soumise à une faible charge. La présence de défauts qui ont une influence sur la déformation de la surface (dé laminages, décollements, inclusions, etc.) va entraîner une modification de l'homogénéité du spectre. Il s'agit d'une méthode de laboratoire dont l'étalonnage est délicat.

1.5. RELATIONS POROSITE / PARAMETRES TECHNOLOGIQUES

1.5.1. Influence des paramètres de mise en oeuvre

1.5.1.1. Influence du vide

Il est courant, en RTM, d'évacuer l'air contenu dans l'empreinte avant et pendant la phase de remplissage. Cette pratique « d'assistance par le vide » est réputée comme permettant d'améliorer sensiblement les propriétés mécaniques et d'aspect des pièces moulées par réduction de leur taux de vide [Low95, Sen93], mais ne peut résoudre totalement le problème de génération de la porosité et de mouillage médiocre des mèches [Hay90b, Pat95]. ROHATGI et al. [Roh93] montrent que l'assistance du vide permet de réduire les taux de macro (par augmentation artificielle du débit d'injection) et de micro-porosités (par purge de l'air contenu dans les mèches) en écoulement axial. Cependant, l'obtention d'une pièce exempte de porosités nécessite que le vide soit uniformément appliqué dans le moule et que celui-ci soit parfaitement étanche, ce qui est industriellement difficile à assurer pour des grandes pièces. HAYWARD et HARRIS [Hay89, Hay90] ont montré, sur différentes combinaisons de résines (polyesters et époxy) de viscosités différentes (100 à 3500 mPas) et de renforts (verre unidirectionnel à liant thermoplastique, tissu et mat à fibres continues de verre, tissu de carbone) que l'assistance du vide améliore sensiblement le mouillage des fibres, permet de réduire de façon significative (de 1 à 0.15% pour des taux volumiques de fibres de 40%) le taux de porosité global des pièces fabriquées et conduit à une répartition plus homogène de ces porosités (cf. Fig. 1.30).

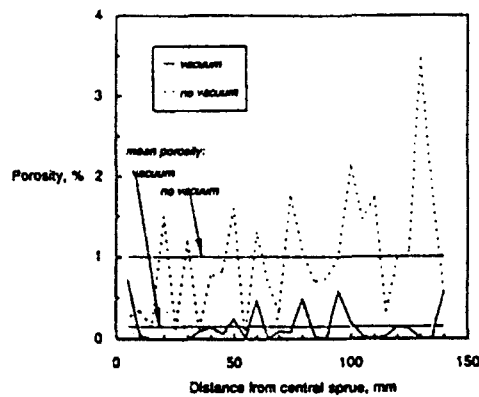


Figure 1.30 : Influence de l'assistance du vide sur le taux de porosité d'un composite verre-polyester réalisé par RTM (taux volumique de renfort = 40%) [Hay90]

Les mêmes auteurs montrent [Hay90b] que, pour être efficace, le vide doit être imposé surtout pendant la phase de remplissage proprement dite. En effet, ils observent, en activant et en désactivant successivement le vide lors d'une même injection centrale d'une plaque rectangulaire (cf. Fig. 1.31), une alternance de zones claires et sombres correspondant à une alternance de zones imprégnées (claires) et médiocrement mouillées (sombres). Ils interprètent ces résultats en remarquant que la qualité du mouillage est liée à l'état microscopique de l'écoulement lors du premier contact résine/fibre, lui même influencé par l'activation ou non de l'assistance du vide.

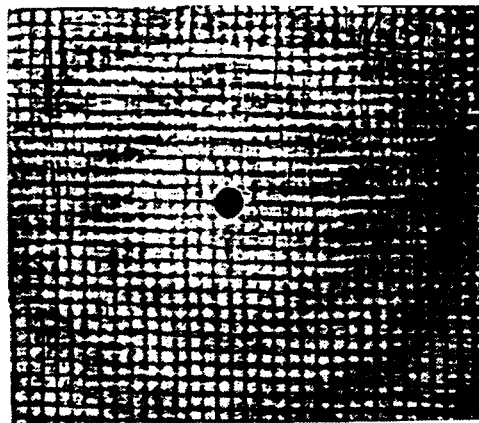


Fig. 1.31 : Effet de l'activation et de la désactivation de l'assistance du vide sur la qualité du mouillage d'une plaque RTM injectée par le centre [Hay90b]

Enfin, a été mis en évidence que l'assistance du vide n'est pas équivalente à une augmentation correspondante de la pression d'injection. En effet, l'amélioration de la qualité du mouillage obtenue avec un vide de 0.7 bars ne peut être reproduite par une augmentation de 0.7 bars de la pression d'injection [Hay90b]. De même, on montre que cette amélioration n'est pas non plus liée à l'évacuation des impuretés contenues dans le renfort puisqu'un séchage de 1000 heures à 100 °C de celui-ci avant injection n'entraîne pas d'amélioration de son mouillage par la résine [Hay90b].

LUNSTRÖM et AL. [Lun92, Lun94, Lun93b] ont étudié quant à eux l'influence du niveau de vide sur la répartition des porosités dans une empreinte rectangulaire injectée à une de ses extrémités. L'influence bénéfique de l'assistance du vide sur le taux de porosité peut

être observé sur la figure 1.32 où sont reportés les profils de taux de porosité dans la direction de l'écoulement pour 4 taux de vide donnés.

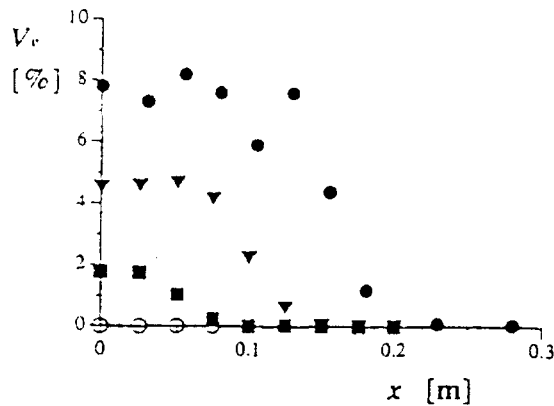


Fig. 1.32 : Influence du taux de vide sur la répartition de porosité dans une plaque rectangulaire- ● 1 bar, ▼ 0.5 bar, ■ 0.3 bar [Lun92]

On observe tout d'abord que la zone la plus riche en porosité est située près des événements, soit près du front de matière et que la longueur de cette zone est d'autant plus réduite que le taux de vide est élevé. Le taux maximal de porosité est ensuite considérablement réduit lorsque le taux de vide augmente. Ainsi pour un vide de 0.1 bar, le taux de porosité dans le composite est pratiquement nul (cf. Fig. 1.33.)

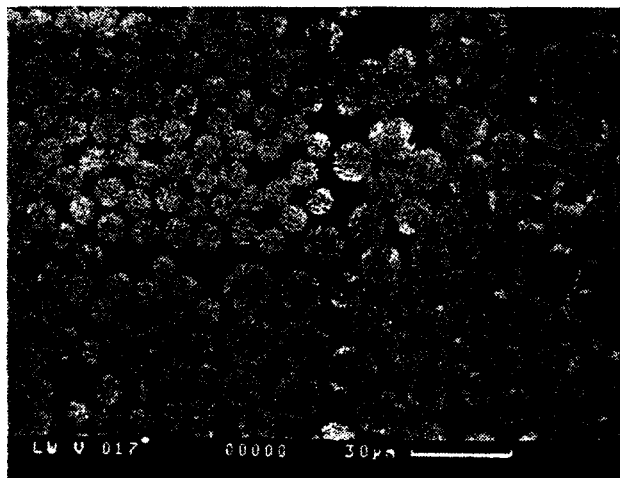


Fig. 1.33 : Section transversale d'une plaque RTM pratiquement exempte de porosité injectée avec un vide de 0.1 bar [Lun94]

L'influence du taux de vide sur le taux de porosité est alors interprétée par un modèle simple, basé sur la loi des gaz parfaits. LUNDSTRÖM et al. supposent que les porosités sont créées par emprisonnement d'air. La vitesse de création de ces porosités est une fonction complexe d'un grand nombre de paramètres (tension de surface, viscosité, angle de contact, température...) mais indépendante de la pression de l'air au front de matière de sorte qu'un nombre constant de bulles d'air est piégé quelle que soit cette pression. Ils supposent également que les porosités ainsi créées sont attirées à la surface des fibres par une force dite d'adhésion. L'évolution de ces bulles, le fait qu'elles sont ou non entraînées par la résine, dépend du rapport entre les forces d'attraction entre les bulles et les fibres et des forces hydrodynamiques. LUNDSTRÖM et al. supposent que la diminution du taux maximal de porosités accompagnant l'augmentation du niveau de vide est la conséquence d'une compression de l'air contenu dans les porosités lorsque le vide est supprimé après injection.

Ils négligent ici la pression capillaire à l'interface de la bulle. Les porosités comprimées sont alors figées à l'intérieur du stratifié après gélification. Le rapport entre le volume initial des porosités et leur volume après cuisson peut être calculé par la loi des gaz parfaits. Ainsi, si on considère une injection avec un vide de 0.5 bars, les porosités seront comprimées de la moitié de leur volume initial lorsque la pression sera rétablie à 1 bar pendant la cuisson. Si on admet que le profil de porosités initiales est le même lors d'une injection sans assistance de vide, le nouveau profil de porosités après compression sera la moitié du profil initial (trait pointillé sur la figure 1.34). Cette théorie simple permet de bien rendre compte de l'influence du taux de vide sur le taux maximal de porosité au front de matière.

L'interprétation du fait que la longueur de la zone poreuse décroît lorsque le niveau de vide augmente est basée sur l'hypothèse qu'il existe un volume critique de porosité où les bulles sont entraînées par ou dissoutes dans la résine. Ce volume critique dépend de la géométrie de renfort et des conditions à l'interface bulles-fibres. Lorsqu'une bulle a été entraînée par la résine, elle est alternativement capturée et entraînée, ce qui se traduit par une augmentation linéaire du taux de porosité en fonction de la distance du point d'injection, en supposant qu'il n'y ait pas de mécanisme de destruction des porosités.

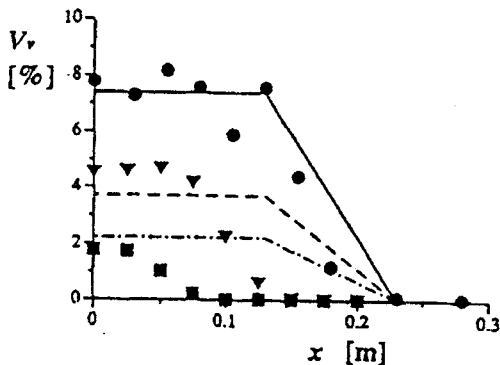


Fig. 1.34 : Profils expérimentaux de porosités dans un renfort unidirectionnel pour différentes pressions de sorties - ● 1 bar, ▼ 0.5 bar, ■ 0.3 bar [Lun92]

La figure 1.35 décrit plus en détail une bulle piégée au front de matière sans assistance du vide. Le volume de cette bulle est initialement V_0 et la pression à l'intérieur de la bulle est égale à la pression atmosphérique P_{atm} (en négligeant la tension de surface). La bulle emprisonnée subira une augmentation de pression due à l'augmentation de pression de la résine en un point pendant le remplissage, et son volume sera réduit. Le volume de la bulle, à une distance d donnée du front de matière peut être calculée par

$$V_d = \frac{P_0}{P_0 + \Delta P \frac{d}{L}} V_0$$

où V_d est le volume à la position d , V_0 le volume initial de la bulle, P_0 la pression initiale dans la bulle, ΔP la perte de charge de l'écoulement, d la distance entre la position d et le front de matière, L la longueur totale de l'écoulement.

Pour voir l'influence de l'assistance du vide, on suppose qu'une bulle identique de même volume initial V_0 est piégée en injection avec assistance du vide mais que le vide n'affecte pas la perte de charge de l'écoulement ΔP . Le volume de la bulle à une distance d du front de matière sera V_{vide} tel que:

$$\frac{V_{vide}}{V_d} = 1 - \left(\frac{1}{P_{vide}} - \frac{1}{P_{atm}} \right) \frac{\Delta P d}{L} < 1$$

Ce qui signifie que la bulle dans le cas de l'injection assistée par le vide sera plus petite que la même bulle dans le cas d'injection sans assistance du vide. De plus, la distance au front de matière correspondant au point où la bulle est comprimée à son volume critique sera plus faible. Ce modèle simple permet de traduire l'influence du taux de vide sur le taux maximal de porosités mais également sur la longueur de la zone poreuse (cf. Fig. 1.36)

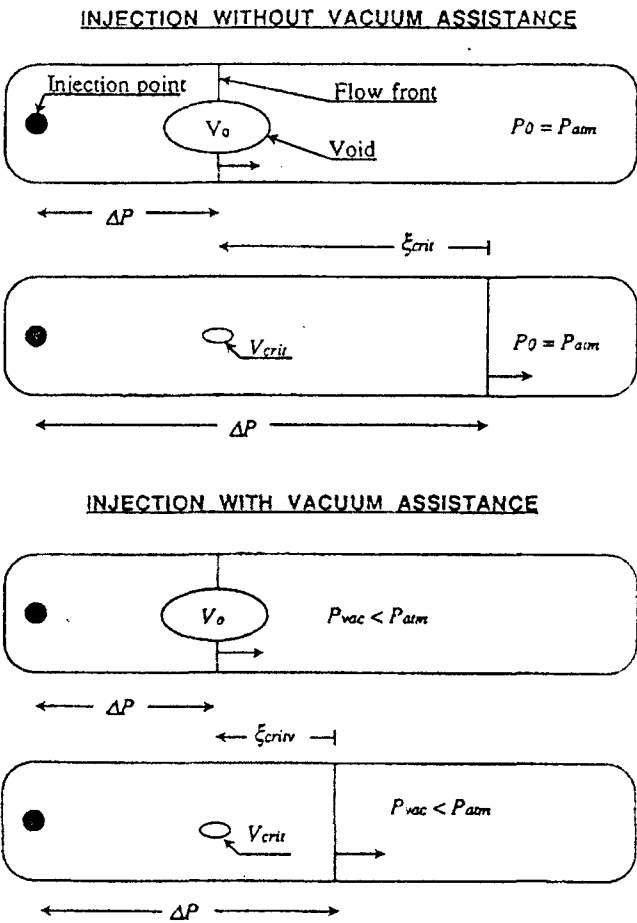


Fig. 1.35 : Détail du comportement d'une bulle en RTM [Lun92]

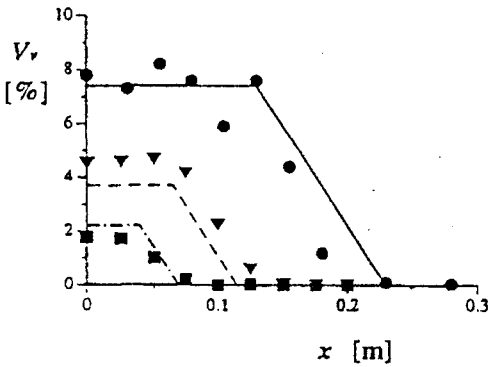


Fig. 1.36 : Profils expérimentaux et calculés (en tenant compte de la compression à 1 bar après injection) de porosités dans un renfort unidirectionnel pour différentes pressions de sorties : ● 1 bar, ▼ 0.5 bar, ■ 0.3 bar [Lun92]

1.5.1.2. Influence de la vitesse et / ou de la pression d'injection

Comme on l'a vu plus haut, l'injection RTM peut être réalisée à pression ou débit imposé, sachant que quelle que soit la technologie retenue, on admet que les deux paramètres pression et débit sont liés par la loi de Darcy.

PATEL et al. montrent [Pat91, Pat95] qu'une pression d'injection faible favorise l'écoulement dans les mèches fibreuses et donc leur mouillage. La figure 1.37 montre l'influence de la vitesse d'injection sur la progression du front d'écoulement au travers d'un renfort fibreux unidirectionnel. A faible vitesse, la résine s'infiltre autour et à l'intérieur des fibres et se propage principalement par action capillaire. Le front d'écoulement à l'intérieur des mèches devance le front d'écoulement entre les mèches ce qui favorise l'imprégnation du renfort. A forte vitesse d'injection, l'écoulement entre les mèches fibreuses devance celui à l'intérieur des mèches et est majoritairement gouverné par les forces hydrodynamiques. La résine contourne les mèches qui ne sont que lentement imprégnées par le fluide [Pat91].

MAHALE et al. [Mah92] montrent qu'une augmentation de la vitesse du fluide (donc du débit d'injection) réduit le taux volumique de porosité quels que soient le type de renfort et la viscosité de la résine utilisée, jusqu'à une vitesse critique au delà de laquelle le taux de porosité est nul. Cette vitesse critique est d'autant plus faible que la viscosité de la résine est élevée (cf. Fig 1.38). Ces résultats sont confirmés par les études de PATEL et al. [Pat95] mais infirmés par ceux de SENIBI et al. qui montrent quant à eux qu'une augmentation du débit d'injection s'accompagne d'une augmentation du taux de vide contenu dans un composite RTM [Sen93].

HAMADA et al. [Ham94] comparent les taux de porosités générés par l'alimentation en nappe et ponctuelle d'une plaque rectangulaire. En injection en nappe, une augmentation du débit entraîne une augmentation de la surface relative de la zone poreuse. En effet, pour un empilement de 4 plis, l'augmentation de la vitesse d'injection de 2 à 168 cm³/s réduit la surface exempte de porosités de 35 à 10%. Par ailleurs, à haut débit d'injection, ils observent beaucoup plus de microporosités à l'intérieur des mèches. Les mêmes tendances ne sont pas notées en injection ponctuelle puisque dans deux cas sur trois (6 et 8 plis) le pourcentage de surface parfaitement imprégnée augmente légèrement avec le débit d'injection (Fig. 1.39).

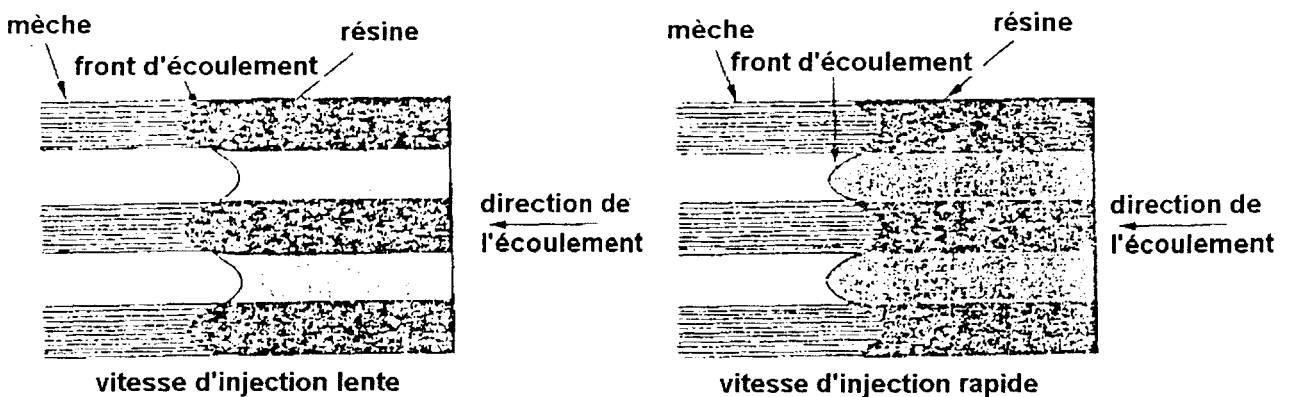


Fig. 1.37 : Influence de la vitesse d'injection sur la progression du front de matière au travers d'un renfort unidirectionnel [Pat91]

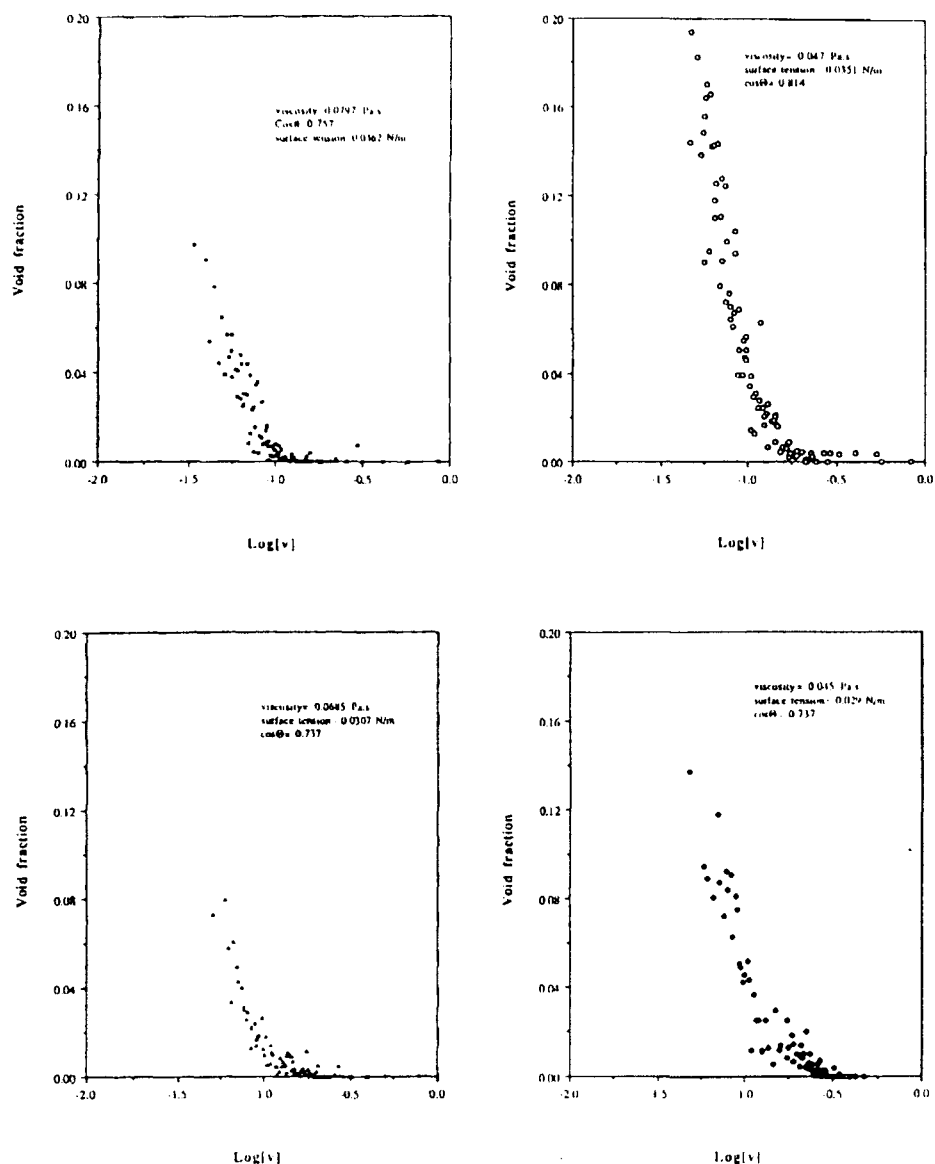


Fig. 1.38 : Influence du débit d'injection et de la viscosité de la résine sur le taux de porosité en RTM [Mah92]

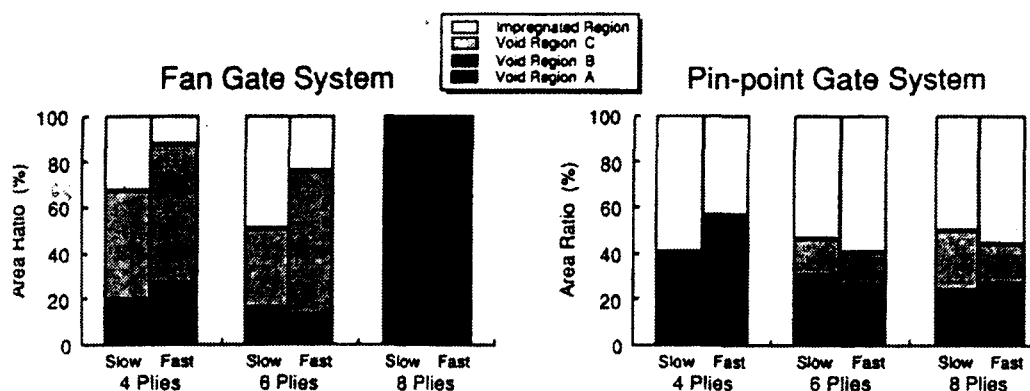


Fig 1.39 : Influence du débit d'injection sur le taux de porosité d'une plaque pour deux types d'alimentation [Ham94]

1.5.1.3. Influence de la température

HAYWARD et HARRIS [Hay89] n'observent aucune influence de la **température du moule** (variation de 20°C) sur le taux de porosités de plaques injectées en RTM avec différents types de renforts et de résines, résultat confirmé par ceux de LOWE et al. [Low95]

En ce qui concerne la **température de la résine**, dans le cas d'une injection à pression imposée, LUNSTRÖM et GEBARD [Lun94, Geb93] montrent que l'efficacité du processus de formation de la porosité est accentuée par une élévation de la température d'injection. Ainsi, pour un vinylester, une augmentation de la température de la résine de 18 à 50 °C, et donc une diminution de sa viscosité de 770 à 65 mPas, entraîne une augmentation du taux global de porosité (de 0.77 à 1.1%) mais n'affecte pas la longueur de la zone poreuse. Ces résultats sont à interpréter avec précaution, car dans le cas d'une injection à pression imposée, une augmentation de la température du polymère, et une diminution de sa viscosité, se traduisent par une augmentation du débit volumique d'injection, qui affecte, de façon indépendante, grandement les mécanismes de génération des porosités.

Dans le cas d'une injection à débit volumique imposé faible, ils observent ainsi qu'une augmentation de la température d'injection (de 35 à 50 °C) correspondant à une diminution de la viscosité de la résine (de 190 à 65 mPas) entraîne une augmentation de la longueur de la zone poreuse (de 133%) et une augmentation de taux global de porosité (de 126%). Des résultats similaires en terme de taux de porosité global sont obtenus à débit d'injection imposé élevé. Cependant, dans ce cas la longueur de la zone poreuse est beaucoup moins affectée (augmentation de 27% seulement). Les résultats obtenus par LOWE et al. [Low95] sont beaucoup moins spectaculaires puisqu'une augmentation de 40° de la température d'injection de la résine entraîne qu'une augmentation marginale du taux de porosité.

Ces résultats confirment ceux de PATEL et al. [Pat91] qui montrent qu'une élévation de la température d'injection, donc une diminution de la viscosité de la résine, favorise l'écoulement à l'intérieur des mèches et le mouillage du renfort (cf. Fig. 1.40).

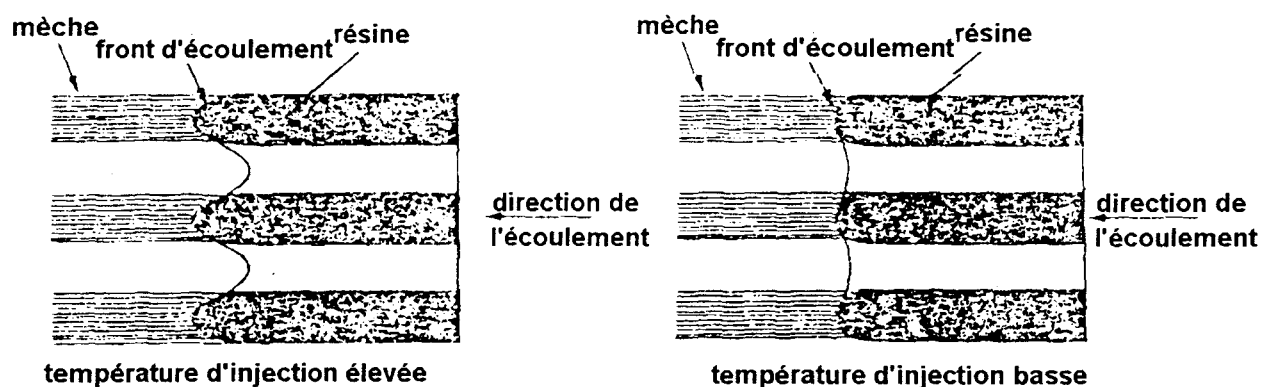
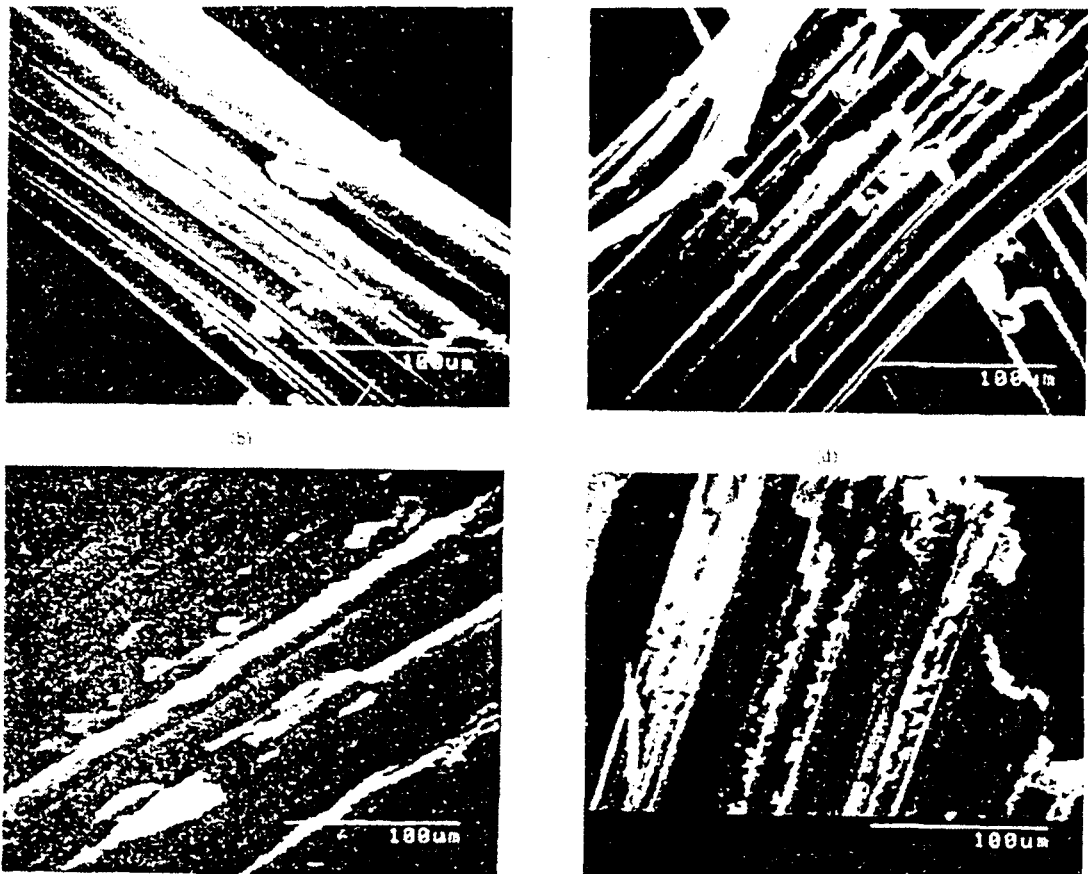


Fig. 1.40 : Effet de la température d'injection sur la forme du front d'écoulement au travers d'un renfort unidirectionnel [Pat91] à faible vitesse d'injection

Enfin, lorsque la **température de la préforme** est significativement supérieure à celle de la résine injectée, la liaison chimique entre l'ensimage et la matrice à la surface du renfort peut être favorisée. Ainsi, la résine en contact avec les fibres chaudes a une viscosité plus faible que celle du reste de la matrice, ce qui favorise la pénétration de la résine dans les mèches fibreuses [Pat91]. Pour une même pression d'injection, la comparaison des figures 1.41 a et b

d'une part, c et d d'autre part, montre que pour le composite transformé avec une température de préforme élevée, l'adhésion fibre-matrice est meilleur.



- a) renfort mat, température de préforme = température ambiante
- b) renfort mat, température préforme = 80°C
- c) renfort unidirectionnel, température préforme = température ambiante
- d) renfort unidirectionnel, température préforme = 80°C

Fig. 1.41 Influence de la température de la préforme sur le mouillage du renfort [Pat91]

1.4.1.4. Influence d'une pression ou d'une compression de post-remplissage

LUNSTRÖM et GEBART [Lun94] montrent que l'application d'une **pression de post-remplissage**, i.e. la poursuite de l'injection après remplissage complet de l'empreinte (à pression égale à la pression imposée lors de la phase de remplissage), permet de purger une partie de la porosité de la pièce. La longueur de la zone poreuse est alors plus faible (de 50% environ) et le taux global de porosité réduit (de 35% environ). Cependant, le taux de porosité de la zone poreuse seule augmente (de 45% environ) si la résine n'a pas suffisamment de temps pour entraîner toutes les porosités à l'extérieur du moule, car la vitesse de déplacement de ces porosités pendant la purge diminue lorsque la distance au front de l'empreinte augmente.

Les travaux de ROHATGI confirment que les macro-porosités générées pendant la phase de remplissage des moules RTM peuvent être évacuées par l'application d'une pression de post-remplissage élevée. Cependant, cette suppression n'est pas recommandée industriellement car elle entraîne des consommations de résine supplémentaires et grève par là même le coût de fabrication de ces pièces [Roh93].

PATEL et al. [Pat94] montrent que les porosités formées lors de l'écoulement à faible débit d'injection peuvent être transportées à l'extérieur du moule par application d'un débit de purge donc d'une pression de post-remplissage. Les porosités de grande taille sont alors fractionnées en porosités plus petites, étirées, déformées, déplacées au travers du renfort et évacuées sous l'action des forces visqueuses, car la pression hydrodynamique du liquide est équilibrée par la pression de l'air contenu dans la porosité et par la pression capillaire. Pour déplacer une porosité donnée, il faut que la pression hydrodynamique dépasse la pression capillaire et la résistance due à l'encombrement stérique. Les porosités de très petite taille cependant, ne peuvent pas se déplacer car les forces visqueuses qui s'y exercent sont très faibles.

Certains auteurs proposent quant à eux une variante consistant à imposer **une compression postérieure à l'injection**. Ainsi, LUNSTRÖM ET GEBART [Lun94] montrent que l'application d'une pression de cuisson de 2 bars permet de réduire considérablement (60%) le taux de porosités de plaques injectées par RTM, mais n'affecte pas la longueur de la zone poreuse.

HÖHFELD et DREWS [Höh94] proposent, pour augmenter le taux volumique de fibres accessible tout en réduisant significativement le taux de porosité et le temps d'injection, de combiner RTM et compression sur presse (pour les pièces de forme simple) ou autoclave (pour les géométries complexes). Cette technique permet d'obtenir des taux de vide inférieurs à 1% avec des taux volumiques de fibres de 54 à 66% suivant la pression et le temps de compression utilisés.

HWANG et al. [Hwa94] ont développé une technique similaire, mais la compression est alors obtenue directement sur le montage d'injection RTM. Elle peut être facilement adaptée aux outillages traditionnels moyennant l'utilisation de cales escamotables pour la phase de compression. La figure 1.42 montre l'effet de la pression de compression sur la porosité dans une plaque injectée par le centre. On observe que la taille des porosités décroît lorsque la pression de compression augmente, résultat interprétable de deux façons. La première consiste à dire que lorsque la pression de compression augmente, la taille initiale des porosités diminue. Ce phénomène suit la loi des gaz parfaits: si la pression augmente, le volume d'air correspondant à la porosité diminue. L'autre explication consiste à dire que lorsqu'on applique une pression de compression, la résine est chassée du moule au travers des événements. A vitesse de compression constante, une augmentation de la pression de compression entraîne que le temps disponible pour évacuer la porosité est plus long.

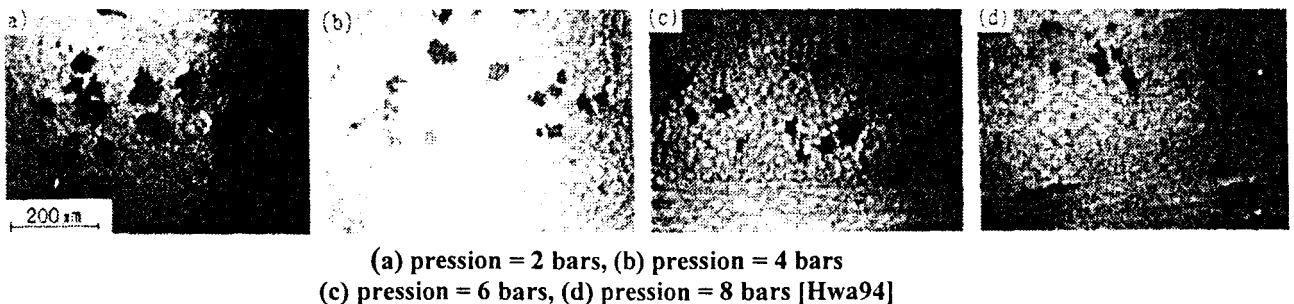


Fig. 1.42 : Influence de la pression de compression sur la porosité en RTM

1.5.1.5. Influence d'une vibration du moule pendant le remplissage

STABLER et al. [Sta92] montrent qu'une vibration du moule pendant le remplissage à 10 Hz permet de réduire considérablement le taux de porosité dans un composite carbone-époxy (cf. Fig 1.43)

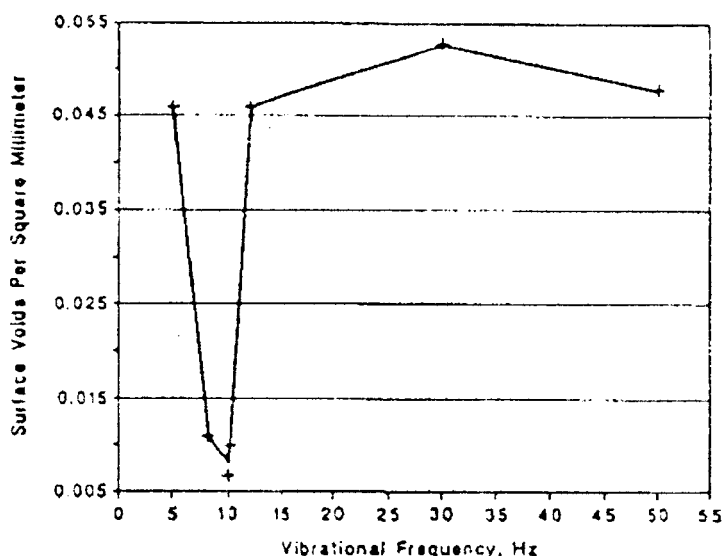


Fig. 1.43 : Influence de la fréquence de vibration du moule pendant le remplissage sur le taux de porosité d'un composite carbone-époxy [Sta92]

1.5.2. Influence des paramètres matériaux

1.5.2.1. Influence des interfaces renfort/résine/air/moule

Plusieurs auteurs [Mah92, Roh93, Pat95, Pat95b, Pet92] caractérisent l'écoulement par son nombre capillaire, significatif de l'importance relative des forces visqueuses et capillaires. Dans sa forme initiale ce nombre sans dimension, directement proportionnel au débit volumique d'injection, s'exprime par :

$$Ca = \frac{\mu v}{\sigma_L} \quad (2)$$

où μ est la viscosité dynamique du liquide, v la vitesse superficielle de l'écoulement (débit volumique d'injection / surface transversale de l'empreinte) et σ_L la tension de surface du liquide. Cependant cette expression ne tient pas compte d'un paramètre fondamental lié au couple renfort/polymère, à savoir l'angle de contact θ , déterminé par les tensions de surface du liquide σ_L et du solide σ_S et la tension interfaciale solide-liquide σ_{SL} . Suivant l'équation de Young-Dupré, cette caractéristique peut s'exprimer par :

$$\cos(\theta) = \frac{\sigma_S - \sigma_{SL}}{\sigma_L} \quad (3)$$

Lorsque le liquide pénètre dans un capillaire vide, l'interface solide-air est remplacée par l'interface solide-liquide par le processus de mouillage. On définit la tension d'adhésion (A) par :

$$A = \sigma_s - \sigma_{sl} = \sigma_L \cos(\theta) \quad (4)$$

Plus la valeur de la tension d'adhésion sera grande, plus ce processus sera rapide. Lors du mouillage par un liquide donné, la valeur de la tension d'adhésion change systématiquement en même temps que les caractéristiques de la surface du solide. Ainsi, pour généraliser la définition du nombre capillaire pour tout type de couple liquide/fibre, il est important d'inclure l'angle de contact dans la définition du nombre capillaire de l'équation (2). Cette forme modifiée du nombre capillaire s'exprime par :

$$Ca^* = \frac{\mu v}{\sigma_L \cos(\theta)} \quad (6)$$

MAHALE et al. [Mah92, Pet92] montrent que pour un renfort donné, le taux de porosité dans le composite est une fonction décroissante du nombre capillaire, jusqu'à un nombre capillaire limite au-delà duquel le taux de porosité est pratiquement nul. Pour deux types de mat (I et II) ne différant que par la taille des filaments et leur ensimage, ce nombre capillaire limite est de $2.5 \cdot 10^{-3}$ (cf. Fig. 1.44).

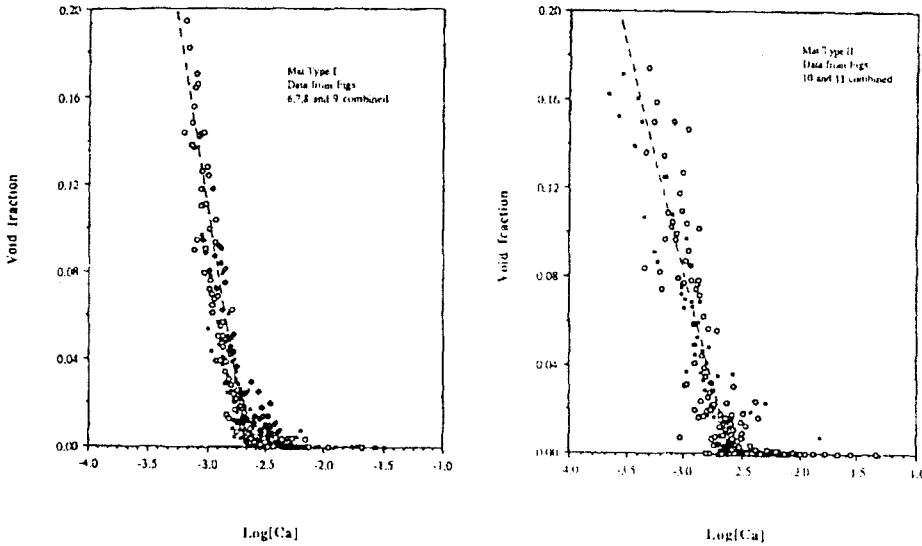


Fig. 1.44 : Influence du nombre capillaire sur le taux de porosité total d'un composite moulé par RTM. Les deux renforts (I ou II) ne diffèrent que par la taille des filaments et l'ensimage [Mah92]

ROHATGI et al. montrent [Roh93] que plus le nombre capillaire modifié est faible plus la pression capillaire est importante par rapport aux forces visqueuses et donc plus la vitesse à l'intérieur des mèches fibreuses est grande vis-à-vis de celle observée entre les mèches, favorisant ainsi la formation de macro-porosités. A l'inverse, plus le nombre capillaire modifié est élevé, plus les forces visqueuses deviennent prépondérantes et plus la vitesse du fluide entre les mèches est grande par rapport à celle correspondant au mouillage des fibres par action capillaire, favorisant ainsi la formation de micro-porosités. Ainsi, pour diverses combinaisons renforts/fluides, il existe une fenêtre de nombre capillaire, donc une

fenêtre de débits d'injection, dans laquelle les taux de macro et de micro-porosités sont minimaux (Figure 1.45).

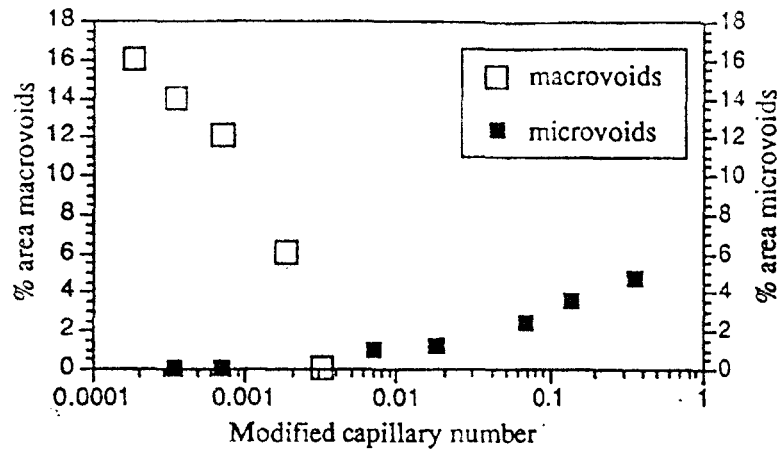


Figure 1.45 : Influence du nombre capillaire modifié sur les taux de micro et macro-porosités pour un mat unidirectionnel cousu et une huile silicone en écoulement axial [Roh93]

De plus, la taille, le nombre et la mobilité de ces porosités dépendent des vitesses relatives des écoulements entre et à l'intérieur des mèches, qui elles-mêmes dépendent du nombre capillaire. Ainsi, à nombre capillaire modifié élevé (0,36), les micro-porosités générées sont larges et allongées, alors qu'elles sont petites lorsque le nombre capillaire modifié est plus faible (0,004).

La connaissance du nombre capillaire critique permet par ailleurs d'adapter les conditions de transformation au fluide utilisé pour une configuration d'écoulement et un renfort donnés dans la mesure où l'analyse de l'évolution des taux de micro-et de macro-porosité pour différents liquides conduit à une courbe maîtresse pratiquement indépendante de la nature du fluide (Figure 1.46).

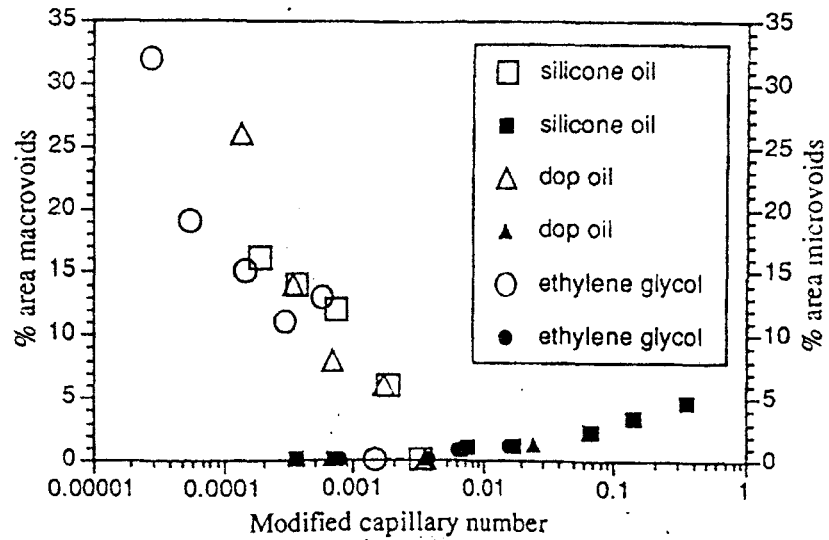


Fig. 1.46 : Courbes maîtresses de l'évolution des taux de micro et macro-porosités pour un mat unidirectionnel cousu et différents fluides modèles en écoulement axial [Roh93]

Cependant, il est à noter que si, en écoulement longitudinal, on peut, en choisissant judicieusement les conditions de transformation annuler le taux de macro ou de micro-

porosités, le mécanisme même de génération des micro-porosités en écoulement transversal fait que le taux de micro-porosités ne peut jamais être annulé, même aux très faibles nombres capillaires (Fig. 1.47).

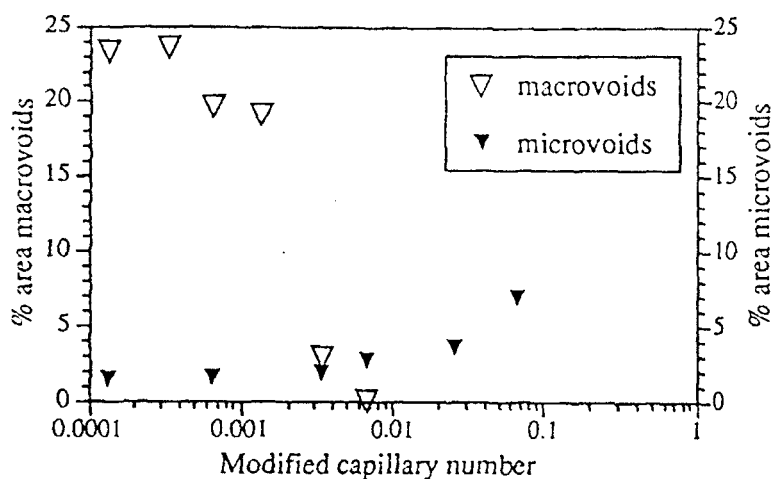


Fig. 1.47 : Influence du nombre modifié capillaire sur les taux de macro et de micro-porosités en écoulement transverse [Roh93]

Enfin, certains auteurs ont cherché à mettre en évidence les influences spécifiques de certaines grandeurs intervenant dans la modification du nombre capillaire telles que l'angle de contact résine/fibres, l'énergie de surface des fibres ou l'énergie de surface du moule.

HAYWARD et HARRIS [Hay90b] montrent qu'une augmentation de l'**angle de contact entre résine et renfort** (ici en saturant le renfort de styrène avant injection, avec ou sans assistance du vide) entraîne une augmentation significative du taux de porosité du composite (fig. 1.48).

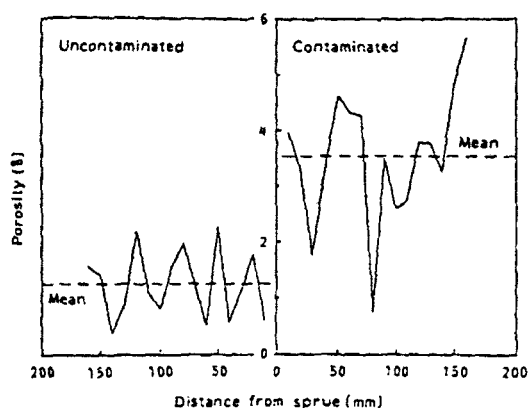


Fig. 1.48 : Influence de l'angle de contact résine / renfort sur le taux de porosité d'un composite RTM [Hay90b]

PATEL et al. [Pat95] montrent que la valeur de l'angle de contact influe sur la valeur du nombre capillaire critique au delà duquel le taux de porosité générées est pratiquement nul. Plus l'angle de contact est élevé, plus ce nombre capillaire critique est faible: $Ca_c = 3.43 \cdot 10^{-3}$ pour $\theta = 0^\circ$, $Ca_c = 1.52 \cdot 10^{-3}$ pour $\theta = 56^\circ$, $Ca_c = 2.44 \cdot 10^{-3}$ pour $\theta = 66^\circ$.

STADLER et al. puis PATEL et al. montrent qu'une modification de l'**énergie de surface du moule** par un agent de démoulage augmente le taux de porosité dans les composites RTM [Sta92, Pat95]. PATEL et al. ont utilisé des outillages en verre recouvert ou

non d'un agent de démoulage et en PMMA. Ils montrent que la réduction de l'énergie de surface du moule entraîne une augmentation du taux de porosités du composite à débit d'injection donné (cf. fig. 1.49). Ceci peut être expliqué par le fait que l'agent de démoulage fournit des sites d'accrochage à la porosité.

Nombre capillaire	Taux de porosités de surface (%)	
	PMMA	Verre + agent de démoulage
0.36 10 ⁻³	5.75	7.70
0.37 10 ⁻³	10.20	14.33
0.34 10 ⁻³	14.36	20.09

Fig. 1.49 :Effet de la tension de surface du moule sur la formation de la porosité lors de l'injection d'une huile DOP (les mèches sont parallèles à la direction principale de l'écoulement) [Pat95]

LUNDSTRÖM et GEBART [Lun94] confirment l'influence des conditions à l'interface fibre/résine/air en modifiant artificiellement (par élimination du traitement de surface des fibres par chauffage à haute température) l'énergie de surface du renfort. Ils montrent ainsi que ce traitement entraîne une très forte diminution (de 1.2 à 0.18%) du taux global de porosité et moins prononcée de la longueur de la zone poreuse (de l'ordre de 56%).

1.5.2.2. Influence des caractéristiques physiques et rhéologiques de la résine

PATEL et al. [Pat95] et ROHATGI [Roh93] ont étudié la formation des porosités en RTM pour différentes résines de viscosités et de tensions de surface différentes : de l'eau, de l'huile DOP (Diphénil-octyl-phthalate), différents types d'huiles silicones (Dow Corning 200, diméthylpolysiloxane), de l'éthylène glycol, de la glycérine et une résine réactive (polyester insaturé) et deux types de renforts (un mat de verre unidirectionnel cousu et un mat de fibres continues). Ils montrent que la rhéologie du liquide influe sur la forme de l'écoulement (différence de vitesse entre les mèches et à l'intérieur des mèches) et donc sur le mécanisme de formation de la porosités. Ainsi, pour la majorité des liquides étudiés, à faible débit d'injection, l'écoulement est plus rapide à l'intérieur des mèches et le front d'écoulement est très découpé alors qu'à débit d'injection élevé, l'écoulement se produit principalement entre les mèches. Cependant, pour l'huile silicone de faible viscosité (1 cs) l'écoulement se propage préférentiellement à l'intérieur des mèches, même à grande vitesse d'injection.

HAYWARD et HARRIS [Hay90] soulignent qu'il est difficile d'étudier la viscosité de la résine comme paramètre indépendant sur l'écoulement RTM et les propriétés mécaniques des pièces ainsi réalisées, car toute modification de cette grandeur est liée à une modification des paramètres de transformation (températures de la résine et de l'outillage) ou de la chimie du système (et donc des propriétés physiques et mécaniques de la matrice). Ils ont cependant étudié le remplissage d'un moule RTM carré contenant divers types de renfort par des résines dont la viscosité variait de 100 à 3500 mPas et ont conclu qu'il n'existe pas dans l'absolu de viscosité idéale pour ce type d'application et que le choix d'une viscosité optimale est lié à la nature et au taux de renfort. En effet, dans certains cas particuliers, ici un taux volumique de renforts de 40% sans assistance du vide, l'utilisation d'une résine polyester de faible viscosité (250 mPas) conduit à un taux global de porosité plus élevé que l'utilisation d'une résine polyester de viscosité plus élevée (3500 mPas) (cf. Fig. 1.50). Cependant, pour un taux volumique de renfort plus important (55%), la résine de viscosité élevée ne permet pas d'imprégner correctement le renfort.

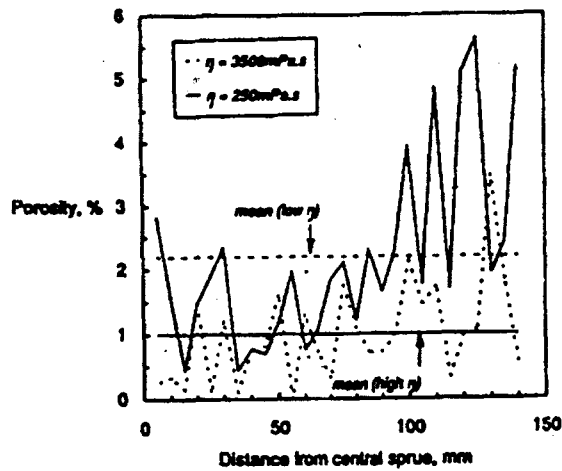


Fig. 1.50 : Influence de la viscosité de la résine sur le taux de porosité d'un composite RTM (résine polyester, taux volumique de renfort verre 40%) [Hay90]

MAHALE et al. observent qu'une augmentation de la viscosité de la résine entraîne une diminution de la vitesse critique au-delà de laquelle le taux de porosité est pratiquement nul [Mah92].

1.5.2.3. Influence de la structure du renfort

Compte tenu des mécanismes de génération des porosités identifiés précédemment, il est clair que **l'orientation des fibres par rapport à l'écoulement** constitue un premier paramètre d'influence. En effet, les perméabilités des renforts utilisés en RTM dépendent notamment de leur orientation par rapport à la direction principale de l'écoulement qui affecte donc directement les mécanismes de génération des porosités et les taux de vide des composites ainsi réalisés [Geb92, Geb93, Lun94].

La génération des macro-porosités étant due à des écoulements préférentiels entre les mèches et à l'intérieur des mèches, il faut s'attendre à ce que cette orientation ne soit pas neutre en terme de taux de porosités dans le composite. Cependant, lorsque le renfort est orienté perpendiculairement à la direction principale d'injection, la différence des vitesses de ces deux écoulements est moins significative. Rohatgi montre ainsi que l'orientation des renforts influe sur le nombre capillaire modifié critique en deçà duquel la porosité macroscopique augmente exponentiellement. Ce nombre caractéristique pour un mat unidirectionnel cousu est multiplié par 3 lorsque l'écoulement passe de la direction parallèle à la direction perpendiculaire aux fibres [Rho93].

La génération des micro-porosités en écoulement longitudinal, comme celle des macro-porosités, est liée à la forme irrégulière du front de matière, alors qu'en écoulement transversal, elle est liée à l'encerclement des mèches fibreuses par le fluide puis à l'imprégnation de ces mèches fibreuses. Ainsi, tant que le processus d'imprégnation des mèches n'est pas terminé, il y a formation de micro-porosités à l'intérieur des mèches. Ceci explique pourquoi le taux de micro-porosité n'est jamais nul, même à très faible nombre capillaire modifié.

LUNSTRÖM et GEBARD [Lun94, Lun93b] comparent les porosités obtenues pour deux types d'empilements : un totalement unidirectionnel $(0)_{10}$ et un mixte $[0, (90_2, 0_2)_2, 90]$. Ils observent que le taux de porosité global pour le renfort mixte et la longueur de la zone

poreuse sont plus élevés que pour le renfort unidirectionnel et l'interprètent comme une conséquence de la complexité des chemins d'écoulement dans le renfort mixte et donc d'une augmentation du nombre de « pièges à porosités ». Ils observent par ailleurs que le taux de porosité pour un renfort mat est significativement plus faible que pour un renfort unidirectionnel, mais que dans ce cas, la longueur de la zone poreuse n'est pas modifiée par le changement de structure de la préforme.

PATEL et al. [Pat95, Pat95b] montrent que l'orientation de renfort perpendiculairement à la direction de l'écoulement se traduit par une augmentation du taux de porosité dans le composite à débit d'injection donné (Fig. 1.51)ainsi que le nombre capillaire critique au delà duquel le taux de porosité est minimal (Fig. 1.52).

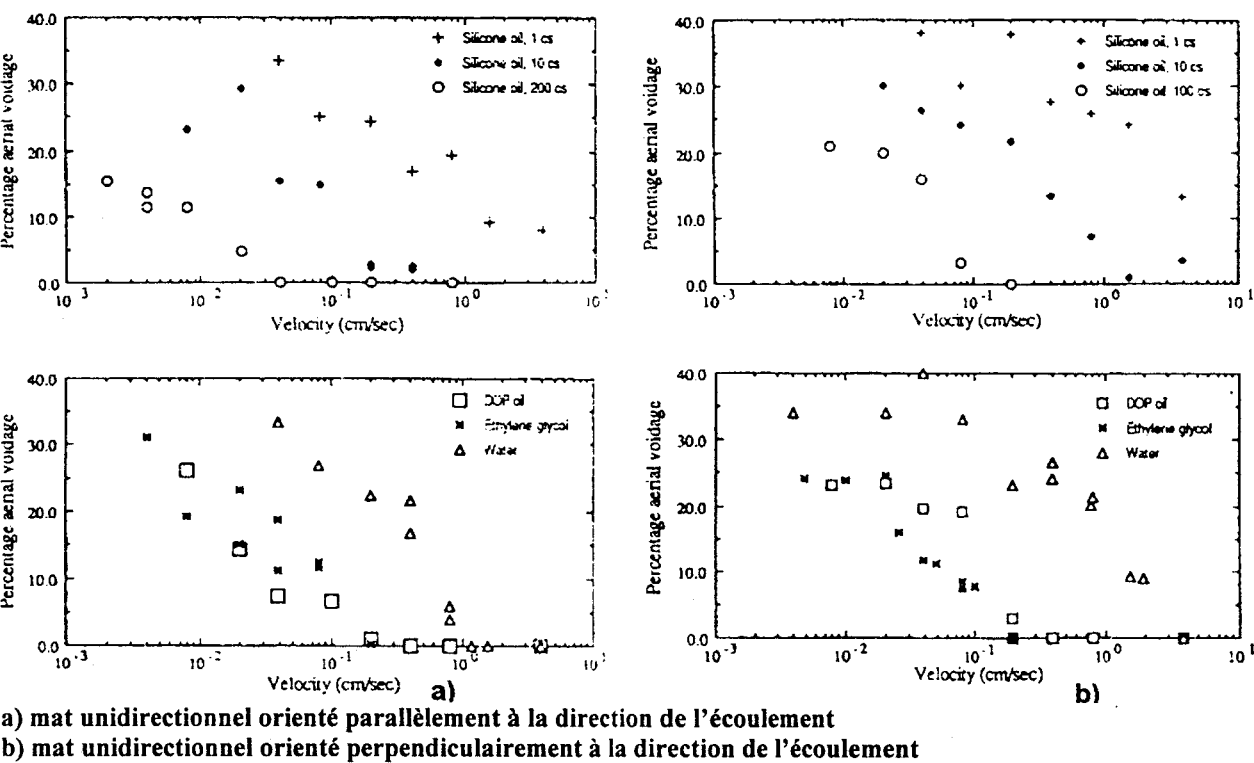


Fig. 1.51 : Influence de l'orientation du renfort sur le taux de porosité dans un composite RTM [Pat95]

angle de contact fibre-résine-aire	nombre capillaire critique	
	orientation parallèle	orientation perpendiculaire
0°	3.43 10 ⁻³	1.33 10 ⁻²
66°	2.44 10 ⁻⁴	1.17 10 ⁻³

Fig. 1.52 : Influence de l'orientation du renfort sur le nombre capillaire critique

Un second paramètre d'influence s'avère être le **nombre de plis (ou le taux de renfort)** du composite fabriqué. Ainsi, dans le cas du moulage de pièces rectangulaires par RTM avec alimentation centrale ou en nappe, HAMADA et al. [Ham94] montrent qu'une augmentation du nombre de plis (à épaisseur de pièce constante) limite l'évacuation de la porosité en injection en nappe mais qu'elle n'a aucun effet en injection ponctuelle (avec 8 plis il n'y a pas de zone parfaitement imprégnée alors qu'elle représente 35% environ de la surface totale de la pièce avec 4 plis seulement).

En outre, MICHAELI et DYCKHOFF [Mic93], montrent **que la nature des plis constituant un renfort** mixte a une influence non négligeable sur la nature des porosités formées. Ainsi, lorsqu'une pièce automobile par exemple contient un empilement de renfort de perméabilités différentes au centre et en surface, deux cas peuvent être envisagés (cf. Fig. 1.53). Si la résine progresse plus rapidement dans les couches externes plus perméables (cas a), celle-ci imprègne les couches internes par gravité et y emprisonne des porosités. Si les couches internes sont les plus perméables (cas b), la résine s'y écoule plus rapidement et imprègne les couches externe par capillarité piégeant des porosité en surface de la pièce.

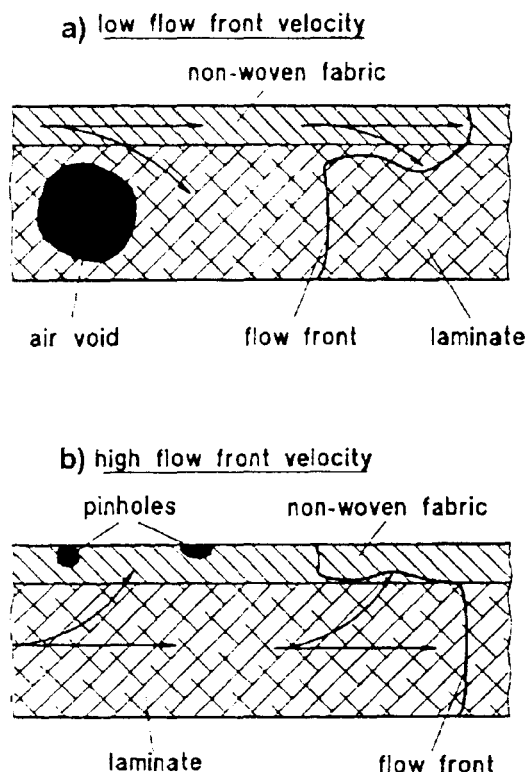


Fig. 1.53 : Influence de la perméabilité relative des couches constituant le renfort sur la nature des porosités générées [Mic93].

Enfin, le dernier paramètre d'influence est le **préformage modulaire** des renforts. En effet, pour la réalisation par RTM de pièces complexes devant supporter des chargements locaux importants, il est parfois intéressant de décomposer la fabrication de la préforme en différentes étapes puis d'assembler les sous-ensembles dans le moule avant injection. Cette solution permet de faciliter la mise en forme du renfort et d'en optimiser la microstructure mais conduit à la formation de joints entre les éléments de préforme qui peuvent conduire à une répartition localement hétérogène de perméabilité, donc à des écoulements localement privilégiés [Ste95], générateurs de porosités selon les mécanismes précédemment évoqués.

1.5.3. Influence de la conception de l'outillage

HAMADA et al. [Ham94] comparent trois conceptions d'alimentation d'un moule rectangulaire, le renfort étant constitué d'un empilement de 4 à 8 plis de mat unifilo et la résine une époxy. Sont ici étudiées deux alimentations simples (en nappe et ponctuelle), la troisième possibilité étant l'association des deux options précédentes (cf. Fig 1.54).

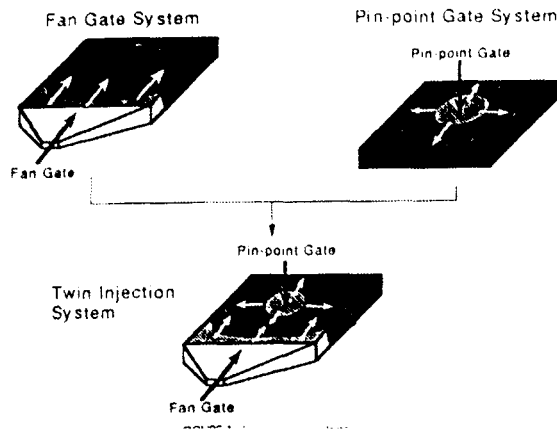


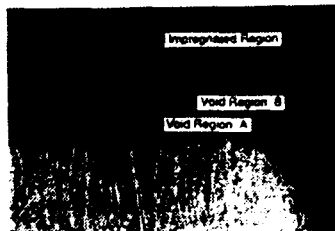
Fig. 1.54 : Trois types d'alimentation testés par Hamada et al. [Ham94]

Quel que soit le type d'alimentation retenu, HAMADA et al. observent, sur des incomplets, que la porosité est surtout présente au front de matière et divisent la portion remplie de la pièce en 4 zones baptisées, en remontant du front vers le point d'injection (cf. Fig. 1.55):

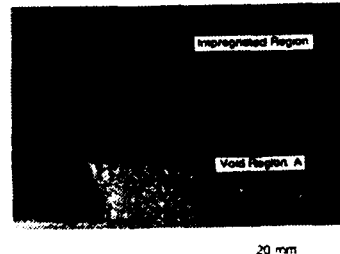
- à haut taux de porosité (zone A) où on observe des porosités entre les plis et pas d'imprégnation latérale
- à taux de porosité intermédiaire (zone B)
- à faible taux de porosités (zone C) où on observe quelques porosités à l'intérieur ou autour des plis
- imprégnée

Fast Injection using the Fan Gate System
Reinforcement : 6 layers

Amount of
Injected Resin : 152g
(Filling : 25%)



Amount of
Injected Resin : 240g
(Filling : 96%)



Amount of Injected Resin : 240 g
Filling Ratio : 96 %

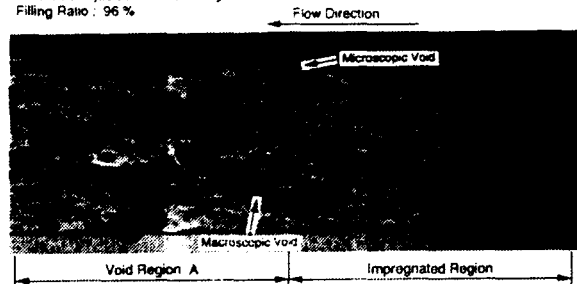


Fig. 1.55 : Micrographie d'une section transversale d'écoulement RTM - Division de la zone remplie en 4 zones de porosité différente [Ham94]

Quel que soit le nombre de plis ou la pression d'injection, l'alimentation centrale en pin point favorise l'élimination de la microporosité en amont du front de matière par rapport à l'alimentation en nappe. En effet, la portion de pièce totalement imprégnée (exempte de porosités) est de 60% en injection ponctuelle contre seulement 35% en injection en nappe, pour l'injection à haute vitesse au travers de 4 plis. Dans le cas de l'injection à faible vitesse,

cette zone couvre plus de 55% de la surface totale de la pièce en injection ponctuelle mais est inexistante en injection en nappe. En injection mixte, les macroporosités entre les plis sont moins nombreuses qu'en injection centrale, et le taux global de porosité est inférieur à celui observé pour les deux autres types d'alimentation. Cette option favorise donc de façon significative l'évacuation de la porosité dans les pièces injectées par RTM.

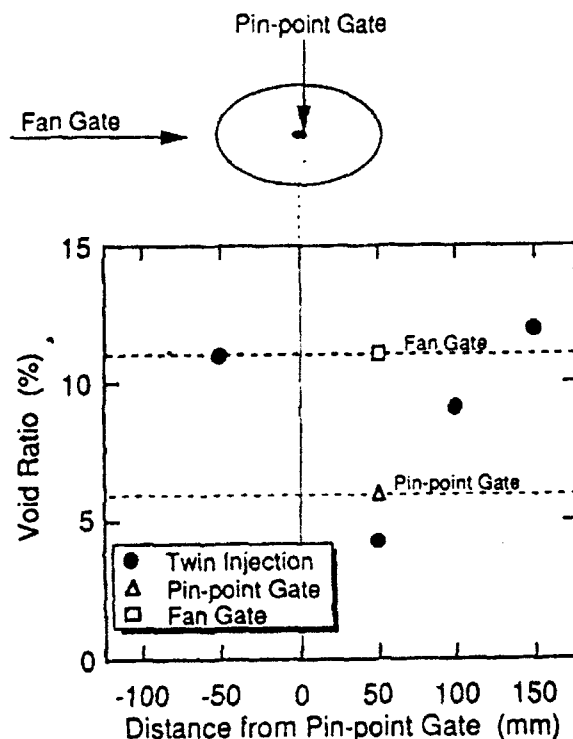


Fig 1.56 : Effet du type d'alimentation sur le taux de porosité [Ham94]

1.5.4. Bilan des paramètres influants

L'analyse des relations porosités/paramètres technologiques montre que la minimisation de ce type de défaut peut être prise en compte dès la conception de la pièce, puis optimisé lors de la conception de l'outillage et du choix des paramètres de transformation.

Ainsi, si le choix de la nature des constituants du composite (matrice, nature et type de renfort) est essentiellement motivé par leurs performances mécaniques ou thermiques, on peut orienter ce choix en vue de minimiser la formation des porosités. En effet, entre deux résines permettant de répondre au cahier des charges de la pièces finie, on préférera celle dont la viscosité, tout en restant compatible avec le procédé, sera la plus élevée, de façon à favoriser l'imprégnation du renfort. De même, dans la mesure du possible, compte tenu des charges appliquées à la pièces, on aura intérêt à préférer les renforts unidirectionnels aux renforts bidirectionnels dont la complexité augmente le nombre de pièges à porosités. Enfin, il peut également être judicieux de choisir le couple résine/renfort qui minimisera l'angle de contact.

Ces premiers choix effectués, une conception d'outillage préférant l'alimentation ponctuelle à une alimentation en nappe et conduisant à un écoulement longitudinal plutôt que transversal permettra là encore de minimiser le taux volumique de vides contenu dans le composite.

Enfin, ces différents paramètres de structure et d'écoulement étant fixés, le choix des paramètres de transformation permettra de réduire, voire d'annuler, le taux volumique de porosités dans le composite:

- la température d'injection pourra être ajustée de façon à ne pas diminuer trop fortement la viscosité de la résine afin de favoriser l'impregnation du renfort;
- une température de préforme supérieure à celle de la résine permettra un meilleur mouillage du renfort et donc une diminution du taux de porosité;
- compte tenu de la viscosité de la résine, de sa tension de surface, et de l'angle de contact résine/fibre on pourra déterminer une plage optimale de nombre capillaire modifié, donc de vitesse d'injection, permettant de réduire (voire pour les structures unidirectionnelles en écoulement longitudinal, annuler) les taux volumiques de macro et de micro-porosités;
- dans tous les cas, l'assistance du vide (uniformément répartie dans l'empreinte et appliquée pendant toute la phase de remplissage) permettra d'évacuer tout ou partie de la porosité générée lors de l'écoulement; cet effet pouvant être accentué par une vibration du moule à une fréquence de quelques Hz;
- enfin, l'application d'une pression ou d'une compression de post remplissage permettra de plus de purger une grande partie des porosités restantes.

Compte tenu de ces recommandations, le taux de porosité dans le composite, qui sans précaution particulière peut être relativement élevé (> 5%) pourra être fortement réduit (< 1%).

1.6. RELATIONS POROSITE / COMPORTEMENT MECANIQUE

1.6.1. Influence du taux de porosité

L'expérience montre que la présence de vides peut réduire certaines propriétés des composites fibre/résine, par exemple (fig. 1.57). Parmi ces propriétés, la résistance au cisaillement interlaminaire, est celle qui a été le plus étudiée. JUDD et WRIGHT[Jud78] ont répertorié les résultats d'essais de cisaillement interlaminaire en flexion trois points effectués par différents auteurs sur des composites de nature variée (fig. 1.58):

Composite	Nombre d'investigations	Chute de ILSS pour $V_v=1\%$ (%)
verre-époxy	11	7 ± 1
carbone-époxy	8	6 ± 4
carbone-résine	1	8
carbone-polyimide	1	21
carbone-cyanate	1	21
bore-époxy	1	10
bore-polyimide	1	12,5

Fig. 1.58 : Chutes de résistances au cisaillement interlaminaires dues à la porosité [Jud78]

SUMMARY OF DATA RELATING VOID CONTENT TO MECHANICAL PROPERTIES

FIBRE	RESIN	VOIDS BY	PROPERTY	% DECREASE FOR FIRST 1% VOIDS	DECREASE APPROX LINEAR UP TO % VOIDS	REFERENCE TO
Glass fibre/polyester resin						
131-114 glass	Laminac 4125	sg	Flexural strength	50	2.5	20
131-114 glass	Laminac 4125	sg	Diagonal flexural strength	5	6	21
Glass fibre/epoxy resin						
S994/HTS	58-68R	sg	ILSS	8	5	22
S994/HTS	58-63R	sg	ILSS	8	6	23
E/HTS	ERL 2256	sg	ILSS	7	2	1
S/HTS	58-68R	sg	ILSS	6	5	24
Not defined		—	ILSS	6	7	34
S glass	828/1031	—	ILSS	4	6	15
Not defined	Epoxy resin	—	ILSS	6	6	39
S994/HTS	526	Micrography	ILSS	12 (0-1 V) 5 (0-8 V)	8	5
E/HTS	4305	—	3	4	43	
E/HTS	828/1031	—	ILSS	7	4	43
E/HTS	Oxiron 2001	—	ILSS	5	6	43
S994/HTS	58-68R	sg	Compressive strength	6.5	6	23
Boron fibre/epoxy resin						
Boron	58-68R	sg	ILSS	10	4	50
Boron	5505	—	Transverse tensile	4	15	16
Boron fibre/polyimide resin						
Boron	Skybond 703	sg	ILSS	12.5	4	40
Boron	Skybond 703	sg	Flexural strength	11	4	40
Carbon fibre/epoxy resin						
Thornel 50	828/1031	Micrography	ILSS	2.5	12	12
Modmor II	5206	Micrography	ILSS	1	10	12
Modmor II	5206	Number of methods	ILSS	15	2	7
Not defined		Ultrasonics	ILSS	3	16	—
Rolls Royce HS	LY 558	Quantimet	ILSS	10	3	44
HTS	ERL 4617	Ultrasonics	ILSS	10	2	5
Type 1	Not defined	Wet combustion/ density gradient	ILSS	5 (Short beam) 2 (Rail) 1 (Transverse compression)	— — —	47 47 47
Type 2	Not defined	Wet combustion/ density gradient	ILSS	2 (Short beam) 2 (Rail) 1 (Transverse compression)	— — —	47 47 47
HTS	Bisphenol A epoxy	Ultrasonics	Torsional shear	9	1.5 (The slope increases)	19
Modmor II	828/1031	Micrography	Longitudinal flexural strength	3	12	12
Modmor II	5206	Micrography	Longitudinal flexural strength	4	10	12
Modmor II	5206	No of methods	Longitudinal flexural strength	6	5	7
Modmor II	828/1031	Micrography	Longitudinal flexural modulus	5	2	12
Modmor II	5206	Micrography	Longitudinal flexural modulus	3	10	12
Modmor II	5206	No of methods	Longitudinal flexural modulus	2.5	5	7
Modmor II	828/1031	Micrography	Transverse flexural strength	5	12	12
Modmor II	5206	Micrography	Transverse flexural strength	7	5	12
Modmor II	5206	No of methods	Transverse flexural strength	5	5	7
Modmor II	828/1031	Micrography	Transverse flexural modulus	50 (for 0.5 V)	—	12
Modmor II	5206	Micrography	Transverse flexural modulus	4	5	12
Modmor II	5206	No of methods	Transverse flexural modulus	3	5	7
Modmor II	5206	No of methods	Longitudinal tensile strength	2	5	7
Modmor II	5206	No of methods	Longitudinal tensile modulus	3	5	7
Modmor II	5206	No of methods	Transverse tensile strength	2.5	5	7
Modmor II	5206	No of methods	Transverse tensile modulus	3.5	5	7
Carbon fibre/polyimide resin						
Thornel 50	Skybond 703	sg	ILSS	21	3	42
Modmor II	P13N	sg	ILSS	4 (5-15% V)	—	4
Modmor II	P13N	sg	Flexural strength	3 (5-15% V)	—	4
Modmor II	P13N	sg	Impact strength	4 (5-15% V)	—	4
Carbon fibre/polyphenyl quinoxaline						
Modmor II	PPQ	sg	ILSS	2 (5-15% V)	—	4
			Flexural strength	6 (5-15% V)	—	4
			Impact strength	3 (5-15% V)	—	4
Carbon fibre/cyanate resin						
Modmor II	Al-R-10	Micrography	ILSS	20	—	45
Carbon fibre/variety of resin types						
228 GPa Modulus	(Epoxy (Vinyl ester (Furan (Friedel-Crafts	sg	ILSS	8	3	46
Unreinforced Resin						
—	Epoxy/Versamid	sg	Nominal Yield Stress	2	20	17
—	828/1031 (7)	—	Tensile strength	12.5	2	12
			Tensile modulus	2	9	12
			Compressive modulus	3	9	12
			Tensile strength	18	2	12

Fig. 1.57: Synthèse des résultats reliant taux de vide et propriétés mécaniques [Jud78]

On peut estimer que, quel que soit le matériau composite étudié, la variation de l'ILSS en fonction du taux de vide est linéaire jusqu'à un taux de vide global de 4%, avec une décroissance de $7\% \pm 1\%$ par unité de taux de vide (exprimé en %) pour des renforts verre, et de $6\% \pm 4\%$ pour des renforts carbone. Au delà, la diminution est plus faible.

En ce qui concerne les autres propriétés, la décroissance observée pour un taux volumique de vide croissant demeure inférieure ou égale à celle relevée pour la résistance au cisaillement interlaminaire (ILSS): Une chute de propriété de 6% pour un taux de porosité de 1% peut être retenue.

Les résultats observés pour les différents matériaux et propriétés restent néanmoins fortement dispersés, en raison notamment des difficultés liées à une quantification précise du taux de vide. Ceci conduit à considérer avec prudence les généralisations opérées et les valeurs moyennes proposées, et à entreprendre des études indépendantes pour chaque type de matériau.

1.6.1.1. Composites verre/époxy

L'évolution des résistances en compression et en cisaillement est représentée figure 1.59 pour un tissu en verre-époxy [Pre87, Fri65]. La figure 1.60 montre, quant à elle, l'évolution parallèle des résistances en cisaillement pour deux matériaux en verre-époxy. La courbe inférieure concerne des échantillons prélevés dans des plaques renforcées de tissu [Pre87, Han65], tandis que l'autre courbe correspond à un matériau unidirectionnel obtenu par enroulement filamentaire [Pre87, Bre65].

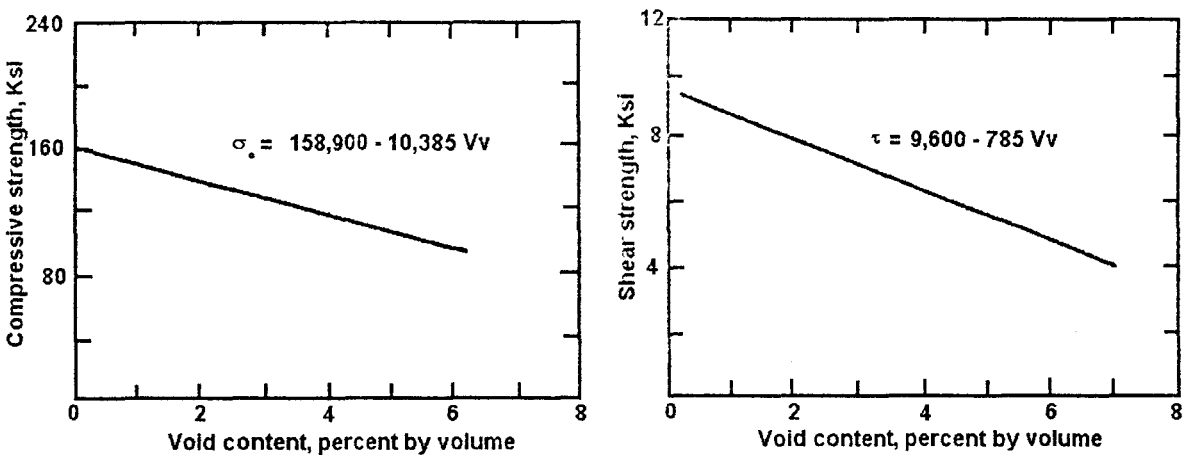


Fig. 1.59 : Influence du taux de vide sur les résistances en compression et en cisaillement de tissus verre-époxy [Pre87, Fri65]

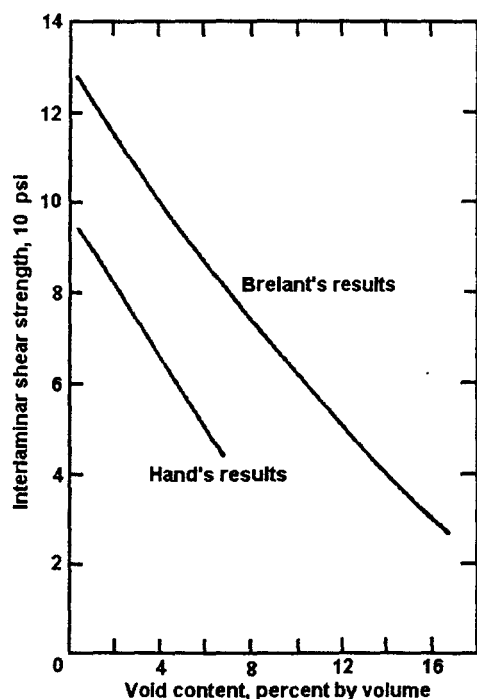
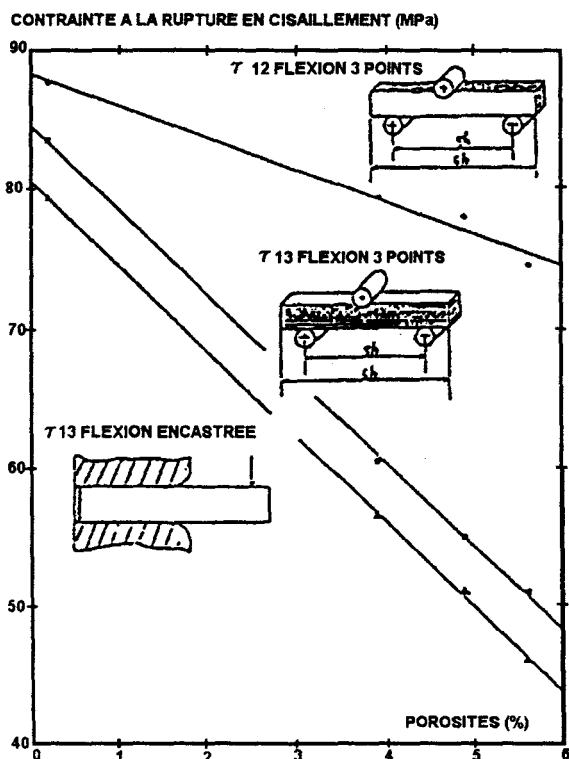


Fig. 1.60 : Influence du taux de vide sur la résistance en cisaillement de matériaux verre-époxy [Pre87, Han65, Bre65]

Des expériences plus récentes sont venues confirmer les observations de JUDD et WRIGHT. Ainsi, pour un composite unidirectionnel verre-époxy, les courbes des résistances en cisaillement intralaminaires τ_{12} et interlaminaires τ_{13} en fonction du taux de porosité sont des fonctions linéaires $\tau = a + b.V_v$, où V_v est exprimé en % (fig. 1.61) [Pre86].



Essais	a	b
τ_{12} (flexion 3 points)	88.2	-2.30
τ_{13} (flexion 3 points)	84.6	-0.07
τ_{13} (flexion 3 points)	80.7	-6.15

Fig. 1.61 : Courbe des résistances en cisaillement en fonction du taux de vide [Pre86]

Une étude analogue a été menée par THOMASON et al. [Tho86] sur un matériau à renfort verre (80% en poids; roving A à D présentant différents ensimages) et matrice époxy. Les résultats obtenus suggèrent que plus la résistance interlaminaire du matériau est élevée, plus celle-ci sera affectée par la présence de vides (fig. 1.62). Ils mettent en outre en évidence l'importance de l'influence de la porosité d'interface sur le comportement mécanique des composites.

Enfin, CHOTTINER et al. [Cho82] ont obtenu des résultats reflétant l'incidence du taux volumique de vide sur les modules et résistances en flexion, traction et compression d'un tissu verre/époxy. Les propriétés en compression apparaissent comme étant les plus affectées (fig.1.63).

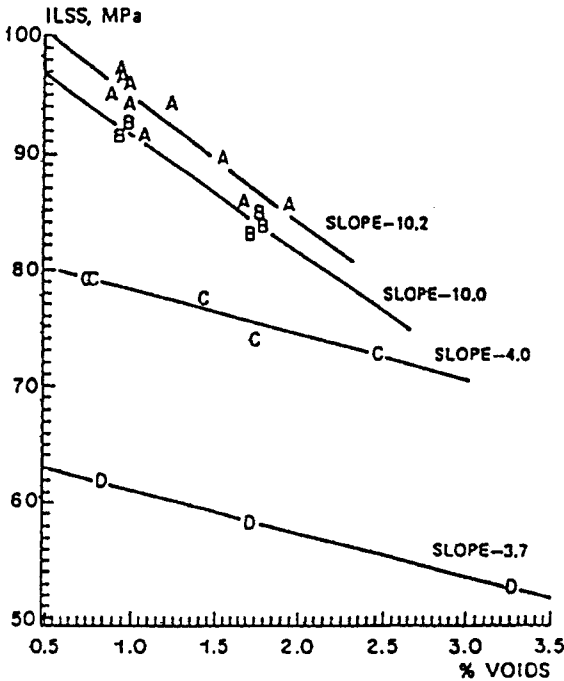


Fig. 1.62 : ILSS en fonction du taux de vide pour des composites fibre de verre et résine époxy (durcisseur amine aliphatique) [Tho86]

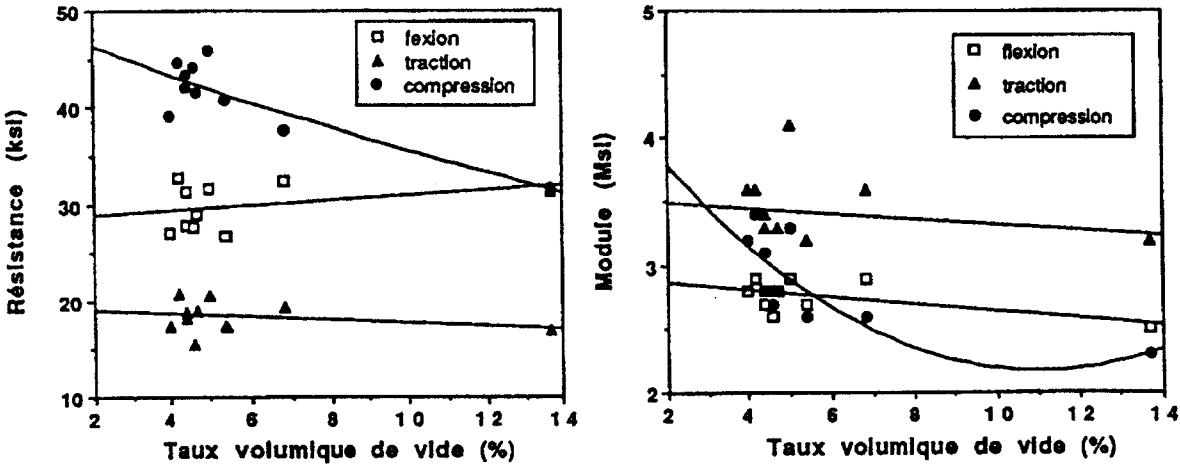


Fig. 1.63 : Influence du taux de vide sur les propriétés en flexion, traction et compression d'un tissu verre/époxy [Cho82]

Une synthèse des divers résultats expérimentaux concernant l'incidence du taux de porosité sur la résistance au cisaillement interlaminaire de matériaux verre-époxy (fig. 1.64 et 1.37) laisse apparaître des écarts significatifs selon la forme du renfort et l'ensimage appliqué: Pour $V_v = 5\%$, la chute de propriété varie entre 25% et 50%. La linéarité des variations peut néanmoins être retenue.

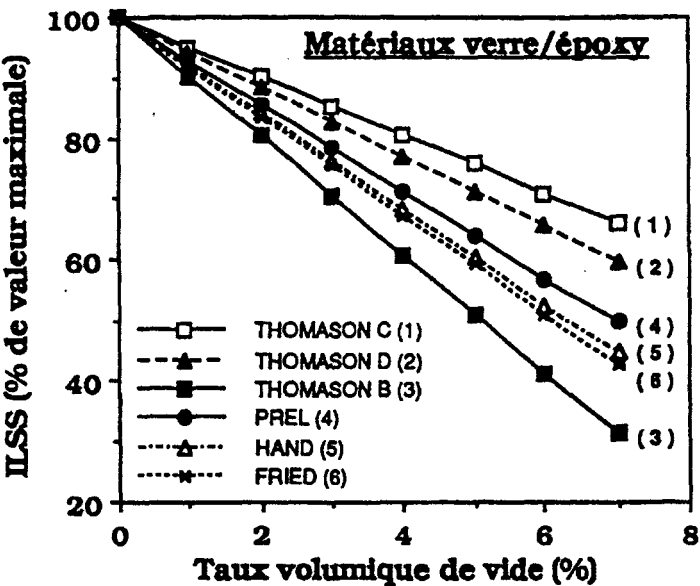


Fig. 1.64 : Synthèse des résultats bibliographiques pour un matériau verre/époxy: Influence du taux volumique de vide sur l'ILSS

D'une manière générale, dans le cas des composites verre/époxy, on peut retenir que la résistance au cisaillement interlaminaire reste la propriété la plus affectée par la présence de porosités. Pour un même matériau tissu de verre / époxy, on note par exemple (fig. 1.65) pour un taux volumique de vide 5% une chute de propriété de:

- 50% en terme de résistance au cisaillement interlaminaire
- 10 à 20% en terme de résistance flexion
- 15% en terme de résistance en traction [Kra93]

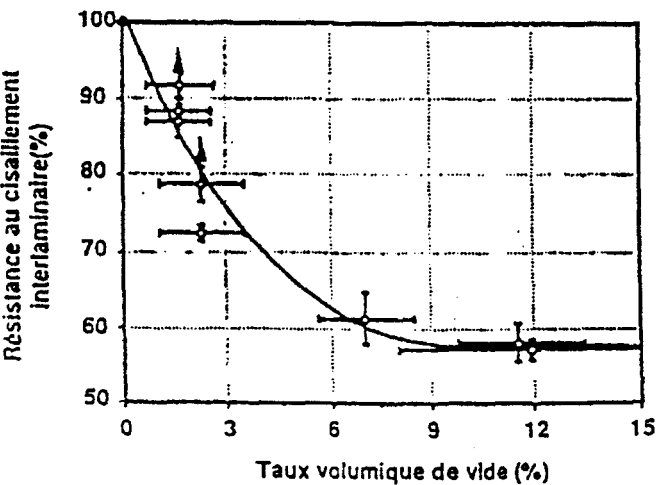


Fig. 1.65a : Influence du taux de vide sur la résistance au cisaillement interlaminaire de composites tissu de verre / époxy [Kra93]

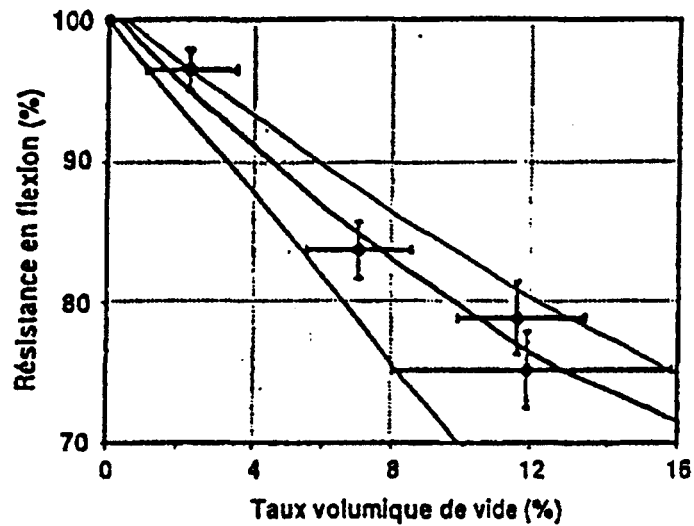


Fig. 1.65b : Influence du taux de vide sur la résistance en flexion de composites tissu de verre / époxy [Kra93]

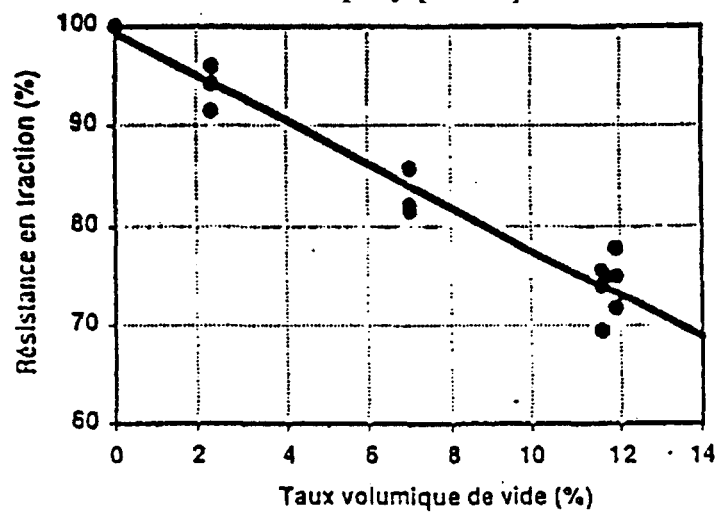


Fig. 1.65c: Influence du taux de vide sur la résistance en traction de composites tissu de verre / époxy [Kra93]

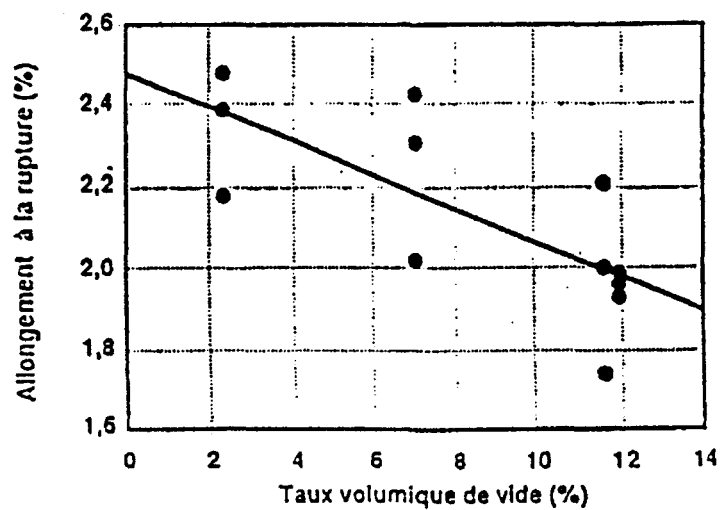


Fig. 1.65d : Influence du taux de vide sur l'allongement à rupture en traction de composites tissu de verre / époxy [Kra93]

1.6.1.2. Composites carbone ou graphite/époxy

YOSHIDA et al. [Yos86] ont réalisé une étude statistique de la relation entre ILSS et taux de porosité sur des matériaux renforcés fibres de carbone. Des régressions linéaires ont été établies pour plusieurs séries de 25 à 45 échantillons prélevés sur des composites carbone-époxy et carbone-polyester, présentant des taux de porosité variant entre 1% et 7%. Un résultat type est présenté figure 1.66: pour un matériau carbone-époxy unidirectionnel, la contrainte en cisaillement interlaminaire est reliée au taux de vide par la relation $\tau_{13}=103,31-8,13.V_v$ (où V_v est exprimé en % et τ_{13} en MPa).

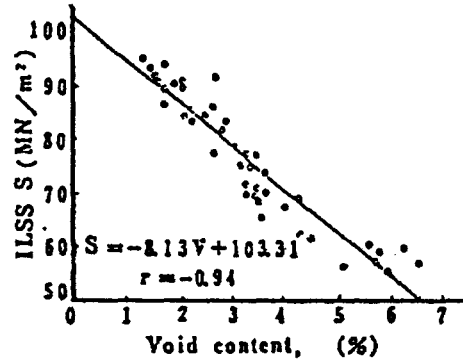


Fig. 1.66 : Influence du taux de vide sur la contrainte de rupture en cisaillement interlaminaire (carbone-époxy unidirectionnel) [Yos86]

Une analyse de la variance a également permis de calculer un taux de porosité critique en deçà duquel le matériau ne présente pas de différences significatives avec un matériau sain, en ce qui concerne les propriétés mécaniques. Cette valeur critique est égale à 0,5% pour le carbone-époxy et à 1% pour le tissu carbone-polyester. Les auteurs ont conclu que l'ILSS des matériaux renforcés fibres de carbone décroissait de manière quasi-linéaire lorsque le taux de porosité augmentait. Dans le cas des composites carbone-époxy, l'ILSS à $V_v = 1\%$ et $V_v = 5\%$ est égal respectivement à 92% et 62% de la résistance idéale; de même pour les composites carbone-polyester, la résistance au cisaillement interlaminaire à $V_v=5\%$ et $V_v=10\%$ n'atteint plus que, respectivement, 79% et 58% de sa valeur idéale pour $V_v = 0\%$.

Les travaux de YOKOTA [Yok78], CLARKE [Cla90] et TANG et al. [Tan87] sur des unidirectionnels carbone ou graphite/époxy remettent cependant en question la linéarité de la variation de l'ILSS avec le taux de porosité. Les uns [Yok78, Cla90] (fig. 1.67 et 1.68) constatent que la résistance au cisaillement interlaminaire chute très rapidement aux faibles taux de vide ($V_v < 3\%$) pour devenir au-delà moins sensible à ce paramètre. Les autres [Tan87] (fig. 1.69), au contraire, estiment que l'incidence du taux de porosité sur l'ILSS - négligeable jusqu'à $V_v = 3$ à 4% - devient prépondérante au-delà, rejoignant ainsi qualitativement les considérations de YOSHIDA et al. [Yos86] sur les taux de porosité critiques.

Outre la résistance au cisaillement interlaminaire, d'autres propriétés ont fait l'objet d'études. Ainsi TANG et al. [Tan87] (fig. 1.70) observent pour la résistance à la compression une variation analogue à celle déjà évoquée pour l'ILSS.

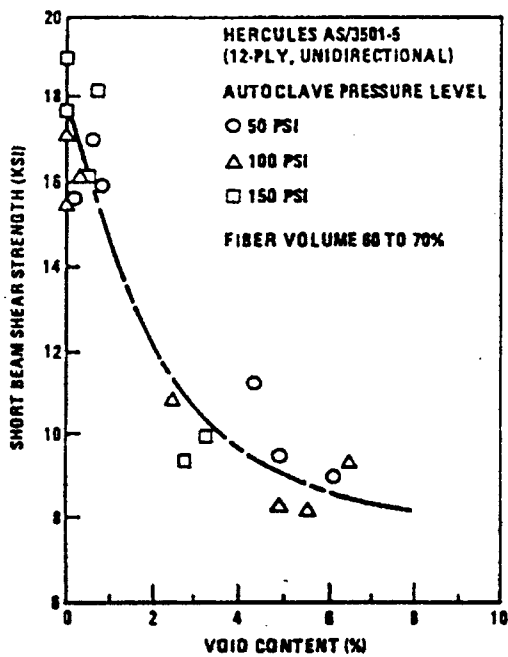


Fig. 1.67 [Yos78]

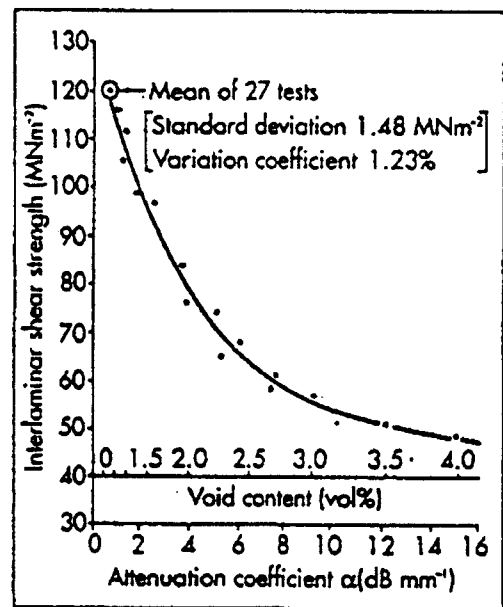


Fig. 1.68 [Cla90]

Influence du taux de porosité sur la résistance au cisaillement interlaminaire de matériaux UD carbone ou graphite/époxy

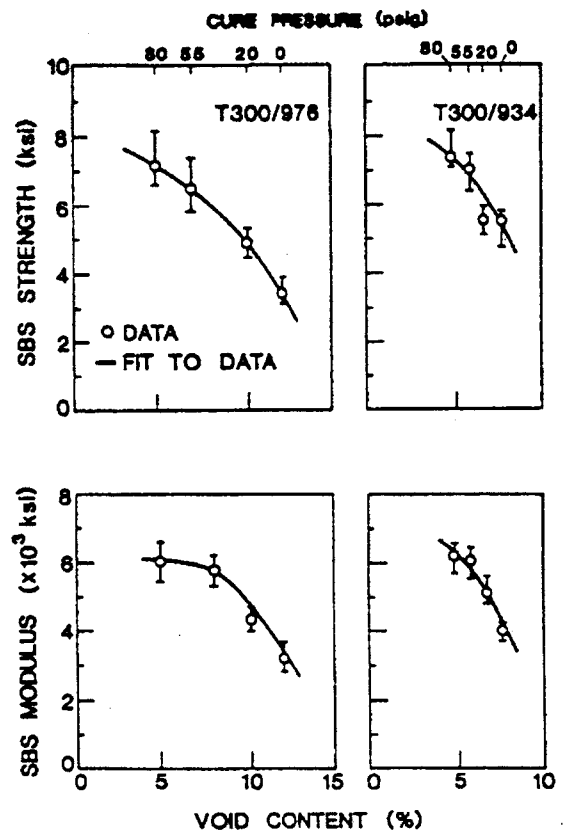


Fig. 1.69 [Tan87]

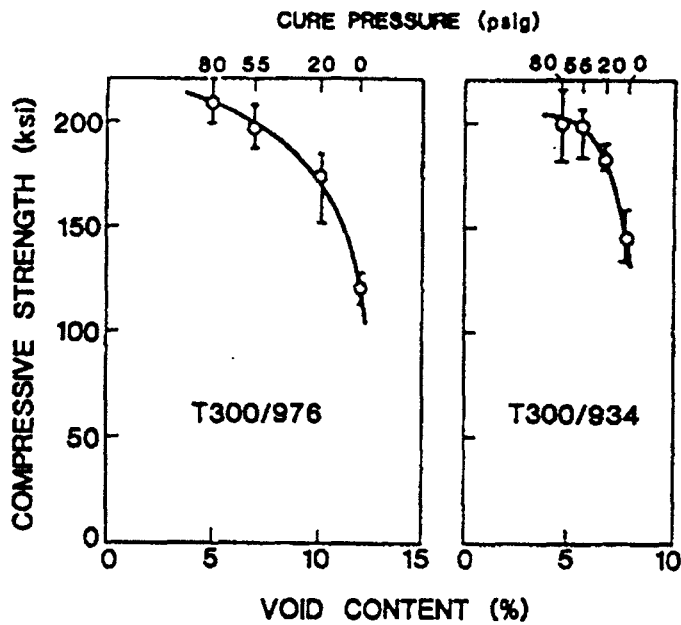


Fig. 1.70 : Résistance à la compression longitudinale en fonction du taux volumique de vide (UD graphite/époxy) [Tan87]

De la même manière, sur des composites unidirectionnels carbone/époxy, SUAREZ at al. [Sua93] notent une chute de résistance en compression de 10% par pourcent de vide jusqu'à $V_v = 4\%$ (où une chute de 60% est constatée) puis une stabilisation autour de 50% de perte de performance jusqu'à $V_v = 20\%$.

HANCOX [Han75] et GUNYAEV [Gun85] ont par ailleurs réalisé des études comparatives de l'influence du taux de vide sur diverses propriétés en flexion, compression, cisaillement interlaminaire, traction longitudinale et transverse (fig. 1.71 et 1.72) de matériaux carbone/époxy.

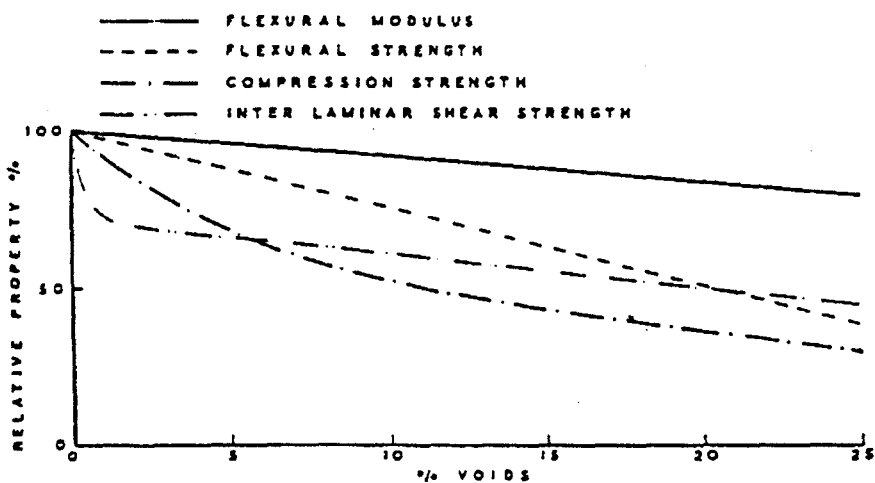


Fig. 1.71 : Propriétés relatives d'un matériau carbone/époxy en fonction du taux de porosité [Han75]

HANCOX [Han75] n'observe aucune corrélation entre les diverses propriétés étudiées, la porosité ayant un effet différent dans chaque cas. Il conclut que:

- le module est la propriété la moins affectée,
- pour $V_v > 5\%$, la résistance à la compression demeure la plus influencée,
- pour $V_v < 1\%$, l'ILSS est très sensible au facteur porosité.

GUNYAEV [Gun85] note, quant à lui, que l'effet de la porosité au sein des composites est fonction du type et de la direction de la sollicitation. L'influence de la porosité est la plus grande sur les résistances au cisaillement et les résistances transverses, tandis que les propriétés gouvernées par le facteur renfort sont atteintes dans une moindre mesure. Il explique ceci par le fait que la porosité réduit la section effective de la matrice.

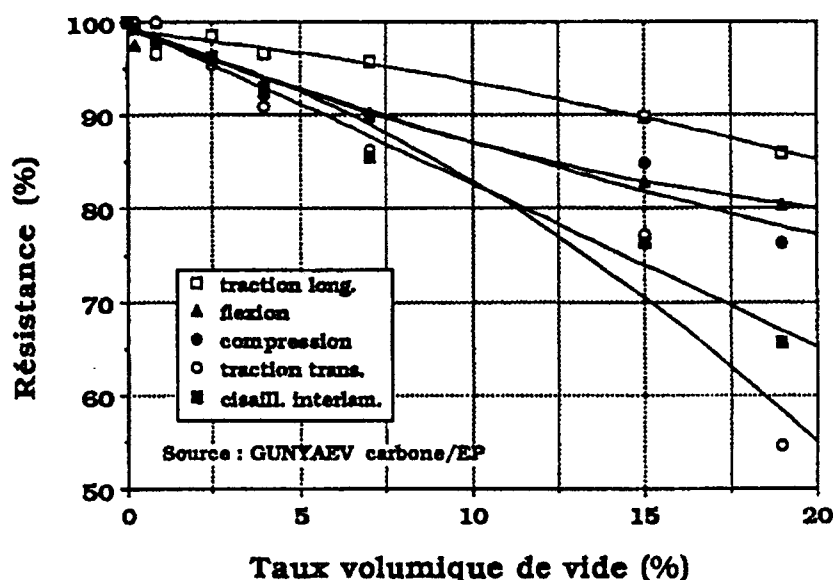


Fig. 1.72 : Résistances relatives d'un matériau carbone/époxy en fonction du taux de porosité [Gun85]

Les différents résultats relevés dans la littérature ont été comparés en valeurs relatives. Les figures 1.73 présentent les synthèses obtenues pour les résistances au cisaillement interlaminaire, en compression et en flexion de matériaux carbone ou graphite/époxy. Plus encore que pour les matériaux verre/époxy, ces résultats sont marqués par une forte dispersion: disparités de pentes, de tendances et de concavités sont à noter, quelle que soit la propriété considérée :

- En particulier la résistance au cisaillement interlaminaire - propriété la plus affectée par la présence de porosités - perd entre 10% et 60% de sa valeur optimale lorsque $V_v = 5\%$ et présente en fonction de ce paramètre des variations linéaires, "concaves" ou "convexes" selon le cas.
- De manière analogue, la résistance en compression chute de 5 % à 50 % lorsque $V_v = 5\%$.
- La résistance en flexion en revanche n'est influencée que dans des proportions atteignant 5 % à 15 % pour le même taux de vide (5 %).

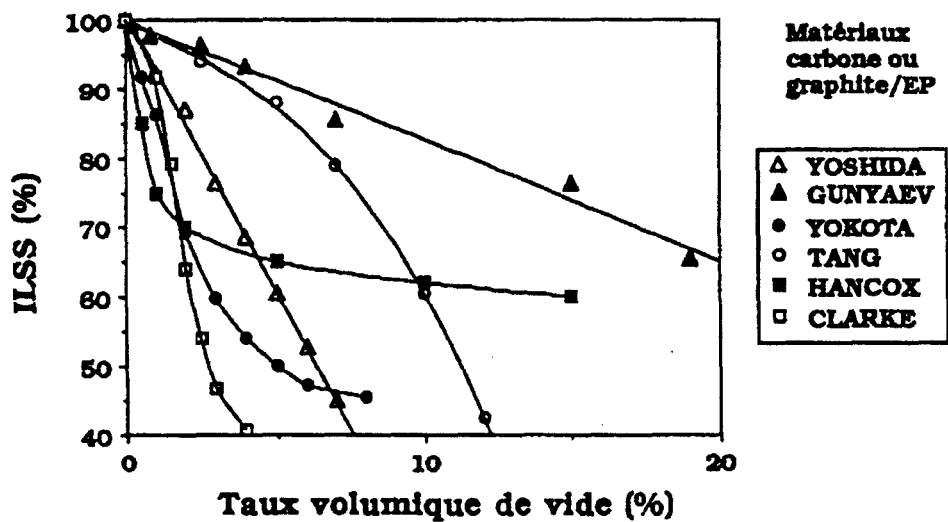
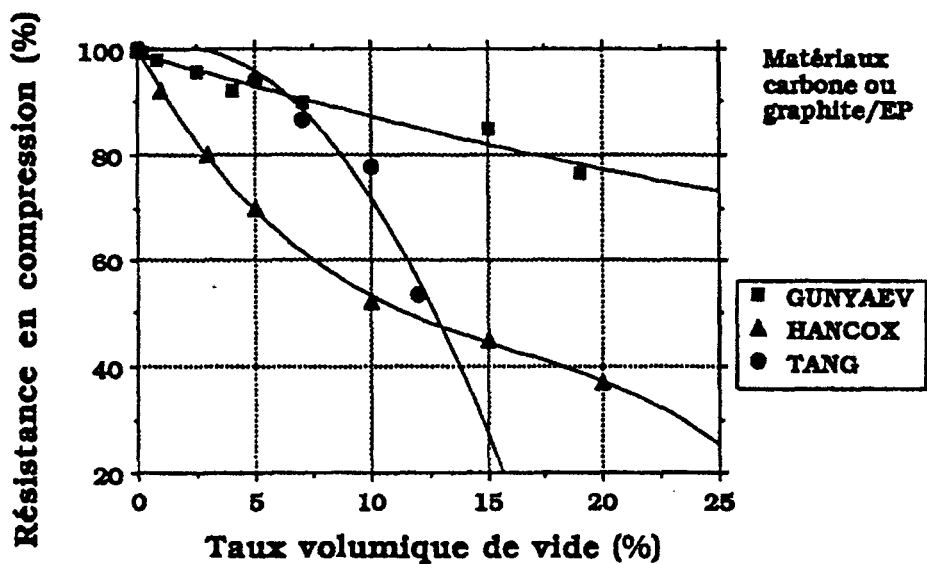
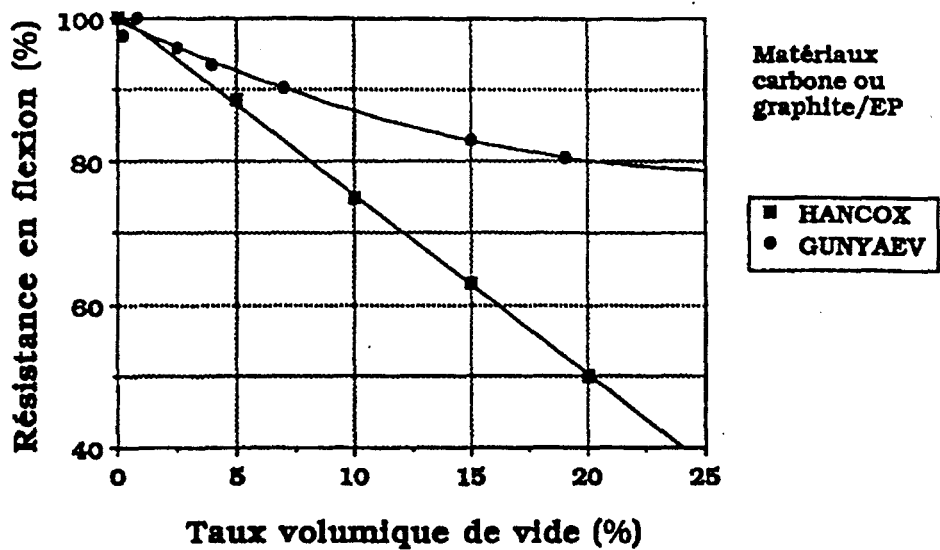


Fig. 1.73 : Synthèse des résultats bibliographiques pour des matériaux carbone ou graphite / époxy

D'une manière générale, l'effet de la porosité au sein des composites est fonction du type et de la direction de la sollicitation. L'influence de la porosité est la plus grande sur les résistances au cisaillement et les résistances transverses, tandis que les propriétés gouvernées par le facteur renfort sont atteintes dans une moindre mesure. Ceci s'explique par le fait que la porosité réduit la section effective de la matrice [Gun85].

Alors que les efforts de nombreuses équipes se sont concentrées sur le comportement instantané, très rares sont les études menées sur l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques à long terme, en fatigue notamment. MÜLLER DE ALMEIDA et SANTOS [Mül94] ont néanmoins mis en évidence l'influence non négligeable de ce défaut de structure sur la durée de vie en fatigue de composites carbone époxy (fig. 1.74)

Taux de vide V_v (%)	Contrainte max. $\sigma_{\max}$ (MPa)	Contrainte normalisée* S	Nombre moyen de cycles à rupture
1,34	763	0,536	16300
	667	0,469	71700
	619	0,435	133700
	572	0,402	$> 10^6$
4,22	763	0,580	4300
	667	0,508	30300
	619	0,471	55700
	524	0,399	$> 10^6$
5,86	763	0,632	3300
	667	0,553	11000
	572	0,474	54700
	476	0,395	$> 10^6$

* S = Contrainte maximale appliquée en fatigue $\sigma_{\max}$ / Résistance en flexion statique σ_f

Fig. 1.74 : Influence du taux de vide sur la durée de vie en fatigue de composites tissu de carbone / époxy [Mül94]

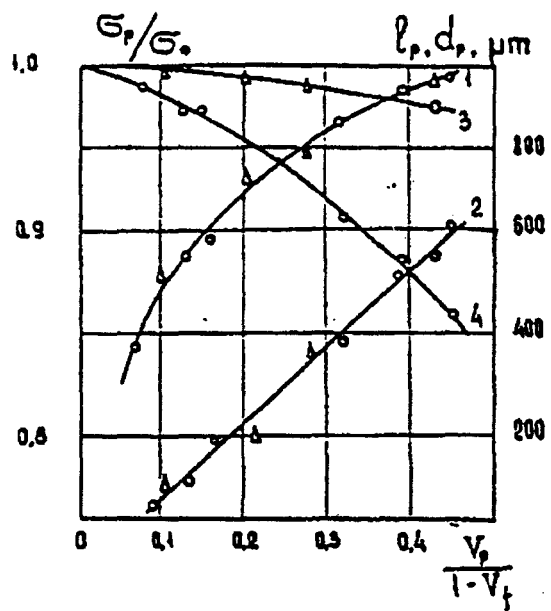
1.6.2. Influence du type de porosité

Quel que soit le type de composite considéré, les différentes études expérimentales de l'influence de la porosité sur le comportement mécanique des composites mettent en évidence l'existence d'écarts importants, qui suggèrent que le taux volumique de vide n'est pas le seul paramètre à prendre en compte. YOSHIDA [Yos86] mais aussi BOWLES et al. [Bow92] estiment d'ailleurs, mais sans le démontrer, qu'à fraction volumique de vide constante, la valeur de la résistance au cisaillement interlaminaire dépendra de la taille ou de la distribution des porosités.

Enfin, GUNYAEV [Gun85] a établi expérimentalement une relation entre taux de porosité d'un matériau et la taille moyenne des vides (fig. 1.75). Il constate que le préjudice engendré par la porosité augmente avec le taux de vide, mais aussi avec la taille des cavités (longueur, diamètre). Les vides les plus "dangereux" sont ceux de forme allongée, dont la longueur est supérieure à la longueur critique de fibre du composite.

Fig. 1.75 : Incidence du taux de porosité sur la taille moyenne des vides [Gun85]

- (1) longueur
- (2) diamètre
- (3) et (4) résistance en traction des composite bore/ et carbone/résine



En conséquence, l'étude de l'incidence de la porosité sur le comportement mécanique des composites nécessite effectivement de prendre en compte, outre le taux global de cavités, leur forme, leur taille et leur distribution, ce qui n'a encore fait l'objet d'aucune étude de fond.

1.6.3. Influence de la porosité sur les mécanismes de rupture

La plupart des approches concernant l'influence des porosités consiste, on l'a vu, à déterminer la relation entre le taux global de porosité et une propriété mécanique donnée. Plus rares sont en revanche les tentatives de corrélation entre mécanismes de rupture et type et taux de porosité.

VARNA et al. [Var95] ont ainsi étudié l'effet du taux et de la géométrie (sphérique, cylindrique et plane) des porosités sur les mécanismes d'endommagement et le comportement en traction transverse de stratifiés tissu de verre unidirectionnel / résine vinylester.

Les composites présentant le taux de porosité moyen V_v le plus élevé (mais également le taux le plus élevé de vides sphériques de grande dimension) sont caractérisés par la déformation à rupture la plus élevée (de l'ordre de 2%) alors que ceux comportant un faible taux de porosité arrivent à rupture vers 0,3-0,6% (fig. 1.76 et 1.77).

V_v (%)	Nombre échantil.	Propriétés à la première fissure importante		Propriétés à la rupture		
		Contrainte (Mpa)	Déformation (%)	Déformation (%)	Résistance (MPa)	Module d'Young (GPa)
0-0,4	4	54,7	0,29	0,62	55,6	20,6
0,4-1,0	2	52,0	0,28	0,76	51,1	19,6
1-2	1	49,5	0,27	1,12	52,7	18,0
2-3	1	45,6	0,25	1,69	54,0	18,3
4-5	3	39,3	0,22	1,91	52,9	17,6

Fig. 1.76 : Effet du taux volumique de vide sur les contraintes et déformations à la première fissure importante et sur les propriétés mécaniques transverses de stratifiés tissus unidirectionnels verre/vinylester [Var95]

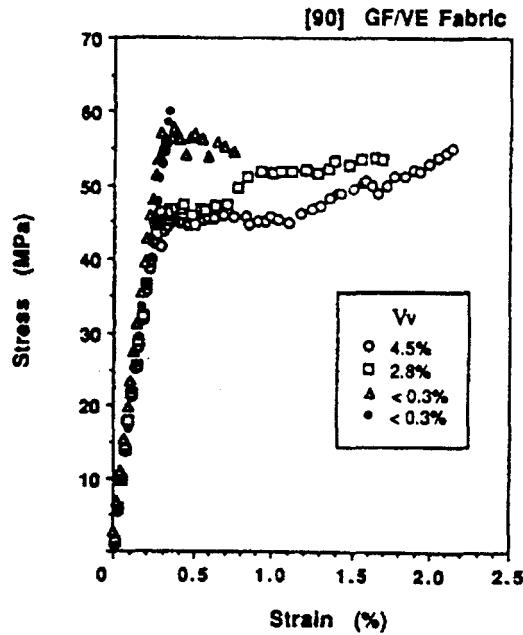


Fig. 1.77 : Loi de comportement en traction transverse de stratifiés tissus unidirectionnels verre/vinylester présentant différents taux de vide [Var95]

Une étude détaillée des micromécanismes conduisant à la ruine finale a permis de préciser le pourquoi des différences observées. Un enregistrement des émissions acoustiques et des observations microscopiques des bords des éprouvettes a conduit à déterminer des densités de grandes (à travers toute l'épaisseur) et de petites (à travers une partie de l'épaisseur) fissures. Seul un petit nombre de grandes fissures bien définies se forment avant rupture au sein des stratifiés à faible taux de porosité. En revanche, de multiples fissures transverses de forme irrégulière ainsi que de nombreuses petites fissures entre mèches de trame apparaissent dans les composites à fort taux de vide.

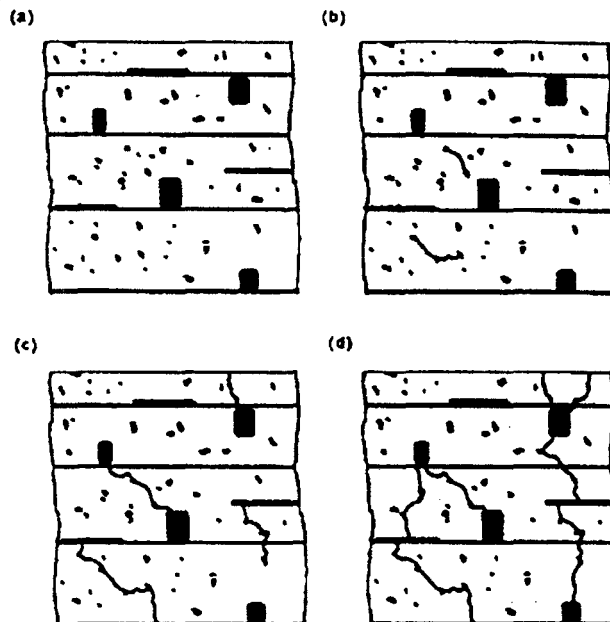


Fig. 1.78 : Schéma microstructural type d'une section d'échantillons à fort taux de vide. (a) avant chargement; (b)-(d) endommagement progressif lors du chargement [Var95]

L'irrégularité de ces fissures a pour effet de diminuer les concentrations et niveaux de contrainte dans les mèches de trame (sens de sollicitation), ce qui explique la rupture finale à déformations élevées. La figure 1.78a présente un schéma microstructural type d'échantillons à fort taux de vide. Lors de la sollicitation monotone transverse, les premières petites fissures se forment et croissent d'abord entre les vides cylindriques de petit diamètre (fig. 1.78b). Ensuite avec l'augmentation de la charge appliquée, ces fissures rejoignent les grands vides sphériques (fig. 1.78c) jusqu'à constituer un réseau présenté figure 1.78d avant rupture finale. La grande fissure suit un chemin irrégulier à travers l'épaisseur du stratifié. Les fissures rejoignent préférentiellement les porosités de grandes dimensions. Lorsqu'elles atteignent les mèches de trame, des délaminages importants sont observée au niveau de ces mèches à fort taux de déformation.

1.7. MODELISATIONS THEORIQUES

1.7.1. Calculs analytiques

Certains auteurs (FOYE, GRESZCZUK, CORTEN...) ont proposé des modélisations théoriques de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites. Tous ces modèles sont fondés sur l'hypothèse d'une distribution uniforme de vides de forme sphérique ou cylindrique.

FOYE [Han77, Pri82] considère des vides cylindriques parallèles aux fibres et obtient par une approche énergétique le module de cisaillement du matériau poreux G en fonction du module $G_{\max}$ du matériau non poreux et du taux volumique de vides V_v :

$$G = G_{\max} \cdot \frac{(R-1)^2}{R+1} \quad \text{avec} \quad R = \frac{V_v}{1-V_f}$$

où V_f = taux volumique de fibres G = module de cisaillement du matériau poreux
 V_v = taux volumique de vides $G_{\max}$ = module de cisaillement du matériau pour $V_v=0$

Est ensuite évaluée approximativement la résistance au cisaillement, la loi de comportement en torsion n'étant en effet pas linéaire jusqu'à la rupture.

GRESZCZUK [Han77, Pri82, Gre73] admet un arrangement carré de vides sphériques ou un arrangement rectangulaire de vides cylindriques. Utilisant une approche de résistance des matériaux, il obtient la résistance en cisaillement interlaminaire τ en fonction du taux de vide:

* vides sphériques / structure carrée:

$$\tau = \tau_{\max} \cdot \left\{ 1 - \frac{\pi}{4} \left(\frac{6V_v}{\pi(1-V_f)} \right)^{2/3} \right\}$$

* vides cylindriques / structure rectangulaire:

$$\tau = \tau_{\max} \cdot \left\{ 1 - \left(\frac{4V_v}{\pi(1-V_f)} \right)^{1/2} \right\}$$

où V_v = taux volumique de vide
 V_f = taux volumique de fibres
 τ = résistance en cisaillement interlaminaire du matériau poreux
 $\tau_{\max}$ = résistance en cisaillement interlaminaire du matériau pour $V_v = 0$

CORTEN [Han77, Pri82, Cor67] a, quant à lui, appliqué la mécanique de la rupture aux matériaux composites, en remplaçant un vide par une fissure effective de longueur proportionnelle à la racine cubique de la fraction volumique de vide. Il en déduit l'expression de la résistance au cisaillement en fonction du facteur d'intensité de contrainte critique K_{IIc} et du taux de vide:

$$\tau = \frac{K_{IIc}}{k} \cdot V_v^{-1/6} \quad \text{car} \quad a \equiv V_v^{1/3} \quad \text{et} \quad K_{IIc} = \tau(\pi a)^{1/2}$$

où τ = résistance au cisaillement
 k = constante
 K_{IIc} = facteur d'intensité de contrainte critique en mode II
 V_v = taux volumique de vide
 a = longueur de fissure

Aussi surprenant que cela puisse paraître, au vu des hypothèses formulées, des corrélations ont été mises en évidence entre les données expérimentales et théoriques en ce qui concerne l'évolution de propriétés telles que l'ILSS (mais aussi la résistance transverse ou la résistance en compression) en fonction du taux de porosité. Ainsi, HANCOX [Han77] qui a étudié les propriétés en cisaillement de composites carbone-époxy, a constaté (cf. fig. 1.79) que les trois modèles proposés présentaient une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux pour des taux de vide allant jusqu'à 1,5%.

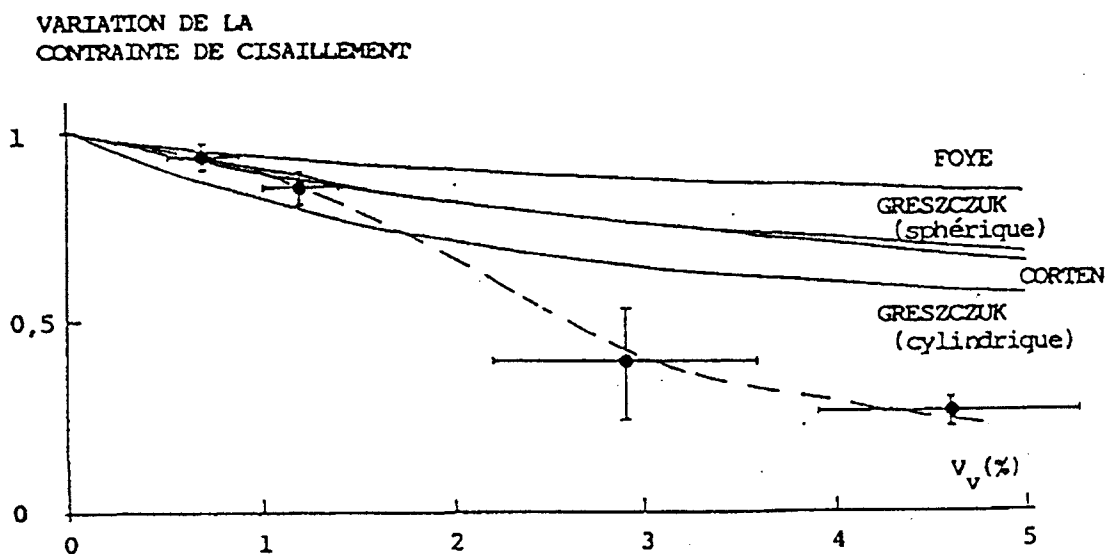


Fig. 1.79 : Résistance au cisaillement en fonction du taux volumique de vide d'un composite carbone-époxy (durcisseur anhydride, accélérateur amine, $V_f = 60\%$) [Han77]

Dans ce domaine en effet, les porosités sont petites, sphériques et réparties dans le matériau de manière relativement homogène. Au delà, les propriétés mesurées sont beaucoup plus affectées par la présence de vides que ne le laissent paraître les prévisions. Ainsi pour 5% de vides, la résistance et le module de cisaillement n'atteignent plus que 30% de leur valeur optimale (sans porosité: $V_v=0$). De tels écarts s'expliquent par le fait que des théories fondées sur des arrangements réguliers de vides de formes et de taille régulière ne peuvent raisonnablement permettre de modéliser le comportement d'un matériau présentant des porosités de taille, de forme et de distribution spatiale très variable, ce qui est le cas pour des taux de vide élevés.

L'utilisation de relations semi-empiriques de type loi exponentielle, puissance ou linéaire donnent généralement satisfaction pour modéliser la relation taux de vide - taux de fibres - propriété mécanique [Bow92, Ghi93]:

$$\begin{aligned} S &= A(1-V_v)(BV_f + C) - D \\ S &= A(1-V_v)(BV_f + C)^D \\ S &= S_0 e^{-bV_v} \end{aligned}$$

où S = propriété mécanique

V_v = taux volumique de vide

b, A, B, C, D = constantes

V_f = taux volumique de vide *fibres*

1.7.2. Analyse prévisionnelle par logiciels de calcul

Le comportement mécanique des matériaux composites étant influencé par le taux de porosité, ce dernier paramètre doit être pris en compte lors du calcul des pièces et des structures. Néanmoins, les logiciels de calcul par éléments finis ne permettent pas de modéliser directement ce défaut de structure qui d'une manière générale ne peut être pris en compte que dans les modules d'homogénéisation ou des logiciels d'analyse de stratifiés annexes tels que ANASTRA, logiciel de calcul de stratifiés développé par le CETIM. Ce logiciel permet par exemple de réaliser une analyse prévisionnelle de l'influence du taux de vide sur le comportement en traction de matériaux composites (Le comportement en cisaillement interlaminaire n'est pas accessible ici). Le taux volumique de vide V_v est pris en compte pour corriger la fraction volumique de fibres V_f de la manière suivante:

$$V_f = \frac{M_f(1-V_v)}{M_f + (1-M_f) \cdot \rho_f / \rho_m}$$

où V = fraction volumique ρ = masse volumique

M = fraction massique indices f, m, v = fibre, matrice, vide

La prévision du comportement en traction du matériau est alors réalisée comme suit qui conduit à une variation linéaire de la résistance en fonction du taux de porosité:

$$X = (V_f + V_m \cdot \frac{E_m}{E_f}) X_f \text{ pour } V_f > 0.2 \text{ et } \epsilon_f < \epsilon_m$$

où X = résistance en traction V = fraction volumique
E = module d'Young ε = allongement

La manière dont l'influence du taux de vide est prise en compte par ANASTRA ne peut cependant être considérée comme satisfaisante. En effet, si les porosités ont une incidence directe sur la fraction volumique de fibres, elles viennent également modifier la fraction de fibres efficaces, qui détermine le transfert de charges entre matrice et renfort [Gre71]. Ceci est particulièrement vrai pour les porosités d'interface, et les hypothèses retenues dans les logiciels du type d'ANASTRA ne permettent donc pas de traiter de façon satisfaisante le problème posé par l'incidence de la porosité sur les propriétés mécaniques des matériaux composites.

1.8. CONCLUSION ET PROGRAMME DE RECHERCHE

L'analyse de la littérature scientifique et technique montre que la porosité est le seul défaut de fabrication ayant fait l'objet d'études plus ou moins approfondies. Les autres imperfections générées par les opérations de mise en oeuvre (désalignements, hétérogénéités, ondulations, rupture de renforts, défauts de surface, ...) ont jusqu'ici été laissées de côté.

En ce qui concerne plus particulièrement les porosités, il apparaît que la forme, la taille, le taux et la distribution des vides dans un matériau composite à matrice polymère dépendent de nombreux paramètres:

- type de la résine et du renfort,
- caractéristiques des outillages,
- paramètres du process: temps, température, pression, degré hygrométrique.

Les études réalisées jusqu'alors ont montré que la présence de vides pouvait réduire de manière conséquente certaines propriétés mécaniques, notamment la résistance au cisaillement interlaminaire (ILSS) et la résistance à la compression. La valeur généralement admise est une décroissance de l'ILSS de 7% par unité de taux de vide pour des composites verre-époxy, et ce, jusqu'à un taux de porosité global atteignant 4%.

Cette valeur moyenne est néanmoins à considérer avec prudence. Les résultats observés pour différents matériaux verre/époxy ou carbone (ou graphite) / époxy restent en effet fortement dispersés. Ainsi, pour Vv= 5%, la chute de l'ILSS d'un composite verre/époxy varie entre 25% et 50%. Plus encore que pour ce dernier matériau, des disparités de pentes, de tendances et de concavités sont à noter en ce qui concerne la variation de l'ILSS de matériaux carbone ou graphite / époxy : en particulier pour Vv=5%, l'ILSS perd entre 10% et 60% de sa valeur optimale. Ces écarts suggèrent que le taux volumique de vide n'est pas le seul paramètre à prendre en compte lors d'une analyse de l'influence de la porosité sur le

comportement mécanique des composites : la forme, la taille et la distribution des cavités doivent également faire l'objet d'une étude.

Les tentatives de modélisations théoriques reposant sur l'hypothèse d'arrangements réguliers de vides de forme et de taille régulière permettent, quant à elles, une prévision du comportement mécanique du matériau composite pour des taux de porosité allant de 0 à 1,5%. Aucune théorie, à notre connaissance, ne prédit correctement l'évolution des propriétés mécaniques en fonction du taux de porosité dans toute la gamme des taux de vide rencontrés. Les logiciels de calcul n'apportent pas non plus de réponse satisfaisante au problème.

En conséquence, tant la réalité industrielle des problèmes liés aux défauts de fabrication, que la carence de résultats fiables reflétant l'influence de ces imperfections sur le comportement mécanique des composites incitent à entreprendre un travail de recherche sur ce thème, qui s'articulera ici autour de quatre axes principaux :

- a - identification et quantification des défauts de fabrication générés par les opérations de mise en oeuvre lors de productions types de pièces par RTM ;
- b - modélisation expérimentale des défauts de structure constatés permettant une étude paramétrique des performances mécaniques en fonction des grandeurs géométriques caractéristiques des défauts;
- c - mise en évidence des relations porosités/paramètres technologiques ;
- d - mise en évidence des relations porosités/comportements mécaniques en cherchant à prévoir par des calculs analytiques des caractéristiques mesurées expérimentalement.

La présente étude devrait donc permettre à terme de :

- cerner les paramètres technologiques influant sur la génération des défauts, notamment les porosités,
- déterminer l'influence de ces défauts de fabrication sur les performances mécaniques de composites à matrice organique et fibres de verre longues, tant expérimentalement que théoriquement.

CHAPITRE 2

MOYENS EXPERIMENTAUX

2.1. Matériaux

- 2.1.1. Caractéristiques des matériaux
- 2.1.2. Génération de porosités modèles

2.2. Mise en oeuvre

- 2.2.1. Moulage à l'autoclave
- 2.2.2. Moulage par RTM

2.3. Méthodes de mesure de la porosité

- 2.3.1. Mesure de densités
- 2.3.2. Traitement d'image

2.4. Méthodes d'essais mécanique

- 2.4.1. Flexion trois points et délaminage
- 2.4.2. Traction
- 2.4.3. Compression
- 2.4.4. Amorçage et propagation de fissures en mode I

2.1 - **MATERIAUX**

2.1.1. **Caractéristiques des matériaux**

Les caractéristiques des matériaux retenus pour cette étude - issues des fiches techniques des producteurs - sont présentées ci-après. Le prépreg retenu pour la mise en oeuvre à l'autoclave est constitué d'un tissu de verre E 0/90° déséquilibré imprégné d'une résine époxy dont les caractéristiques sont précisées figure 2.1. Les matériaux retenus pour la mise en oeuvre par injection sur renfort (RTM) sont d'une part une résine époxy et d'autre part un tissu roving unidirectionnel de verre E, dont les caractéristiques sont précisées figure 2.2.

Prépreg	Type	Tissu verre E/époxy (0/90°)	
	Structure	60 % chaîne/40 % trame	
	Composition	EC9 x 68 tex. Z	
	Référence	7628	
	Masse	203 g/m ²	
Imprégnation	Taux massique	38 % de résine	
	Taux de volatiles	< 0,5 %	
	Résine	LY556 + Diamino diphenyl sulphone + BF ₃ 400 MEA + solvant	
Polymérisation	Température	125/130°C	160/170°C
	Temps	30 à 45 min	120 min
	Pression	1 bar maxi	5 à 7 bar
	(2 paliers)	(sous vide)	(+ vide)

Fig. 2.1 : Caractéristiques du prépreg (autoclave)

Renfort	Tissu roving verre E unidirectionnel Masse : 640 g/m ²
Matrice	Résine : époxy DGEBA Durcisseur : éthylène diamine + N - aminoéthylpipérazine
Liant de préformage	Température d'utilisation : 120° C Taux d'utilisation : 2 % en masse

Fig. 2.2 : Caractéristiques des matériaux (RTM)

2.1.2. **Génération de porosités modèles**

Afin d'étudier l'influence des porosités sur le comportement des composites, une des méthodes consistera à générer des porosités modèles de géométrie, répartition et taux parfaitement maîtrisés.

D'après la littérature, compte-tenu des diverses origines de la porosité et de l'existence de multiples paramètres d'influence, plusieurs méthodes peuvent être envisagées pour générer volontairement des porosités au sein des composites:

a) Adjonction d'un agent gonflant [Yos86]

Des composites comportant des taux de vide allant de 1% à 7% peuvent ainsi être obtenus en pulvérisant en quantités variables entre les plis du stratifié un agent gonflant dilué dans une solution d'acétone. Un agent porogène se décomposant en gaz lors de la mise en oeuvre et générant ainsi des cavités au sein du matériau peut, par exemple, être retenu.

b) Adjonction de solvants [Han75, Han77]

Une variante de la technique précédente consiste à tremper les fibres de renforcement dans un bain de solvant (acétone, par exemple) avant la phase d'imprégnation par la résine. Un chauffage ultérieur de durée variable a pour but d'évacuer une partie du solvant ainsi introduit. Cette méthode permet de réaliser des composites présentant des taux de porosité pouvant atteindre 20 %.

c) Modification des paramètres technologiques

L'utilisation de procédés tels que l'autoclave ou le RTM donne la possibilité de maîtriser le taux de porosité des composites, en reliant ce dernier facteur aux paramètres technologiques.

Pour un couple renfort/résine donné, les seuls paramètres directement contrôlables lors du cycle de polymérisation sont la température, la pression, et le vide à l'intérieur de la poche étanche ou du moule. Ceux-ci viennent déterminer la pression hydrostatique s'exerçant sur la résine, et au delà, le taux de porosité dans le stratifié. La figure 2.3 représente le processus de polymérisation complet dans le cas d'une mise en oeuvre à l'autoclave [Rob87], que l'on peut néanmoins aisément généraliser à d'autres procédés (RTM par exemple).

La première zone de ce schéma (I) regroupe tous les facteurs induisant une réduction du taux de porosité du composite. Les trois facteurs principaux de ce domaine sont:

- la cellule d'écoulement (stratifié, tissu de drainage, poche étanche),
- les fuites au niveau de la cellule (outillage ou bordurage défectueux),
- la cinétique de polymérisation du système (relation temps/ température/ viscosité).

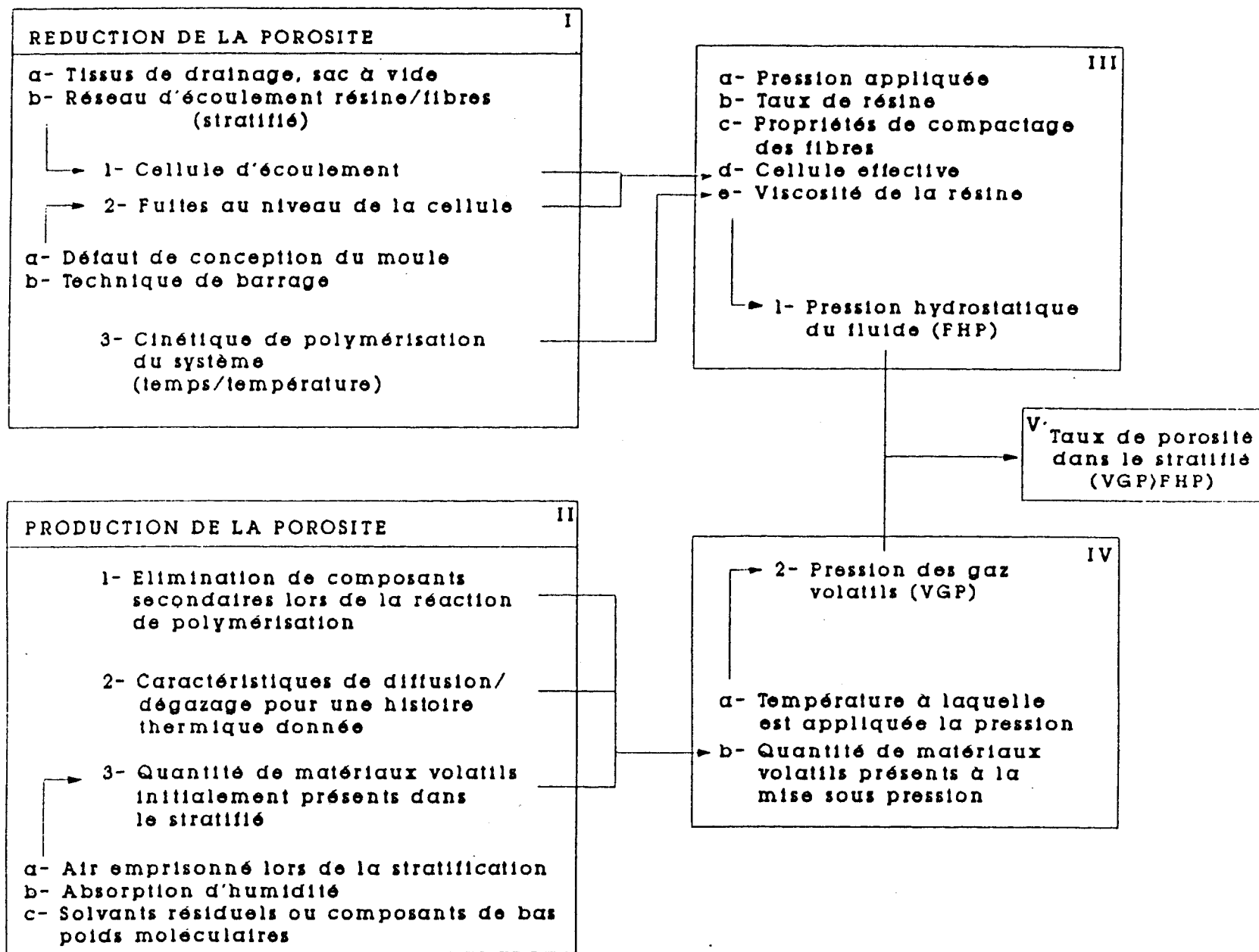
La montée en pression doit se faire de manière judicieuse afin de tirer avantage de la courbe de viscosité de la résine.

La seconde zone de ce schéma, le domaine de production de la porosité (II), comporte trois facteurs:

- l'élimination de composants secondaires,
- les caractéristiques de diffusion et de dégazage au sein du matériau,
- la quantité de matériaux volatils initialement présents dans le stratifié (air, solvants, humidité).

La troisième zone du graphique (III) est composée de cinq entités - la pression appliquée, le taux de résine du stratifié, les propriétés de compactage des fibres, la cellule effective, et la viscosité de la résine - qui viennent déterminer la pression hydrostatique régnant dans la cellule.

Fig. 2.3: Processus de polymérisation en autoclave



La quatrième zone (IV) montre que la quantité de matériaux volatils contenue dans le stratifié contribue à déterminer le niveau de la pression hydrostatique requise au sein de la cellule pour contrecarrer la formation de bulles de gaz. C'est en effet la teneur en matières volatiles qui fixe la pression des gaz volatils.

Le dernier domaine (V) du tableau étudié représente le résultat final de la polymérisation du composite: le taux de vide dans le stratifié. Si la pression des gaz volatils est supérieure à la pression hydrostatique de la résine, des vides sont susceptibles de se former dans le composite. Dans le cas contraire, le matériau produit présente un taux de porosité très faible.

Lors de la mise en oeuvre, le taux volumique de vide du stratifié peut donc être contrôlé en jouant sur des variables telles que :

- le niveau de vide et/ou le niveau de pression [Pre87, Tho86, Tan87], afin d'atteindre des taux de dégazage et/ou de compactage différents,
- le point d'application de la pression [Cho82, Yok78], de manière à exploiter les caractéristiques rhéologiques de la résine et la loi viscosité / temps / température.

Ces différentes méthodes permettent de générer des porosités de taux certes variables, mais dont la forme, la taille et la localisation ne peuvent ici être maîtrisées, aussi la modélisation expérimentale des porosités sera réalisée à l'aide de défauts plans découpés dans des feuilles de polytétrafluoréthylène (PTFE) d'épaisseur 50 à 500 microns ou à l'aide de tubes en silicone de diamètre extérieur 0,64 à 2,2 mm insérés dans le plan moyen du stratifié lors de la mise en oeuvre à l'autoclave. On suppose qu'il n'y a pas d'adhésion entre l'inclusion en PTFE ou en silicone et le stratifié, et que la présence d'une inclusion n'a aucune incidence sur la résistance interlaminaire au cisaillement (ce qui sera par ailleurs vérifié au cours de cette étude).

2.2. MISE EN OEUVRE

Le choix des technologies de mise en oeuvre a été guidé par la possibilité de faire varier les paramètres technologiques dont dépend la porosité dans les composites. De par leur principe même, l'autoclave et le RTM semblent être les solutions les mieux adaptées.

2.2.1. Moulage à l'autoclave

Le principe général de la polymérisation en autoclave consiste à positionner le stratifié dans un sac étanche, puis de soumettre l'ensemble à un cycle temps/pression au cours duquel la résine flue, gélifie et polymérise, formant ainsi un réseau réticulé.

La machine utilisée dans cette étude est un autoclave de FRANCE-AUTOCLAVE schématisé figure 2.4 et dont les caractéristiques sont: un volume intérieur de 1 m³, une température maximale de 450°C avec une régulation thermique assurée par 2 sondes

pyrométriques (ambiance) et 6 thermocouples (pièce), une pression maximale de 30 bars avec une pressurisation sous azote et un vide maximal de -1000 mbar (par rapport à la pression atmosphérique).

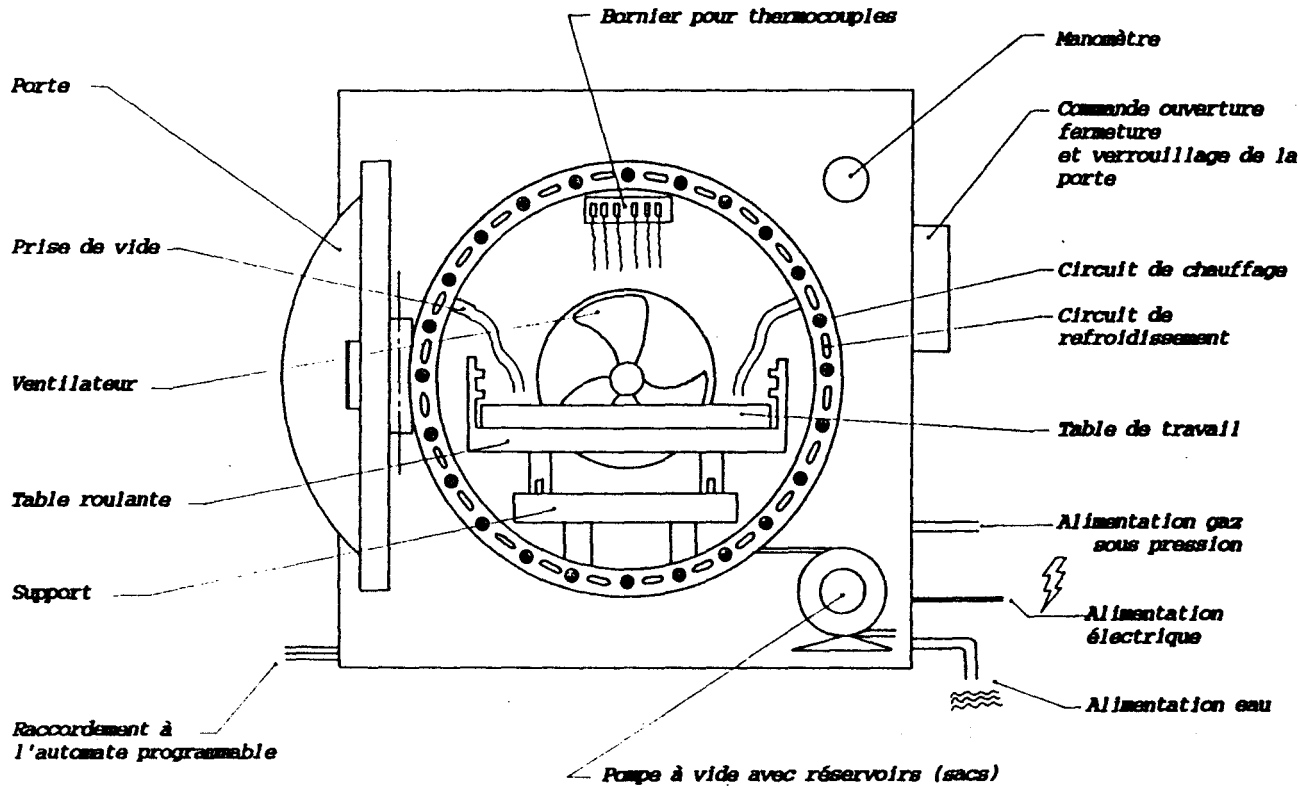


Fig. 2.4: Principe de la mise en oeuvre à l'autoclave

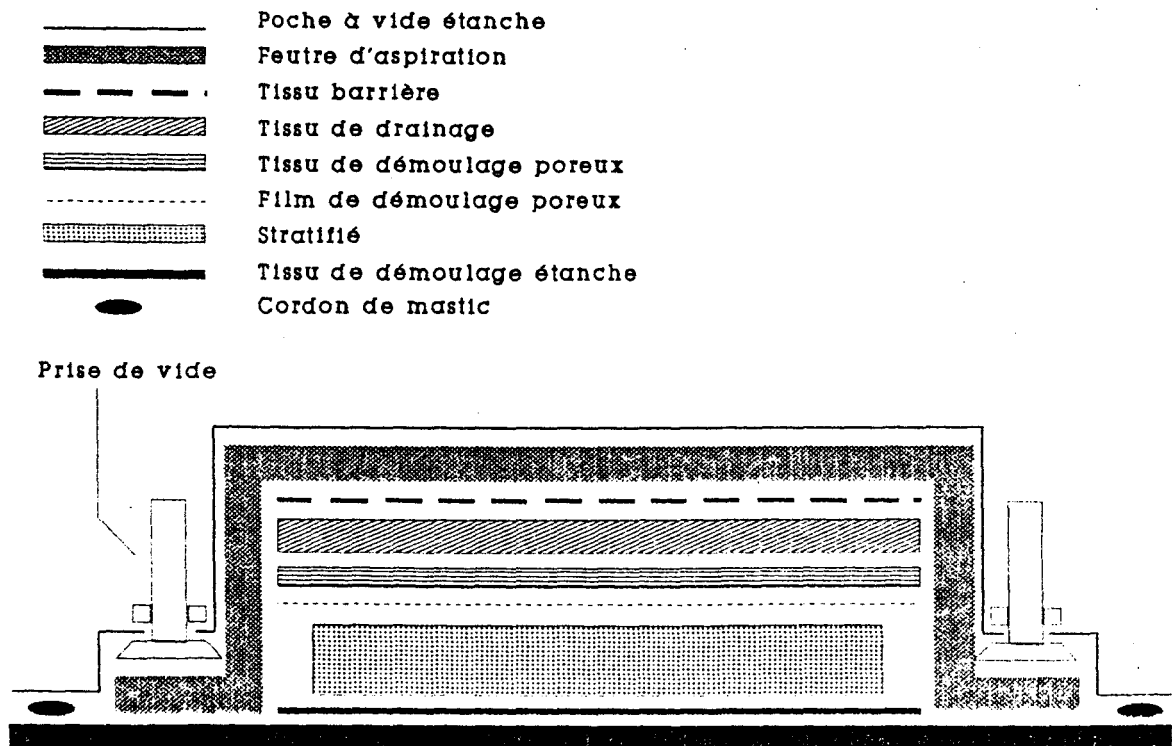


Fig. 2.5: Préparation des pièces moulées à l'autoclave

La mise en oeuvre d'une pièce composite à l'autoclave nécessite l'adjonction au stratifié de matériaux annexes (fig.2.5), permettant de contrôler le taux de résine de la pièce et d'assurer une application adéquate de la pression. Ces matériaux portent le nom de matériaux de mise en oeuvre; ils doivent être compatibles avec la résine choisie et utilisables dans le domaine de température et de pression retenu.

Le cycle de polymérisation utilisé tient compte des différents paramètres évoqués lors de la description du processus de polymérisation en autoclave. Pour une température de cuisson et une pression de moulage données, le choix du cycle est fait en fonction de l'évolution de la viscosité de la résine avec le temps. Le moment idéal de mise sous pression est déterminé par rapport au temps de gélification et au minimum de viscosité. Dans cette optique, la connaissance des courbes viscosité= $f(\text{temps})$ pour un cycle de température donné est requise (fig.2.6).

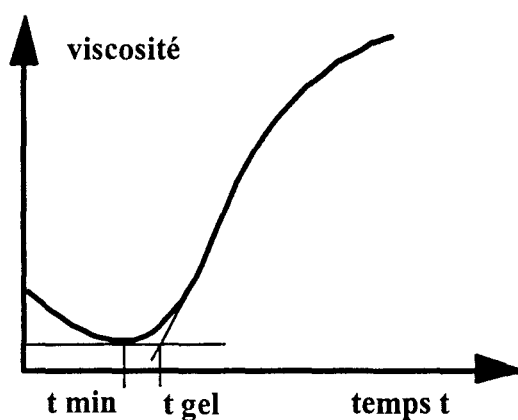


Fig. 2.6: Evolution de la viscosité en fonction du temps pour un cycle de température donné

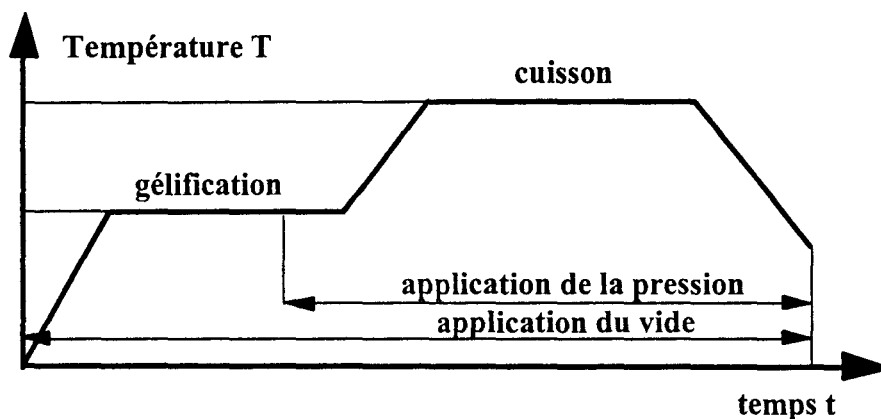


Fig. 2.7: Types de cycles de polymérisation en autoclave pour un prépreg époxy

Le cycle de polymérisation temps/température (fig. 2.7) est adapté à chaque résine et à l'évolution de la viscosité (fig. 2.6) pour permettre la meilleure imprégnation sous vide et sous pression:

- palier de gélification (ou palier de préchauffe): régulation de la viscosité , amorçage lent de la gélification
- application de la pression peu avant le temps de gel
- palier de cuisson (polymérisation)
- application du vide dans le sac étanche (élimination des volatils et composants secondaires)

La figure 2.7 représente schématiquement le cycle type retenu pour le moulage du prépreg époxy.

2.2.2. Moulage par RTM

Le RTM est une technique d'injection basse pression de résine thermodurcissable sur un renfort préalablement placé dans un moule chauffé. Les différentes étapes de la production d'une pièce en RTM (découpe des renforts, préformage, compression, injection, démoulage) ainsi que le dispositif d'injection utilisé sont représentés figure 2.8.

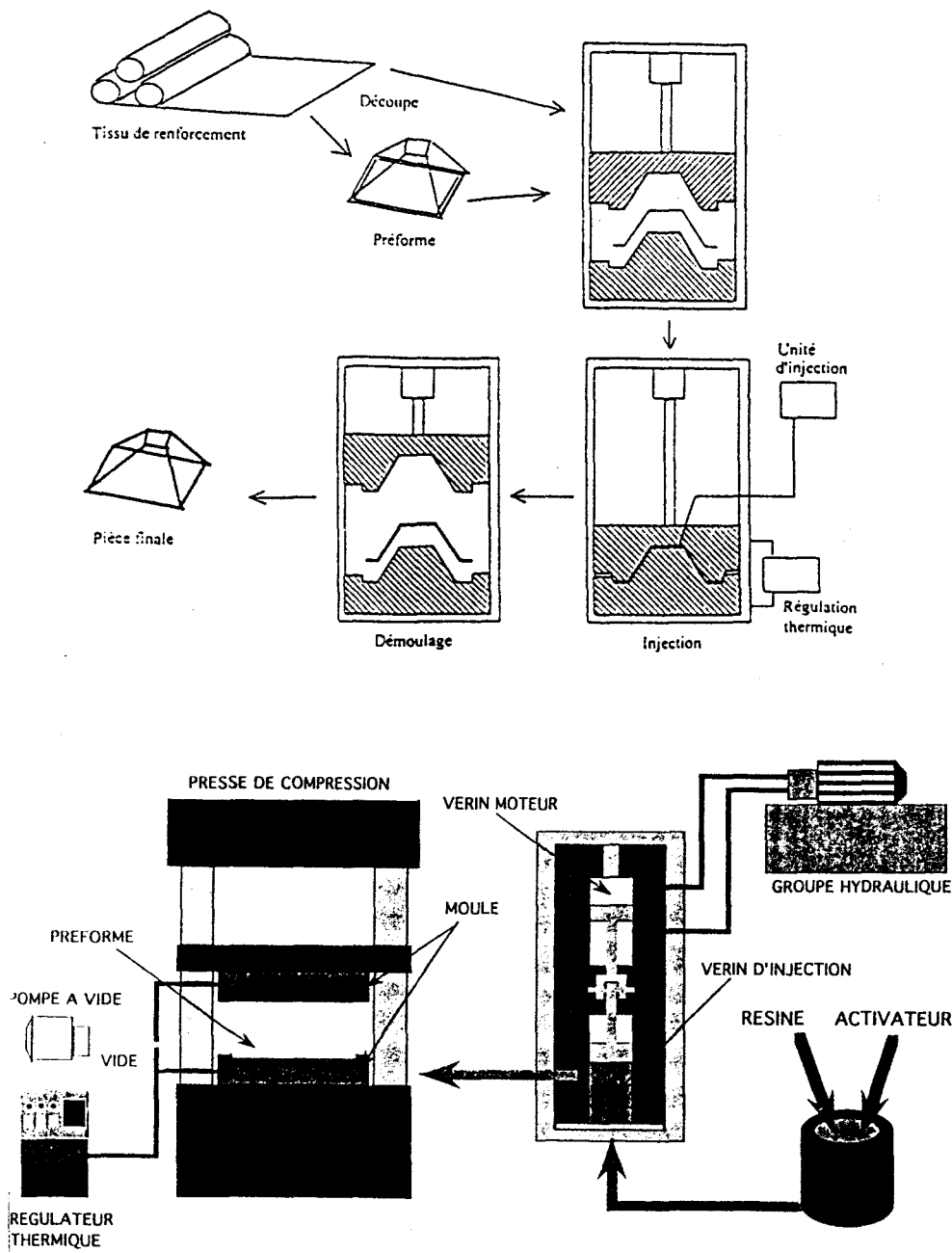


Fig. 2.8: Principe de la mise en oeuvre par RTM

Le moule est monté sur une presse de compression PINETTE-EMIDCAU asservie en pression dont les principales caractéristiques sont rappelées ci-dessous :

- | | |
|---|---|
| . type : presse à quatre colonnes, simple effet | . vitesse fermeture rapide : 100 à 300 mm/sec |
| . force de fermeture : 200 tonnes sous 200 bars | . vitesse fermeture travail : 1 à 8 mm/sec |
| . surface utile des plateaux : 1 m x 1 m | . vitesse ouverture rapide : 150 mm/sec |
| . course maximale : 800 mm | . vitesse ouverture travail : 1 à 9 mm/sec |
| . plateaux chauffants : 21 KW, maxi 400°C | |

Le système d'injection de la résine dans le moule se compose de deux vérins accouplés mécaniquement. Le premier vérin fait office de vérin de transfert et d'injection de la résine pré-mélangée, le second plus classiquement hydraulique, permet d'imposer des lois de débit d'injection. Cet ensemble autorise l'injection d'un volume maximal de 200 cm³ avec une vitesse injection de 0,1 l/min à 10 l/min et une pression maximale de 30 bars. Le dégazage et la mise sous vide de l'outillage (0 à - 800 mb) sont assurés par une pompe à vide ALCATEL.

Une phase de préparation avant moulage consiste en la découpe et le préformage des renforts. Le préformage consiste à découper des renforts qui sont ensuite compactés et étuvés, indépendamment du cycle de moulage. La cohésion des couches de renfort est assurée par des liants en poudre de types thermoplastiques ou thermodurcissables. Ainsi le préformage permet une grande reproductibilité de l'habillage du moule qui peut alors être automatisé. L'utilisation d'une préforme évite par ailleurs le glissement excessif du renfort sous la pression de la résine et la préforme diminue la résistance à l'écoulement.

Dans le cadre de cette étude, la technique de préformage retenue nécessite l'assemblage de sous-préformes préalablement réalisées, comme indiqué sur le schéma de principe fig. 2.9, sachant que la pièce réalisée ici est une poutre comme on le verra ultérieurement.

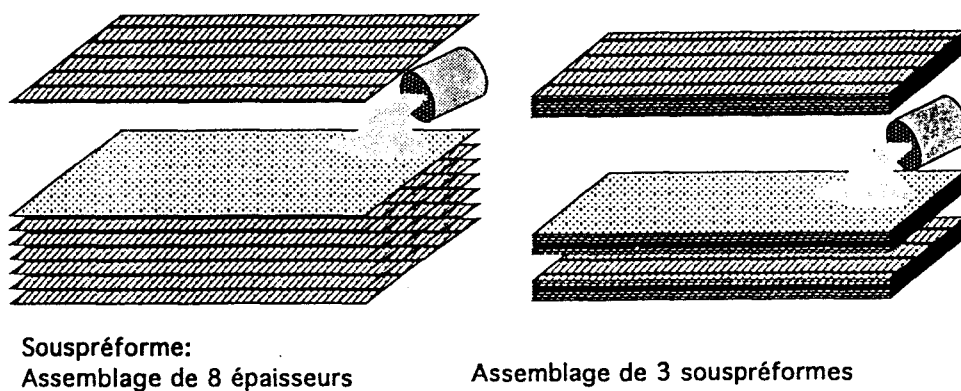


Fig. 2.9: Technique de préformage

Le cycle de moulage comporte quatre phases :

* Réalisation de la préforme: Les tissus sont découpés et assemblés par le liant, pressés à chaud puis transférés dans le moule fermé et préchauffés.

* Préparation de la résine: La résine est dosée et conditionnée en étuve à la température d'injection. Le durcisseur stocké à 20°C est ajouté à la résine en respectant un rapport de mélange de 4 époxy pour 1 catalyseur.

* Injection de la résine et cuisson: Après fermeture du moule préalablement chauffé, on injecte la résine dans le moule avec une pression qui n'excède pas 20 bars et un débit inférieur à quelques litres par minute. La résine progresse à travers le renfort poreux en chassant l'air par les événements qu'elle atteint en fin d'injection. Enfin, la résine gélifie et réticule pendant un temps de quelques minutes à une heure selon la taille de la pièce et le système réactif utilisé.

* Démoulage - post-cuisson: Une heure après la phase d'injection, après réticulation de la résine sur la préforme, la pièce est extraite de l'outillage, placée en étuve à 140°C durant 1 heure pour assurer un traitement de post-cuisson.

2.3. METHODES DE MESURE DE LA POROSITE

Comme on l'a vu dans l'étude bibliographique, de nombreuses méthodes permettent de réaliser une estimation du taux de vide des matériaux composites: mesures de densités, comptage statistique, absorption d'eau, ultrasons, radiographie, traitement d'image... Parmi celles-ci deux méthodes ont été mises en oeuvre dans cette étude.

2.3.1. Mesure de densités

Dans cette méthode simple à mettre en oeuvre et ne nécessitant pas d'appareillages sophistiqués, il s'agit de comparer densité théorique et densité réelle du stratifié (ASTM D2734, ISO 7822). Le taux de vide du composite, relié aux densités de la fibre, de la résine et du composite, ainsi qu'à la fraction volumique de fibres est alors calculé par la relation [Gei89]:

$$v = 1 - d_c \left(\frac{M_f}{\rho_F} + \frac{M_r}{\rho_r} \right)$$

où V = fraction volumique d = densité
M = fraction massique ρ = masse volumique
indices c, f, r, v = composite, fibre, résine, vide

Le taux massique de fibres est déterminé par calcination à 625°C d'échantillons et pesées avant et après passage au four (NFT 57-102, ISO 1172 ou ASTM D2584). Les densités de la résine et du composite sont déterminées soit au moyen d'une colonne à gradient de

densité (ASTM D1505), soit par la technique de double pesée (balance hydrostatique) (ASTM D792, NFT 51-063 ou ISO 1183), soit encore directement par simple pesée et mesure du volume de l'échantillon au micromètre.

Les variantes normatives sont nombreuses. Une procédure satisfaisante retenue ici est celle préconisée par l'ASTM D2734 méthode A (Perte au feu et mesure de densités par balance hydrostatique):

- Les éprouvettes sont prélevées à la scie diamantée sous eau dans la structure en composite. Les faces de découpe de ces éprouvettes sont polies sous eau en deux étapes: sur papiers abrasifs SiC de grains de taille 500 puis 1200.
- Trois échantillons sont par ailleurs découpés dans des plaques de résine polymérisées dans des conditions thermomécaniques correspondant à celles utilisées pour la fabrication des structures en composites.
- Après découpe, les échantillons sont conditionnés pendant 48 heures au moins dans un laboratoire climatisé à 23°C et 50% HR selon la norme NFT 57-050.
- La détermination des densités du composite ou de la résine seule est réalisée suivant le principe de la poussée d'Archimède sur la base de pesées dans l'éthanol dénaturé 94-95% volume, afin d'éviter la formation de bulles à la surface des échantillons (amélioration du mouillage) selon la norme ASTM D792 (ou NFT 51063 ou ISO 1183). Le temps d'immersion de l'échantillon est aussi court que possible (quelques secondes) afin d'éviter l'absorption d'éthanol par l'échantillon.:

$$\rho_{\text{échantillon}} = \frac{m_{\text{air}}}{m_{\text{air}} - m_{\text{éthanol}}} \cdot \rho_{\text{éthanol}}$$

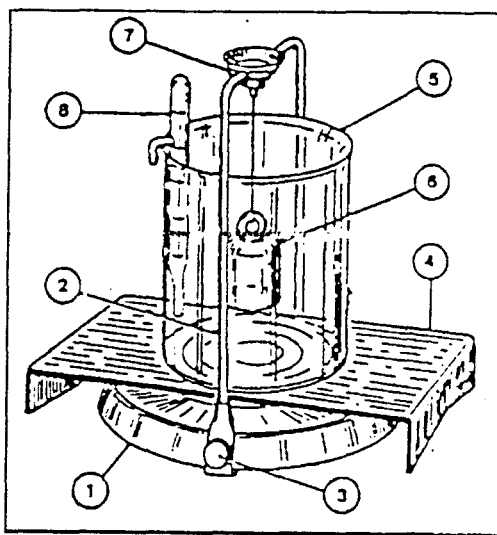
La densité de l'éthanol est mesurée selon le même principe au moyen d'un cylindre étalon en verre de volume $V = 10 \text{ ml}$:

$$\rho_{\text{éthanol}} = \frac{M_{\text{air}} - M_{\text{éthanol}}}{V_{\text{cylindre}}}$$

soit pour la densité de l'échantillon de composite:

$$\rho_{\text{échantillon}} = \frac{m_{\text{air}}}{m_{\text{air}} - m_{\text{éthanol}}} \cdot \frac{M_{\text{air}} - M_{\text{éthanol}}}{V_{\text{cylindre}}} = \frac{M_1}{M_2} \cdot \frac{M_3}{V}$$

La figure 2.10 présente le matériel nécessaire à la mesure.



- 1 Plateau de la balance
- 2 Etrier fixé au plateau
- 3 Vis de fixation de l'étrier sur le plateau
- 4 Pont
- 5 Bécher
- 6 Plongeur ou porte - échantillon
- 7 Coupelle de suspension de l'étrier
- 8 Thermomètre

Fig. 2.10: Détermination de la masse volumique: Méthode de la balance hydrostatique

- La détermination du taux de fibres est réalisée par calcination des mêmes échantillons selon la norme NFT 57-102 (ou ISO 1172 ou ASTM D2584):

$$M_f = \frac{M_{\text{coupelle}} + \text{échantillon calciné} - M_{\text{coupelle}}}{M_{\text{coupelle}} + \text{échantillon non calciné} - M_{\text{coupelle}}} = \frac{M_1}{M_2}$$

- Le taux de vide est déterminé alors selon l'ASTM D2734 ou ISO 7822 par:

$$V_v = 1 - d_c \left(\frac{M_f}{\rho_f} + \frac{M_r}{\rho_r} \right)$$

où V_v = fraction volumique d_c = densité du composite
 ρ_r = masse volumique de la résine ρ_f = masse volumique des fibres
 M_f = fraction massique (2,55 g/cm³ pour le verre E)

Pour apprécier la précision des mesures réalisées, il convient d'évaluer l'erreur relative commise. En prenant le logarithme de l'expression concernée puis en dérivant la relation obtenue et en passant aux valeurs absolues on obtient:

Pour le taux de fibres:

$$\frac{\Delta M_f}{M_f} = \frac{\Delta M_1}{M_1} + \frac{\Delta M_2}{M_2} = \left[\frac{1}{M_1} + \frac{1}{M_2} \right] \cdot \Delta M \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \Delta M = \Delta M_1 = \Delta M_2 = 0,0004g \\ M_1 = 3g \\ M_2 = 5g \end{cases}$$

$$\frac{\Delta M_f}{M_f} = 0,0002 \Leftrightarrow 0,02\%$$

Pour la densité:

$$\frac{\Delta \rho_{ech.}}{\rho_{ech.}} = \frac{\Delta M_1}{M_1} + \frac{\Delta M_2}{M_2} + \frac{\Delta M_3}{M_3} + \frac{\Delta V}{V} = \left[\frac{1}{M_1} + \frac{2}{M_2} + \frac{2}{M_3} \right] \cdot \Delta M + \frac{\Delta V}{V} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \Delta M_2 = \Delta M_3 = 2\Delta M_1 = 2\Delta M \\ \Delta M = 0,0002g \quad \text{et} \quad \frac{\Delta V}{V} = 0,0003 \\ M_1 = 5g \quad M_2 = 2g \quad M_3 = 8g \end{cases}$$

$$\frac{\Delta \rho_{ech.}}{\rho_{ech.}} = 0,0008 \Leftrightarrow 0,08\%$$

Pour le taux de vide:

$$\frac{\Delta V_v}{V_v} = M_f \left| \frac{\rho(\rho_f - \rho_r)}{X} \right| \frac{\Delta M_f}{M_f} + \rho \left| \frac{\rho_r M_f + (1 - M_f)\rho_f}{X} \right| \frac{\Delta \rho}{\rho} + \left| \frac{\rho \rho_f (1 - M_f)}{X} \right| \frac{\Delta \rho_r}{\rho_r} + \left| \frac{\rho \rho_r M_f}{X} \right| \frac{\Delta \rho_f}{\rho_f}$$

avec $X = \rho_f \rho_r - \rho [\rho_r M_f + \rho_f (1 - M_f)]$

pour $M_f = 0,7 \quad \rho_f = 2,55 \quad \rho_r = 1,22 \quad \rho = 1,8$

$$\frac{\Delta V_v}{V_v} = 0,027 \Leftrightarrow 2,7\%$$

La précision de la méthode est fortement tributaire des erreurs commises sur les densités et les fractions massiques des divers constituants. Un calcul d'erreur appliqué au cas d'un matériau verre/époxy montre que, dans des conditions optimales (i.e. erreurs relatives de 0,08% sur les densités et 0,02% sur la fraction massique), les résultats seront obtenus avec une erreur relative de 2,7% sur le taux volumique de vide. Cependant, une variation relative de ces paramètres de 0,1% (resp. 0,5%) induit une erreur relative affectant le taux de vide de 4% (resp. 20%).

Dans le cas de porosités dont la taille et le taux sont relativement élevés, les résultats obtenus sont affectés: les mesures de densité se faisant en effet par immersion des échantillons dans un liquide, ceux-ci absorbent le liquide d'immersion dans des proportions atteignant plus de 1% en masse, et ce, d'autant plus que le temps d'immersion est important. La valeur obtenue pour la densité du composite diffère donc de la densité réelle, et ce, d'autant plus que l'échantillon est petit. Par ailleurs, les valeurs retenues pour la densité des résines introduisent un facteur d'incertitude supplémentaire: la mesurer sur des échantillons présentant quelques bulles ou sur de la résine non polymérisée dans les mêmes conditions que le composite engendre des erreurs non négligeables, qui se traduisent par des valeurs de taux de porosité mesurées négatives dans le cas de faibles taux de vide. La dernière source d'imprécisions est enfin le mauvais mouillage de la surface de l'échantillon par le liquide d'immersion qui favorise l'emprisonnement de bulles d'air à la surface de l'échantillon, ce qui affecte d'autant plus la précision que le taux de vide mesuré est faible.

Néanmoins cette méthode constitue actuellement le meilleur compromis précision/rapidité de mesure.

2.3.2. Traitement d'image

Application directe du comptage statistique (NFT 57-109, ISO 7822-C), la méthode consiste à prélever des coupes micrographiques dans le composite et à les observer au microscope optique (fig. 2.11). La détermination du taux de porosités repose sur l'évaluation du taux surfacique de vide pour l'ensemble des coupes. La moyenne de ces valeurs est assimilée au taux de vide :

$$V_v \cong \frac{S_v}{n}$$

n = nombre de coupes étudiées (ici $n=15$)
 avec V_v = fraction volumique de vides
 S_v = taux surfacique de vide sur une coupe micrographique

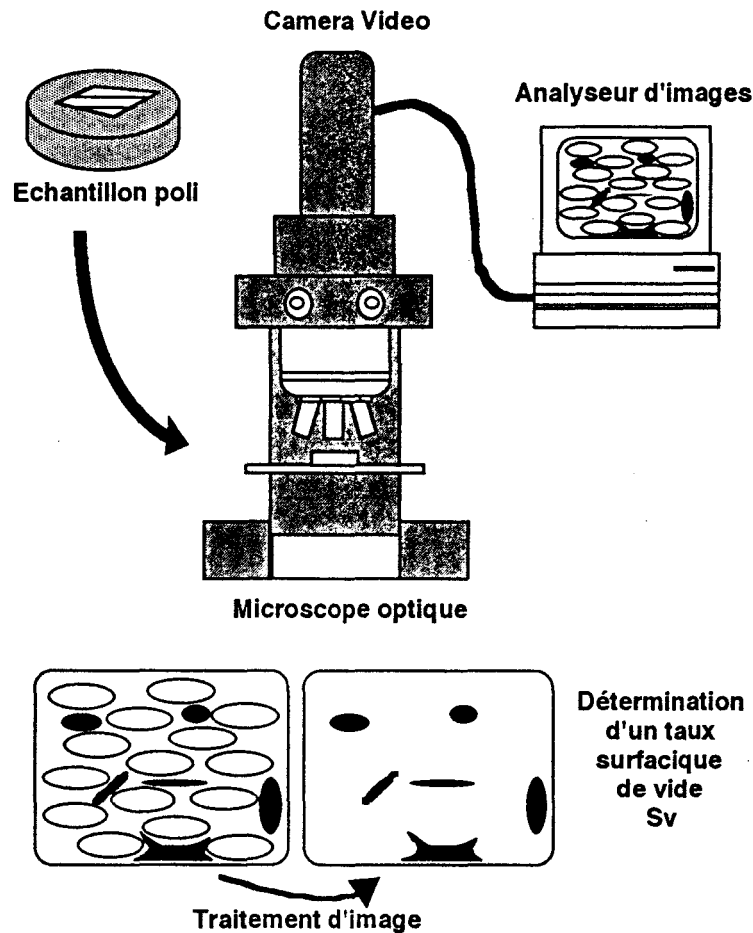


Fig. 2.11: Détermination du taux de porosité par traitement d'image

Les échantillons parallélépipédiques sont découpés à la scie diamantée à divers endroits du composite et enrobés dans une résine acrylique polymérisant à froid. Ils subissent ensuite des opérations de polissage très soigneuses au moyen d'une polisseuse:

- dégrossissage sous eau sur des papiers abrasifs SiC de grains de taille 320 à 4000,
- polissage sur des feutres recouverts de pâte diamantée $6\mu\text{m}$ et $3\mu\text{m}$,
- finissage sur un drap recouvert d'une suspension de particules d'oxyde de silicium $0,04\mu\text{m}$,
- nettoyage à l'alcool,
- passage dans un bain à ultrasons, afin de dégager les porosités de toute trace de pâte diamantée.

Les échantillons sont ensuite observés au moyen d'un microscope optique en réflexion à faible grossissement (x50). Ce type d'agrandissement permet de prendre en compte les vides interlaminaires ainsi que certains vides apparaissant entre les mèches, lorsque ces derniers sont conséquents. La porosité au sein de la résine ne peut en aucun cas être prise en compte.

La phase finale de la méthode consiste à exploiter les images observées au microscope afin de calculer la surface des porosités. L'acquisition des images est réalisée en adaptant une caméra vidéo sur le microscope optique; leur visualisation est possible sur un écran vidéo. Le traitement et l'analyse des images sont assurés par un logiciel de traitement d'image. L'image initiale présentant différents niveaux de gris est convertie après seuillage en image binaire, où les bulles apparaissent en noir, la résine et les fibres en blanc. Le taux surfacique de vides de la coupe micrographique étudiée est alors calculé comme étant:

$$S_v = \frac{\text{nombre de pixels noirs}}{\text{nombre de pixels de la surface totale}}$$

Concernant enfin la précision avec laquelle sont effectuées les mesures de taux surfaciques de vides, elle peut être évaluée à l'aide des abaques fournies par la norme NFT 57-109. Dans le cas du traitement d'image, le nombre de pixels peut être assimilé au nombre total de points P des grilles de comptage statistique. Sachant que P=40000 à 50000 pixels, l'erreur relative de mesure atteint 5% pour un taux de vide de 1% et n'est plus que de 2,5% pour un taux de vide de 10%.

Le problème majeur lié à l'utilisation du traitement d'image est cependant d'une part la subjectivité du choix du niveau de seuillage et autres paramètres de traitement des images et d'autre part, la difficulté d'obtenir une différence de contraste suffisante entre la matrice, les fibres et les vides. Les fibres, réfléchissant fortement la lumière, viennent en effet masquer les porosités. Par ailleurs, la reproductibilité des mesures ne peut être garantie qu'en maintenant constants les paramètres d'observation: intensité lumineuse, ouverture des diaphragmes, angle d'éclairage), précautions prises dans le cadre de cette étude.

La méthode du comptage statistique est également très longue à mettre en oeuvre et pose des problèmes de représentativité des mesures réalisées (mesures très locales). Les mesures effectuées portant sur de faibles sections, il faut s'assurer ici que la population étudiée est représentative de l'ensemble du matériau. Le tracé des droites de Henry pour chaque structure étudiée permet de vérifier que la population est gaussienne. Enfin, les techniques de polissage des échantillons pour observations microscopiques peuvent générer une dégradation de la surface des éprouvettes qui peut se traduire alors par une surestimation du taux de vide réel.

Néanmoins, cette méthode conduit à des indications intéressantes sur la géométrie, la taille et la distribution des vides et sera en conséquence ponctuellement utilisée ici.

2.4. METHODES D'ESSAIS MECANQUES

Le comportement mécanique des échantillons fabriqués est caractérisé par des essais de traction, de flexion trois points sur appuis rapprochés pour la détermination de la résistance au cisaillement interlaminaire (ILSS), de compression et de mécanique de la rupture.

2.4.1. Flexion trois points et délaminage

Les essais sont réalisés à l'aide d'une machine INSTRON 1185 à une vitesse de traverse de 2 mm/min sur des éprouvettes découpées à la scie diamantée.

Pour mesurer la résistance au délaminage, on suit la norme NFT 57-104 (appuis rapprochés). Lorsque la rupture a lieu effectivement par cisaillement interlaminaire, la résistance en cisaillement interlaminaire (ILSS) τ est déterminée par la relation:

$$\tau = \frac{3F}{4Bh}$$

où F est la force à la rupture, B la largeur et h l'épaisseur de l'éprouvette.

Pour mesurer la résistance en flexion, avec rupture sous l'action des contraintes normales de traction ou compression, on suit les normes NFT 57-105 ou NF ISO 4585. La résistance en flexion est alors donnée par la relation:

$$\sigma_R = \frac{3F_m D}{2Bh^2}$$

où F_m est la force maximale, D la distance entre appuis, B la largeur et h l'épaisseur.

2.4.2. Traction

Les essais sont réalisés sur une machine ZWICK 1474 à une vitesse de 2 mm/min. selon la norme NFT 57-101 sur des éprouvettes découpées à la scie diamantée. On calcule le module d'Young à partir de la pente à l'origine de la courbe contrainte/déformation, et la résistance à partir de la force à la rupture.

2.4.3. Compression

Les essais de compression sont réalisés sur une machine INSTRON 1 000 kN à une vitesse de 0,5 mm/min. Le montage retenu est de type BOEING (fig.2.12). Le choix de ce type d'essai est lié aux dimensions assez grandes des éprouvettes, permettant ainsi une modélisation expérimentale de la porosité relativement aisée. Le déplacement entre plateaux de compression est mesuré par l'intermédiaire d'un capteur inductif. La géométrie des éprouvettes est précisée figure 2.12. Un fraisage des bords assure parallélisme et perpendicularité des côtés. Un guidage des éprouvettes sur les 4 côtés permet d'éviter le flambage. Les résistance et déformation à la rupture ainsi que le module sont relevés.

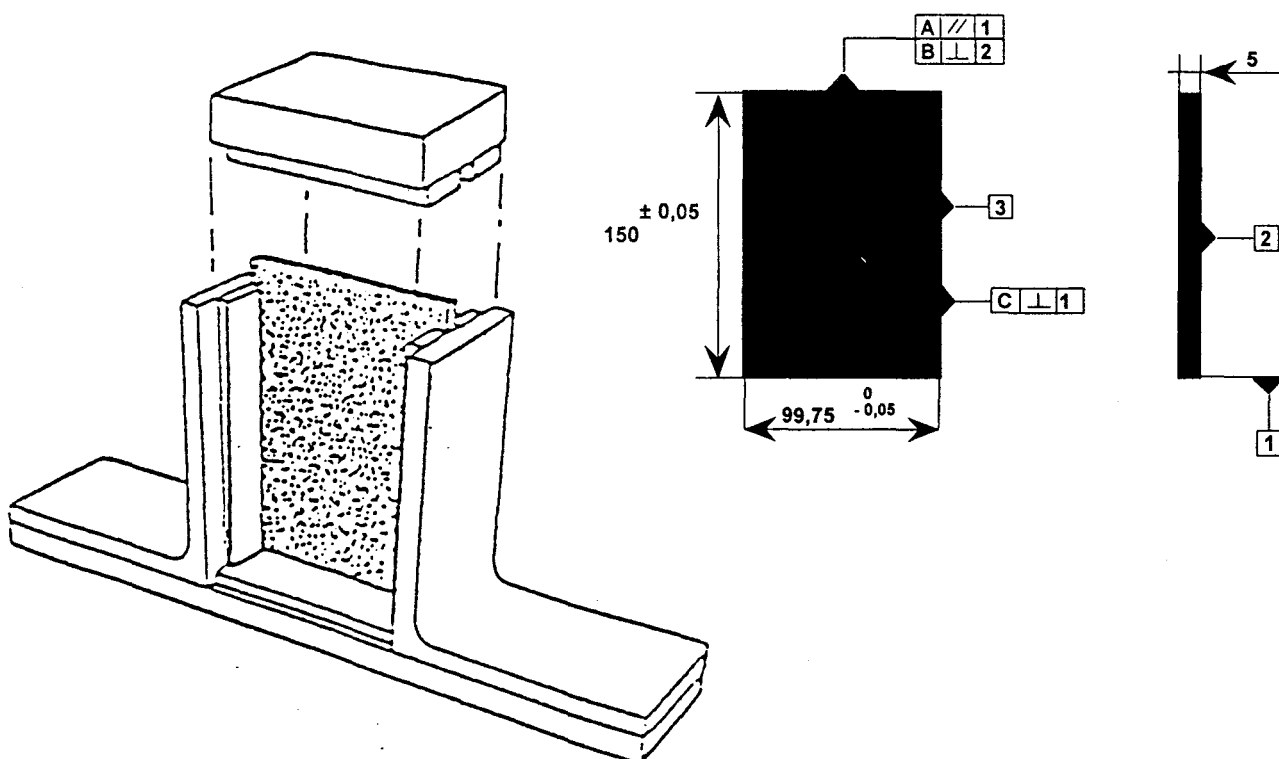


Fig. 2.12: Essai de compression BOEING et géométrie des éprouvettes

2.4.4. Amorçage et propagation de fissures en mode I

L'analyse des propriétés d'amorçage et de propagation de fissure est réalisée en mécanique de la rupture en mode I.

Les matériaux se présentent sous forme de plaques, au sein desquelles a été inséré lors du moulage à l'autoclave un défaut artificiel dans le plan moyen. Ce défaut est constitué d'un film de PVF (Teldar®) de 25 μm d'épaisseur. Par type de matériau, 10 à 12 éprouvettes de type DCB (double poutre encastrée), comportant des longueurs de défaut initial a_0 différentes, sont découpées au jet d'eau (fig. 2.13).

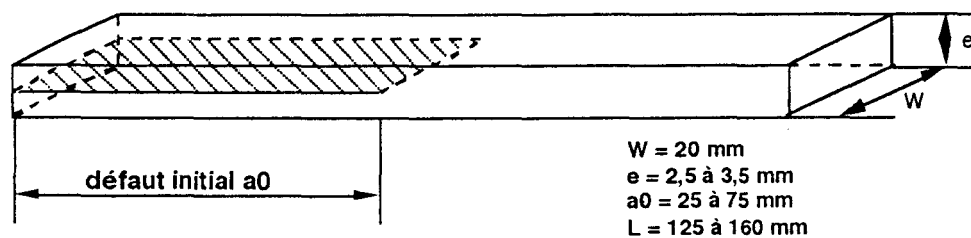


Fig. 2.13: Epreuve DCB (mode I) - Dimensions

La sollicitation en ouverture des éprouvettes DCB est réalisée au moyen d'un dynamomètre ZWICK 1474 à une vitesse de déplacement de traverse de 2 mm/min. Le montage d'essai utilise des rotules pour permettre un meilleur alignement et une application de la charge perpendiculairement au plan de fissuration. Des charnières métalliques sont collées à l'aide d'une colle époxy de part et d'autre des éprouvettes, de manière à permettre leur sollicitation.

L'amorçage de la fissuration est détecté par émission acoustique. Le principe de l'émission acoustique repose sur la détection des ondes élastiques générées par la déformation soudaine d'un matériau sous contrainte. Ces ondes se propagent au sein du matériau, de la source (microfissure) vers le capteur, par l'intermédiaire duquel elles sont transformées en signaux électriques enregistrés, filtrés et traités par une chaîne d'émission acoustique. Le système d'acquisition utilisé est constitué d'un capteur piézo-électrique 200 kHz positionné à l'extrémité libre de l'éprouvette, appliqué sur les éprouvettes par l'intermédiaire d'un couplant (graisse), d'un préamplificateur (gain 40 dB, filtre 100-300 kHz) et d'une centrale d'acquisition LOCAN AT de Physical Acoustic Corporation. Un gain de 30 dB et un seuillage de 50 dB sont retenus.

La détermination expérimentale des énergies d'amorçage et de propagation se fait de la manière précisée ci-après, par la méthode de la compliance dite de Berry.

Pour une éprouvette de longueur de fissure initiale a_0 donnée, l'enregistrement simultané de la courbe charge/déplacement $P - \delta$ et du taux d'émission acoustique permet de définir un point caractéristique de l'amorçage de la fissuration, qui correspond à l'apparition du premier pic d'émission acoustique significatif. La connaissance à cet instant de la charge P et de l'ouverture δ permet d'établir le rapport $C = \delta/P$ qui caractérise la compliance du matériau à l'amorçage pour une longueur de fissure a_0 donnée. La répétition de ces essais sur une série d'éprouvettes de longueur initiale de fissure a_0 différente permet de déterminer l'évolution de la compliance du matériau à l'amorçage, c'est-à-dire, la fonction de calibration du matériau $C = f(a)$.

Le taux de restitution d'énergie élastique G , défini par PIPES et al.[Pip90]

$$G = \frac{P^2}{2W} \frac{dC}{da}$$

où C est la compliance, W la largeur de l'éprouvette, P la charge et a la longueur initiale de la fissure, est ensuite déterminé par la méthode de Berry [Ber63]. Celui-ci introduit, par analogie à la flèche d'une poutre encastree, l'expression d'une flèche caractérisant l'ouverture d'une éprouvette DCB :

$$\delta = P \frac{a^n}{h} \quad \text{soit} \quad C = \frac{a^n}{h}$$

où n et h sont des paramètres constants du matériau pouvant être déterminés expérimentalement en traçant $\log C = n \log a - \log h$.

A l'amorçage, le taux critique de restitution d'énergie élastique G_c en mode I s'écrit alors :

$$G_{Ic_i} = \frac{n P_c \delta_c}{2 a W}$$

l'indice c signifiant "critique", l'indice i "initiation".

L'augmentation de l'énergie de rupture au cours de la propagation est décrite par les courbes de résistance, appelées courbes R, qui donnent l'évolution de la valeur instantanée de G_c en fonction de l'extension de la fissure Δa (fig. 2.14). La construction des courbes R ne nécessite que la connaissance de la fonction de calibration $C = f(a)$ et de la courbe charge-déplacement. Les différentes longueurs de fissure équivalentes a au cours de la propagation sont déterminées à partir des compliances correspondantes, obtenues en traçant une série de droites passant par l'origine de la courbe $P-\delta$. Connaissant n et h , l'énergie de propagation en mode I peut alors être calculée par :

$$G_{lep} = \frac{n}{2Wh^{\frac{1}{n}}} \left[P_p^{n+1} \delta_p^{n-1} \right]^{\frac{1}{n}}$$

l'indice p signifiant "propagation"

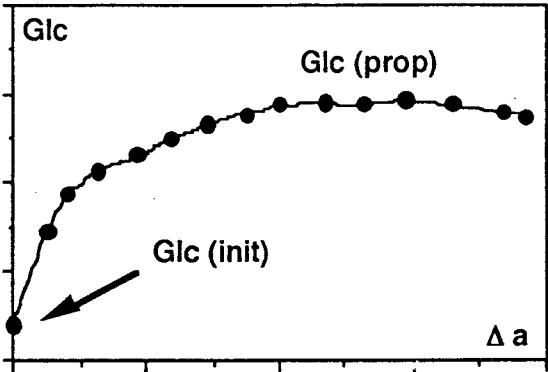


Fig. 2.14: Courbe de résistance (courbe R)

CHAPITRE 3

IDENTIFICATION DES DEFAUTS DANS UN COMPOSITE INDUSTRIEL ET MODELISATION EXPERIMENTALE DE LEURS EFFETS

3.1. Objectifs

3.2. Défauts associés au renfort

3.2.1. Orientations locales des fibres dans le plan de la pièce

3.2.2. Ruptures des fibres

3.3. Défauts associés à la matrice

3.3.1. Accumulations locales de résine dues aux écartements locaux des mailles du renfort

3.3.2. Accumulations locales de résine dues aux séquences d'empilement des préformes

3.3.3. Hétérogénéité du taux de résine

3.4. Défauts de surface

3.5. Porosités de volume

3.5.1. Identification sur une pièce industrielle

3.5.2. Modélisation expérimentale de l'effet des porosités en cisaillement interlaminaire

3.5.3. Modélisation expérimentale de l'effet des porosités en compression

3.5.4. Modélisation expérimentale de l'effet des porosités sur l'amorçage et propagation de fissures

3.6. Conclusion

3.1. OBJECTIFS

L'objectif de l'étude est de mettre en évidence l'ensemble des défauts que l'on peut rencontrer dans un composite industriel, et de mesurer leur champ de variation en taille, forme, taux et distribution. Cette première analyse nous permet alors, pour chaque famille de défaut, de réaliser des composites avec des défauts modèles représentatifs, de mesurer ensuite l'influence de ces défauts sur le comportement mécanique du matériau et d'en juger ainsi le poids relatif.

Les défauts sont analysés dans une pièce industrielle moulée par RTM. Il s'agit d'une poutre avec surépaisseur centrale dont les dimensions et le mode de stratification des surépaisseurs avec un tissu unidirectionnel sont donnés figure 3.1.

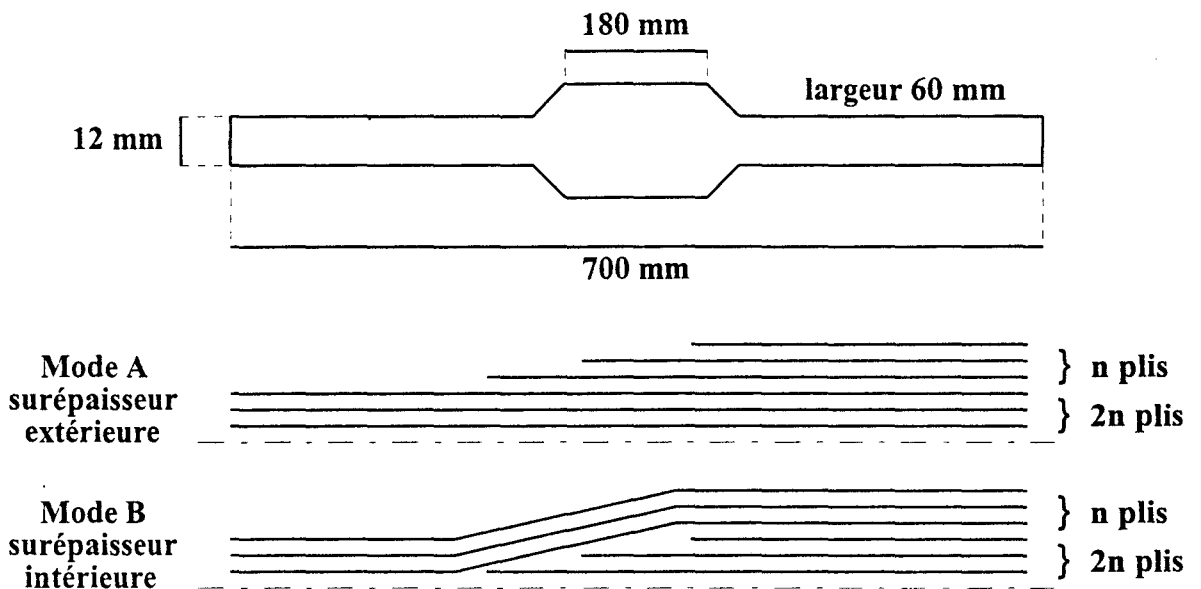


Fig. 3.1 : Poutre avec surépaisseurs

Le taux de renfort en volume de 50 % est obtenu en utilisant deux techniques de préformage :

- préformage mode 1 : préformage de 5 sous-ensembles de renforts maintenus par un liant en poudre thermoplastique puis positionnement dans le moule des 5 sous-préformes (3 pour la partie centrale et 2 pour chaque surépaisseur) cousues entre elles par un fil de polyamide ;
- préformage mode 2 : réalisation puis positionnement dans le moule de 3 préformes (1 centrale et 2 de surépaisseur) solidarisées entre elles par un liant en poudre thermoplastique.

Les composites avec défauts modèles sont réalisés par moulage de préimprégnés à l'autoclave, technologie plus souple notamment pour intégrer des inclusions de géométrie et de répartition différentes et maîtrisées ou pour provoquer des ruptures ou désalignements de fibres [Dep94, Deb93, Kra93].

Les défauts sont classés par famille, suivant qu'ils se rapportent:

- au renfort,
- à la matrice,
- à la surface,
- aux porosités de volume.

Dans chaque cas, le bilan des défauts observés est suivi d'une modélisation expérimentale.

3.2. DEFAUTS ASSOCIES AU RENFORT

3.2.1. Orientations locales des fibres dans le plan de la pièce

Identification sur la pièce industrielle

Le premier défaut identifié est déjà le défaut d'orientation des fibres par rapport à l'axe principal de la poutre. En pratique les défauts d'orientation sont générés en deux temps : lors de la préparation des préformes et lors de l'injection de la résine.

Lors de la **préparation des préformes de renfort**, c'est-à-dire la découpe des tissus, l'empilement des plis et la dépose dans le moule, on observe des orientations de fibres par rapport à l'axe principal de la pièce (axe longitudinal). Elles sont engendrées par les glissements du tissu au sein d'un pli ou entre plis, lors des manipulations successives. Ces orientations sont constantes sur toute la longueur d'un pli, mais varient d'un pli de tissu à un autre. La valeur moyenne des orientations des plis de préforme est d'environ 5° par rapport à l'axe principal de la pièce réalisée. Le maximum observé est de 10° , mais cette valeur est plutôt rare (fig. 3.2).

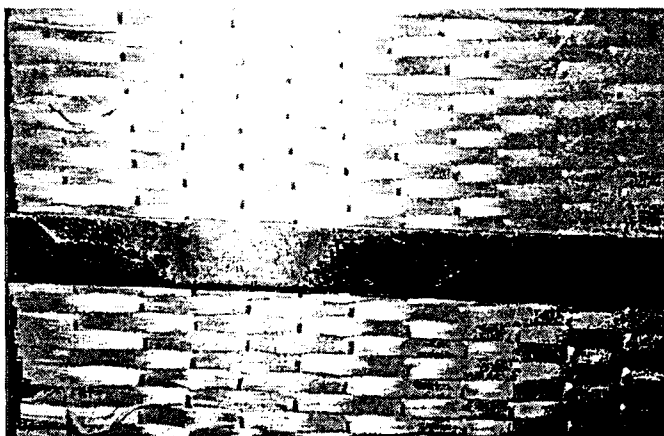


Fig. 3.2 : Orientation des plis de préforme

Afin de mesurer les orientations des fibres provoquées par l'**injection de la résine**, des poutres réalisées en RTM sont calcinées pour observer les fibres de verre, telles qu'elles apparaissent dans le composite. Les résultats obtenus sont présentés figure 3.3.

	Amont (côté injection)		Surépaisseur (partie centrale)		Aval (côté opposé à l'injection)	
Orientations maximales	Orientation	Epaisseur	Orientation	Epaisseur	Orientation	Epaisseur
Préformage n° 1	15°	5 mm	10°	2 mm	35°	5 mm
Préformage n° 2	10°	2 mm	10°	2 mm	35° très localisé (5 cm de longueur)	2 mm

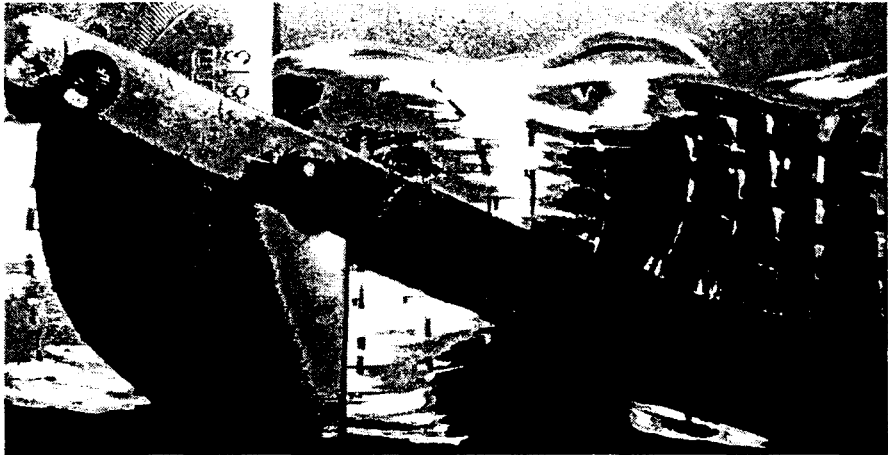


Fig. 3.3 : Orientation des fibres après moulage

On constate que la technologie de préformage qui consiste à unifier trois préformes en une seule (préformage n°2), engendre des pièces composites pour lesquelles l'orientation est mieux maîtrisée. Ceci s'explique par le fait que la cohésion des fibres issues de la deuxième technologie est meilleure que celle de la première. En effet, le pouvoir adhérent du liant étant supérieur à celui des fils de polyamide, la résine sous pression s'écoulera sans modifier profondément la structure de la préforme.

Modélisation expérimentale

Une désorientation localisée de certains plis de renfort a été introduite dans un composite moulé à l'autoclave. A cette fin, des plaques stratifiées présentant un taux massique de renfort de l'ordre de 70 % sont moulées en modifiant d'un angle θ (de 5° à 60°) l'orientation de deux des douze plis constitutifs de l'empilement et situés de part et d'autre de l'axe neutre : 17 % de l'épaisseur de la plaque présente ainsi un défaut d'orientation (fig. 3.4). Les caractéristiques mécaniques en traction des composites ainsi fabriqués sont présentées figure 3.5.

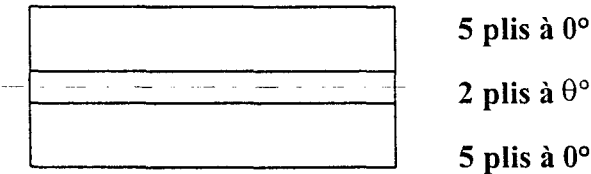


Fig. 3.4 : Modélisation expérimentale des défauts d'orientation des plis de renfort

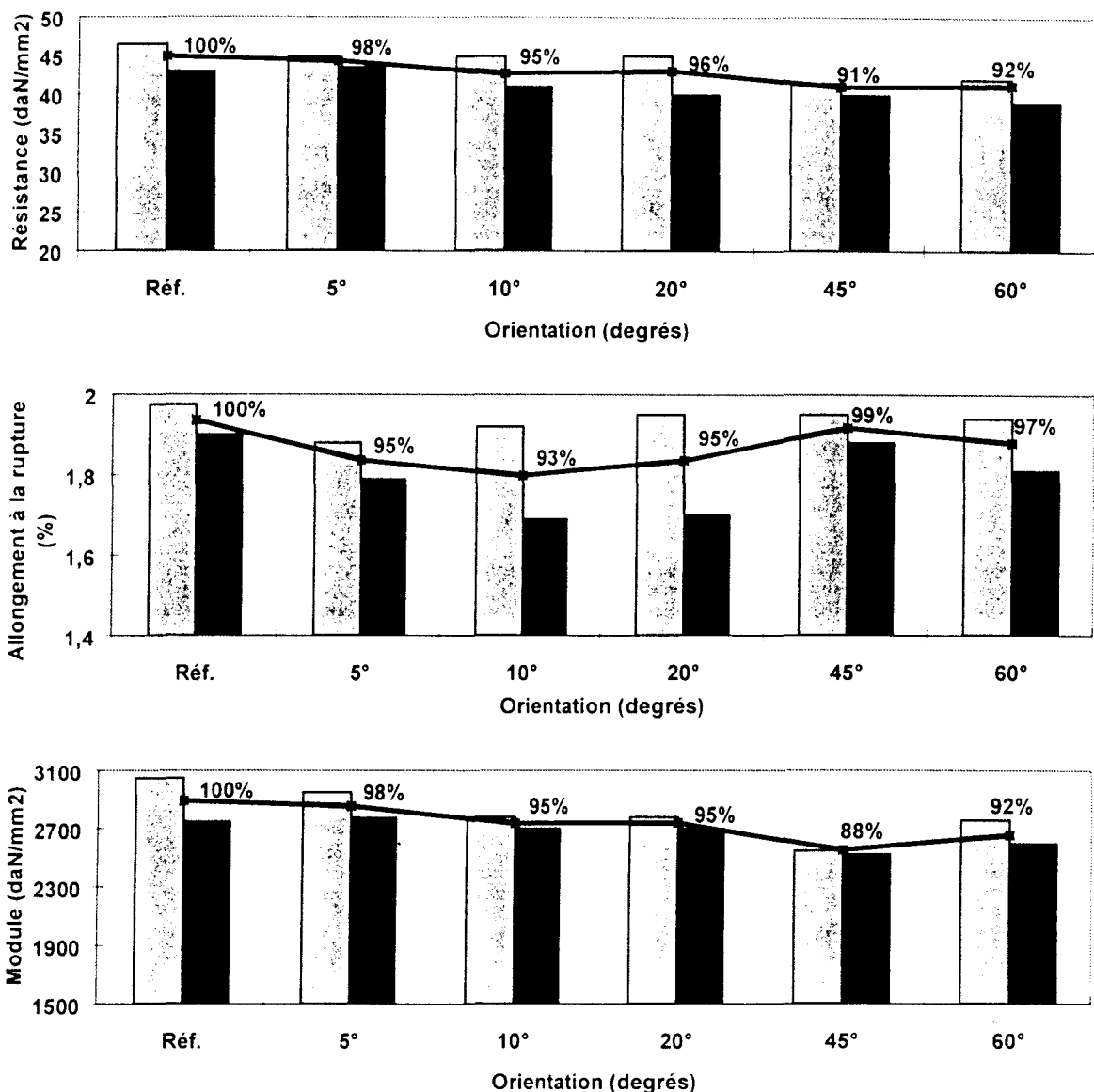


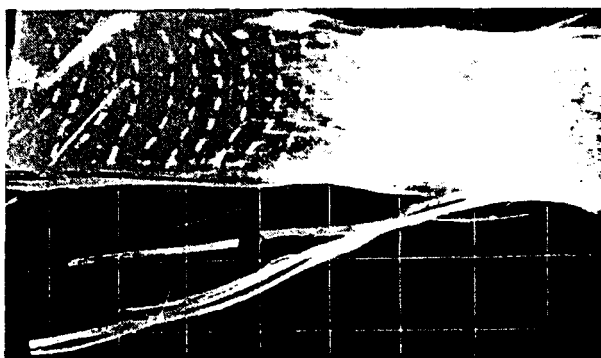
Fig. 3.5 : Influence d'orientations locales de plis de renfort modèles sur les caractéristiques mécaniques de traction

L'analyse des modules d'élasticité laisse apparaître une perte de caractéristique de 12%. La résistance chute quant à elle de 11 %. La rupture des éprouvettes se fait, aux angles faibles, en traction pure ; tandis qu'aux angles élevés, elle se fait de manière fréquente en délaminage, couplé à une rupture en traction. L'évolution de l'allongement à la rupture est moins commune: décroissance de 5% jusque 10°, puis remontée quasiment symétrique, mais de pente plus faible. Ceci peut être expliqué par le fait que le tissu utilisé est bidirectionnel : jusqu'à l'angle d'inversion, les fibres "chaîne" qui travaillent rompent en cisaillement, d'où la diminution de ϵ_r . Lorsque l'angle croît à nouveau, ce sont les fibres "trame" qui, jusqu'à présent ne travaillaient pas, s'orientent en direction de l'axe de traction et donc font remonter ϵ_r (de manière plus lente car le déséquilibre est 40% seulement en sens trame).

3.2.2 - Ruptures des fibres

Identification sur la pièce industrielle

Le caractère fragile des fibres de verre est la source de ruptures de fibres au cours de la découpe du tissu ou lors du préformage. Une observation des préformes obtenues après calcination montre que les fibres rompues se trouvent surtout sur les bords de la pièce et au niveau de tous les plis (i.e. sur toute l'épaisseur). Une estimation du taux de fibres rompues est donnée figure 3.6.



Taux fibres rompues/mèche:
50 %

Largeur des mèches rompues:
5 mm du bord

Fig. 3.6 : Ruptures des fibres du renfort

Modélisation expérimentale

Pour modéliser le phénomène de rupture de fibres, les plis de préimprégné du plan moyen du composite sont sectionnés transversalement, selon le taux de rupture quantifié préalablement. En fluant lors de la mise en oeuvre, la résine remplit les sections puis réticule, ne laissant ainsi plus d'espace vide en "collant" les fibres rompues.

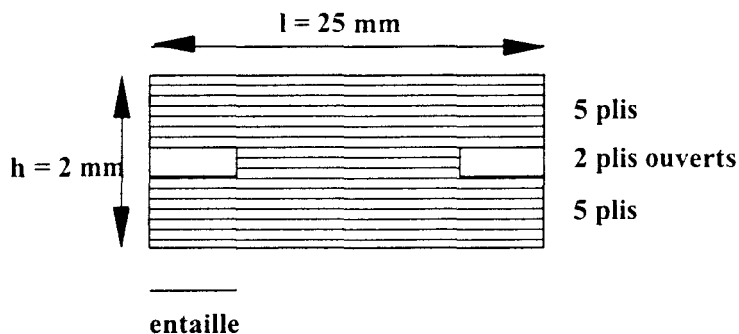


Fig. 3.7: Modélisation expérimentale des ruptures de fibres

Deux des douze plis constitutifs des éprouvettes sont entaillés en leur milieu, à partir des bords (figure 3.7) sur 2 x 2 mm, 2 x 5 mm et 2 x 8 mm. Les résultats obtenus sont présentés figure 3.8.

Toutes les éprouvettes rompent en traction au niveau des fibres coupées. Pour la plus grande entaille (2 x 8 mm), la rupture des éprouvettes est suivie d'un délaminage localisé qui entraîne parfois d'autres ruptures en traction.

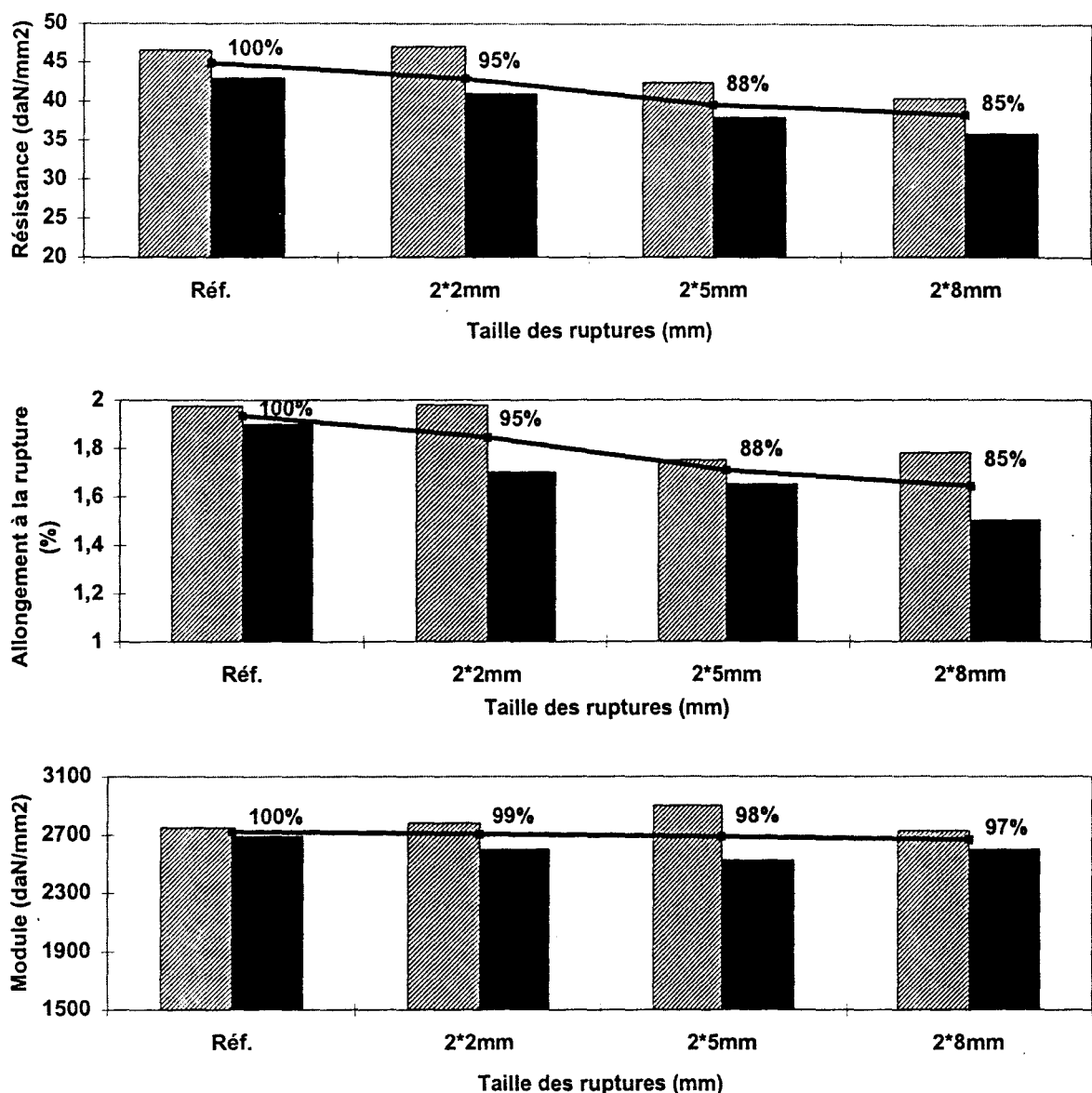


Fig. 3.8: Influence de ruptures de fibres modèles sur les caractéristiques mécaniques de traction

Dans ce cas encore, seules les caractéristiques à la rupture sont affaiblies. Ce défaut n'a pratiquement aucune influence sur le module d'Young dans la mesure où, aux petits allongements, la matrice époxy de la zone de jonction se déforme sans effet particulier, sa rigidité (4 500 MPa) étant très inférieure à celle du verre (74 000 Mpa).

Le calcul théorique de l'influence du défaut, basé sur l'évaluation des surfaces renforcées effectivement sollicitées, montre que la résistance effective en traction peut être évaluée par:

$$\sigma_{\text{Deff}} = \sigma_R \frac{3 \cdot l - l_{\text{entaille}}}{3 \cdot l}$$

où σ_R est la résistance de l'échantillon sans défaut, σ_{Deff} la résistance de l'échantillon avec défaut et l la largeur de l'éprouvette. Cette droite décroissante a pour ordonnée à l'origine $\sigma_R \cong 45 \text{ daN/mm}^2$ et pour pente $-\sigma_R / 3l \cong -0,6 \text{ daN/mm}^2 / \text{mm}$ d'entaille, sachant que la pente de la courbe expérimentale est évaluée à $-0,84 \text{ daN/mm}^2 / \text{mm}$.

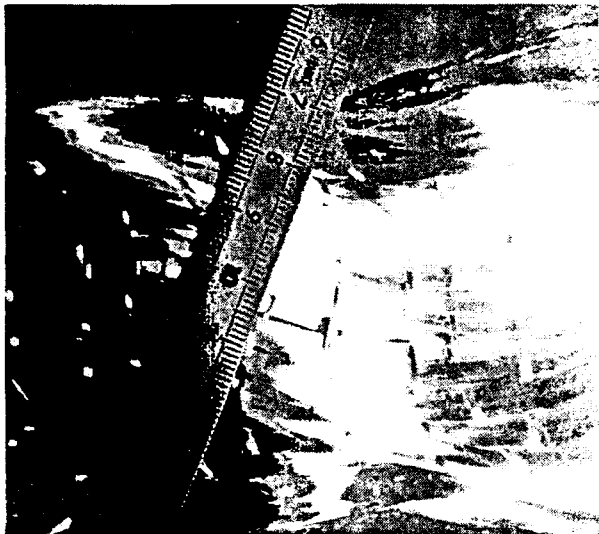
3.3. DEFAUTS ASSOCIES A LA MATRICE

3.3.1. Accumulations locales de résine dues aux écartements locaux des mailles du renfort

Identification sur la pièce industrielle

Le tissu utilisé étant un tissu unidirectionnel, les fils longitudinaux (chaîne) sont maintenus par des mèches transversales (trame) dont le nombre est limité, afin de conserver le caractère unidirectionnel. C'est la raison pour laquelle les mèches unidirectionnelles ont tendance à s'écarter les unes des autres, au cours des manipulations du tissu et des préformes, et sous l'action de la résine injectée qui écarte plus encore les mèches de renfort. Ces effets génèrent des écartements locaux de maille qui possèdent une forme de trous oblongs, très allongés.

Pendant la phase d'injection, la résine s'accumule dans ces cavités, créant ainsi des hétérogénéités locales risquant d'influer sur les propriétés mécaniques du composite. Les caractéristiques géométriques des écartements sont quantifiées fig. 3.9.



Ecartements maximaux	Largeur	Longueur	Profondeur
Préforme avant moulage	2 mm	50 mm	2 mm
Préformage n° 1	10 mm	180 mm	7 mm
Préformage n° 2	5 mm	80 mm	5 mm

Fig. 3.9: Ecartements de maille du renfort

D'une manière générale, la longueur des écartements diminue d'amont en aval. On peut expliquer ce phénomène par la chute de pression de la résine, tout au long de son cheminement à travers le renfort, générant ainsi des efforts de plus en plus faibles sur les fibres du renfort. D'autre part, la technologie de préformage des trois préformes assemblées en une (technologie n° 2) limite les déformations des fibres d'une manière plus efficace que la technologie n° 1. Ceci est dû, là encore, au pouvoir adhérent du liant qui conduit à une meilleure compacité de la préforme.

Modélisation expérimentale

Selon les dimensions et le taux d'apparition des écartements locaux des fibres, les renforts préimprégnés sont entaillés longitudinalement, en veillant à ne pas rompre les fibres de verre longitudinales qui jouxtent le défaut, l'espace ainsi créé est comblé par le fluage de la résine, au cours du moulage. Le défaut, ainsi positionné dans le plan moyen de la pièce, correspond à une accumulation locale de résine (fig. 3.10).

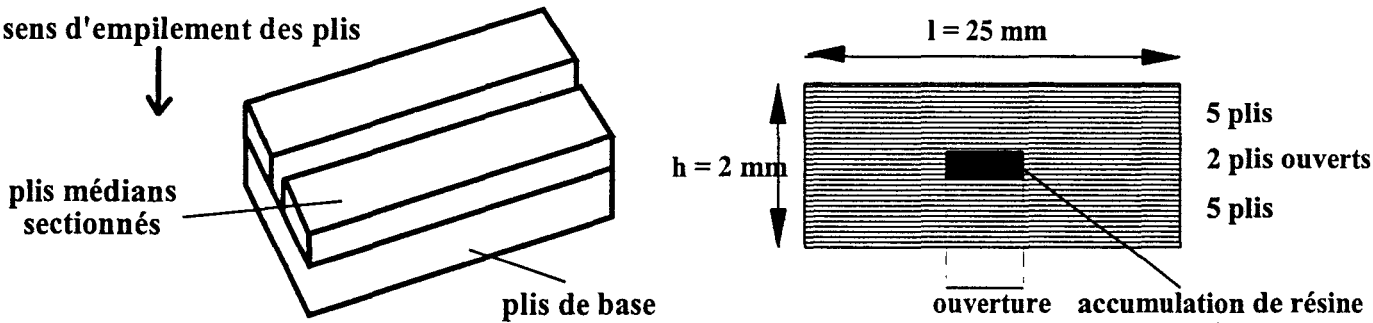


Fig. 3.10: Modélisation expérimentale des écartements de mailles

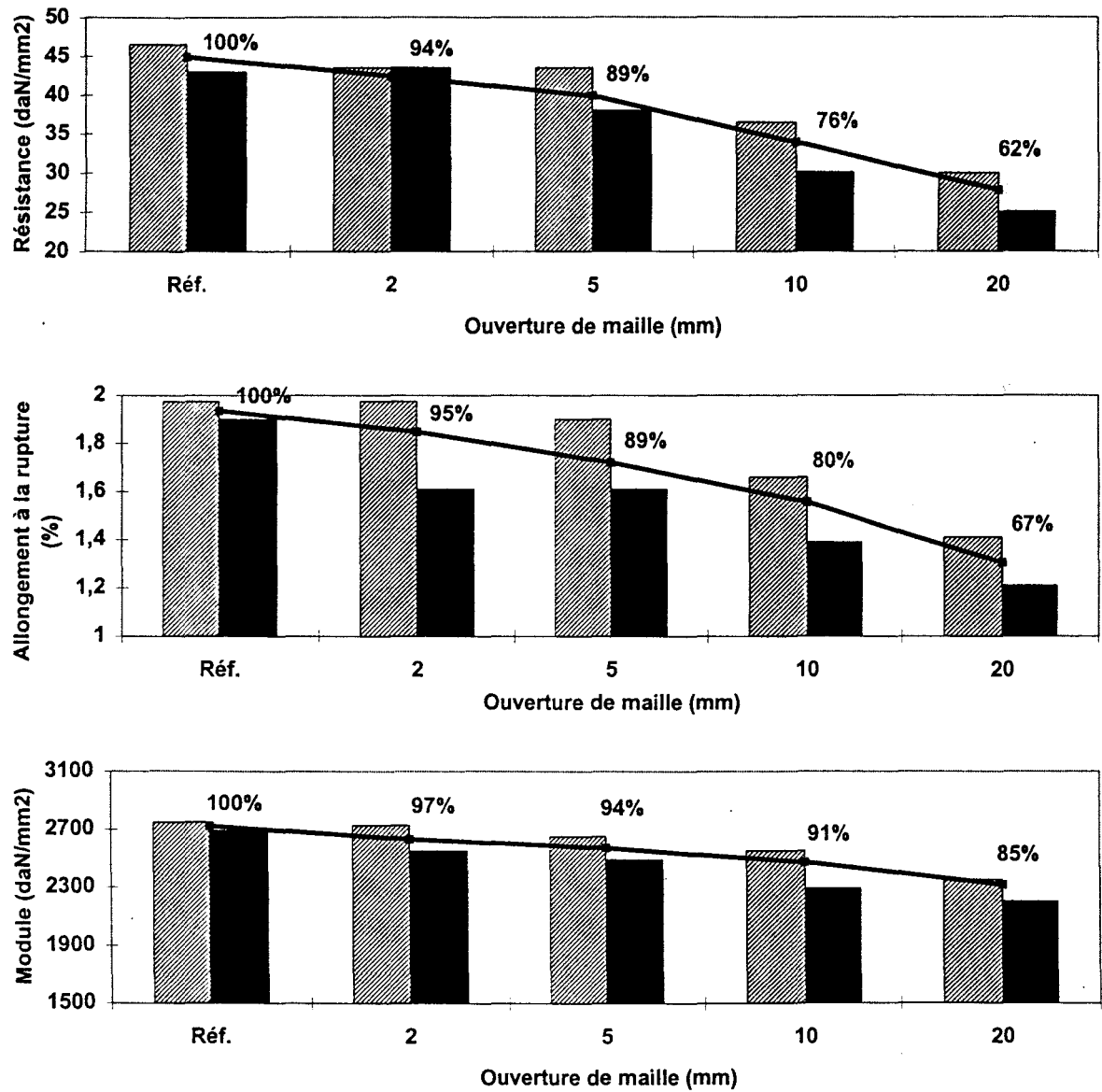


Fig. 3.11: Influence d'accumulations locales modèles de résine dues aux écartements de maille de renfort sur les caractéristiques mécaniques en traction

Les ouvertures de maille ont pour dimensions nominales : 2 mm, 5 mm, 10 mm et 20 mm pour une largeur totale de 25 mm avec une épaisseur équivalente à 2 plis de prépreg. Les résultats de la caractérisation mécanique sont présentés fig. 3.11.

Toutes les éprouvettes rompent en traction. La décroissance des caractéristiques mécaniques est quasi linéaire. On peut noter que les résistance et allongement à la rupture sont plus sensibles à l'ouverture de maille que le module. L'absence de renfort au coeur de l'éprouvette n'a pas en effet une influence capitale aux petits déplacements (détermination du module) mais engendre des ruptures prématurées du composite.

Par une démarche analogue à celle adoptée précédemment pour les ruptures de fibres, il est possible de calculer l'influence théorique du défaut en évaluant les surfaces renforcées effectivement sollicitées et en supposant que la résine accumulée dans le défaut ne travaille pas. On a alors :

$$\sigma_{\text{Deff}} = \sigma_R \frac{6 \cdot l - l_{\text{ouverture}}}{6 \cdot l}$$

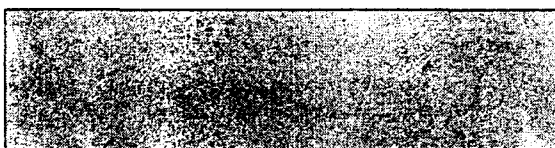
où σ_R est la résistance de l'échantillon sans défaut, σ_{Deff} la résistance de l'échantillon avec défaut, l la largeur de l'éprouvette. Cette droite a pour ordonnée à l'origine $\sigma_R = 45 \text{ daN/mm}^2$ et pour pente $-\sigma_R / 6l \cong -0,3 \text{ daN/mm}^2 / \text{mm}$ d'ouverture, alors que la pente de la courbe expérimentale est évaluée à $-0,86 \text{ daN/mm}^2 / \text{mm}$. L'écart important entre les valeurs théorique et expérimentale provient du fait que le calcul précédent n'a pas tenu compte de la présence de résine au niveau de l'ouverture. La présence d'une telle veine de résine dans le sens longitudinal entraîne donc une chute de résistance 2,8 fois plus importante que celle déterminée par le calcul.

3.2.2. Accumulations locales de résine dues aux séquences d'empilement des préformes

Identification sur la pièce industrielle

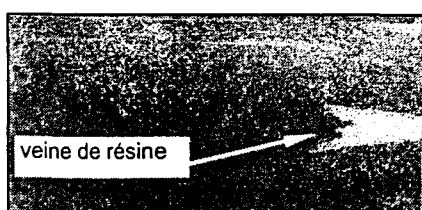
Des coupes longitudinales des poutres permettent d'identifier des décohésions de préformes au niveau des surépaisseurs, ce qui donne naissance à des accumulations locales de résine. La figure 3.12 présente ces défauts de structure selon le mode d'empilement de la surépaisseur (interne ou externe) et la technologie de préformage.

Préformage de type 1 - Empilement externe de la surépaisseur

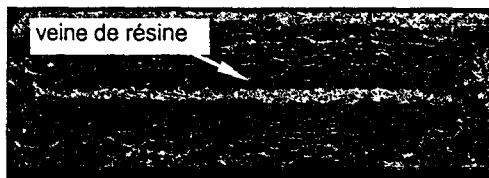


Aucune décohésion de préforme n'apparaît, mis à part des ondulations de renfort.

Préformage de type 1 - Empilement interne de la surépaisseur

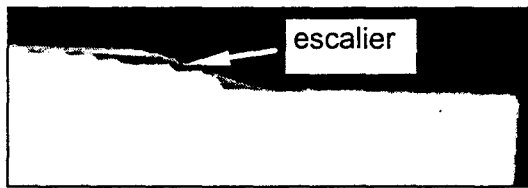


Une veine de résine non renforcée (coupe longitudinale de la surépaisseur amont) apparaît ici, issue de la décohésion de l'empilement central, chassé vers l'aval de la pièce sous la pression de résine.



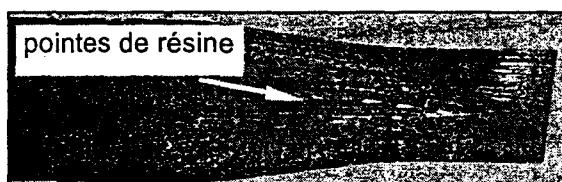
L'ouverture de la préforme a une hauteur de 5 mm et une longueur de 20 mm.

Préformage de type 2 - Empilement externe de la surépaisseur



Un léger rebroussement en escalier des fibres qui forment la surépaisseur en amont de la pièce est ici visible. Cette veine de résine s'étend sur 20 mm avec une hauteur maximale de 2 mm.

Préformage de type 2 - Empilement interne de la surépaisseur



Ne sont apparentes ici que de très faibles pointes de résine qui correspondent aux extrémités des plis de renfort (partie amont de la surépaisseur). Leurs dimensions sont de 1 mm de longueur et de 0,5 mm de hauteur.

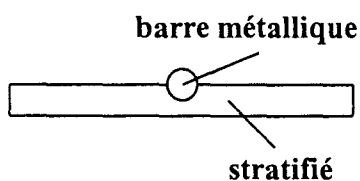
Fig. 3.12: Accumulations locales de résine dues aux préformes

Modélisation expérimentale

La modélisation expérimentale des veines transversales de résine non renforcées est réalisée comme indiqué figure 3.13. La première étape consiste à mouler des demi-plaques stratifiées ayant une cavité transversale réalisée pendant le moulage grâce à une barre métallique. La deuxième étape consiste à reprendre les 2 demi-plaques ainsi fabriquées pour les assembler, les deux cavités en regard, à l'aide d'un pli de préreg qui laissera couler la résine non absorbée dans la cavité.

Les veines transversales de résine non renforcée ainsi obtenues ont des diamètres de 2 mm, 4 mm et 6 mm pour une épaisseur d'éprouvette de 8 mm. Les résultats obtenus en terme d'influence sur les performances de traction sont présentées figure 3.14.

Première étape:



Deuxième étape:

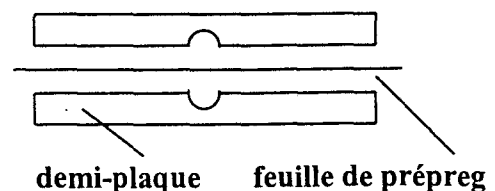


Fig. 3.13: Modélisation des veines transversales de résine

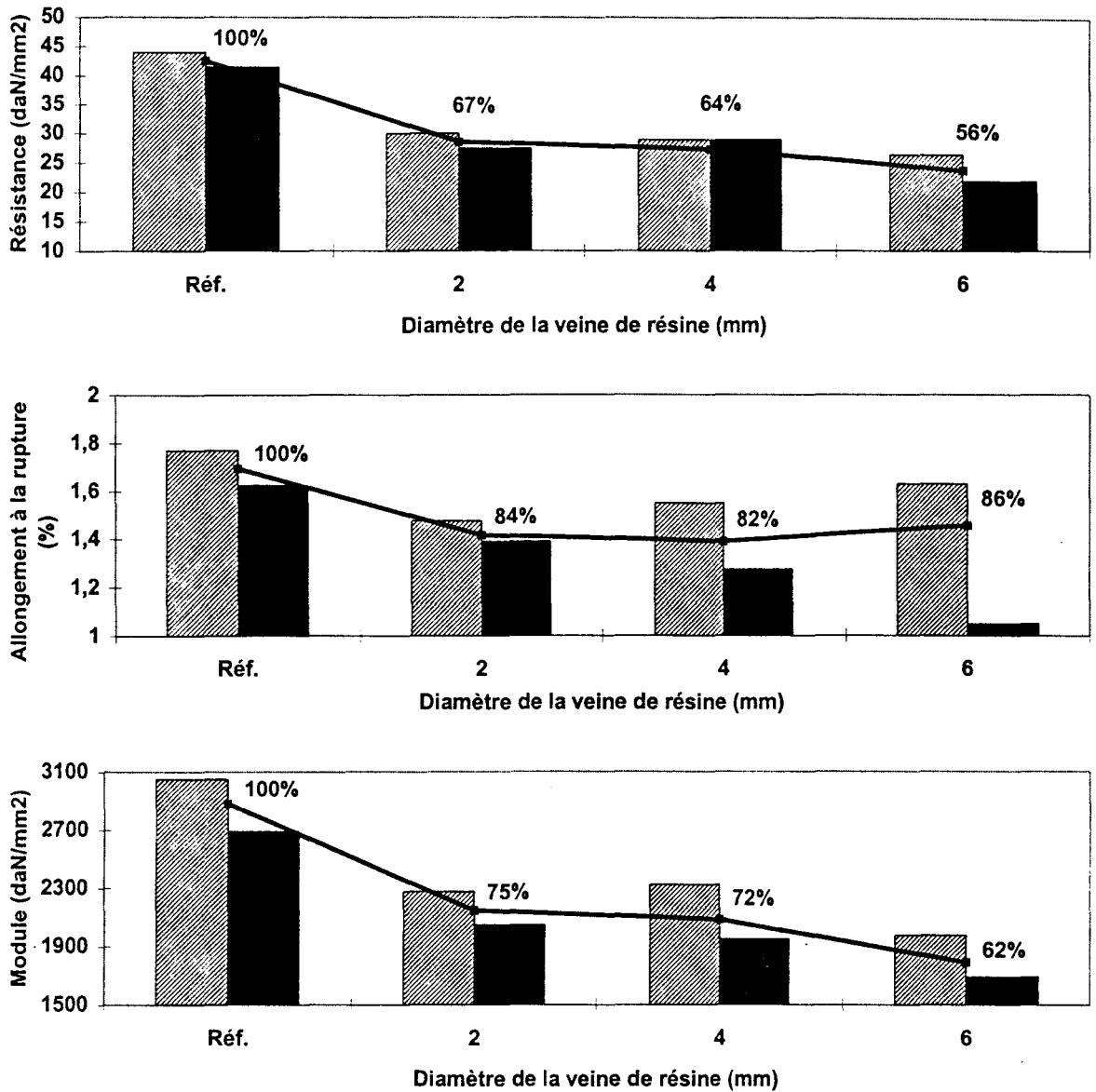


Fig.3.14: Influence d'accumulations locales modèles de résine dues aux séquences d'empilement des préformes sur les caractéristiques mécaniques en traction

En ce qui concerne le mode de rupture, la rupture d'une éprouvette commence tout d'abord par la veine de résine qui se brise en plusieurs morceaux car l'allongement à la rupture de la résine est inférieur à celui des fibres de verre. Ce phénomène entraîne ensuite des ruptures en délaminage du composite en plusieurs endroits : des fissures se propagent jusqu'aux mors, où là, une dernière rupture en traction s'opère.

En ce qui concerne la variation des propriétés mécaniques, on peut noter que la présence de la veine de résine est plus importante que sa dimension. Ceci peut être interprété par le fait que la présence d'une veine, quelle que soit sa taille, est la source d'une amorce de rupture en délaminage du matériau, phénomène auquel les composites sont très sensibles. On peut également rapprocher l'effet d'une veine de résine de celui d'un trou percé dans un stratifié. Dans les deux cas sont générées des concentrations de contraintes au voisinage du "défaut". Le coefficient de concentration de contraintes K permet de tenir compte des amplifications de contrainte dans la zone voisine du trou cylindrique [Ker77]. Dans le cas présent et en assimilant la veine de résine à un trou, les coefficients de concentration de contrainte K prennent comme valeur 2,2 pour $\varnothing$ 2 mm, 2 pour $\varnothing$ 4 mm et 1,8 pour $\varnothing$ 6 mm,

:la contrainte normale maximale σ_M , tangente au trou, au sein du composite stratifié étant alors estimée à [Gay91] :

$$\sigma_M = \sigma \times \left\{ 1 + \sqrt{2 \left(\sqrt{\frac{Ex}{Ey}} - \nu_{xy} \right)} + \frac{Ex}{G_{xy}} \right\} = \sigma \times 4,723$$



3.3.3. Hétérogénéités du taux de résine

Identification sur la pièce industrielle

L'écoulement de la résine sur le renfort est un phénomène très difficile à contrôler. Lorsque les tissus ont des perméabilités longitudinales et transversales faibles (cas des tissus), la résine aura tendance à s'écouler selon le chemin des taux de renfort les plus faibles. C'est la raison pour laquelle la résine préférera s'écouler sur les bords de la pièce en chassant les renforts vers l'intérieur : les bords ne seront alors quasiment pas renforcés. D'autre part, en raison de la grande longueur du chemin d'écoulement (700 mm), la teneur en résine est supérieure en amont, c'est-à-dire la moitié de la pièce du côté du point d'injection. En effet, la viscosité de la résine s'élève au fur et à mesure de son cheminement à travers le renfort (système trop réactif et température provoquant un gel prématuré). L'écoulement est donc de plus en plus difficile. On aperçoit alors en aval des fibres blanches en surface qui n'ont pas été imprégnées par la résine. Ces effets de bord et ces variations de taux de résine correspondent à des hétérogénéités de taux de renfort qui peuvent être préjudiciables aux caractéristiques mécaniques du composite.

Une cartographie des hétérogénéités locales des taux de résine est réalisée en prélevant des échantillons sur les poutres comme indiqué fig. 3.15 et en les calcinant. Les résultats obtenus sont exprimés en terme de taux massiques de résine en fonction de la position de l'échantillon, dans le plan de la poutre (comparaison entre amont et aval et les bords et le coeur) et dans l'épaisseur de la poutre.

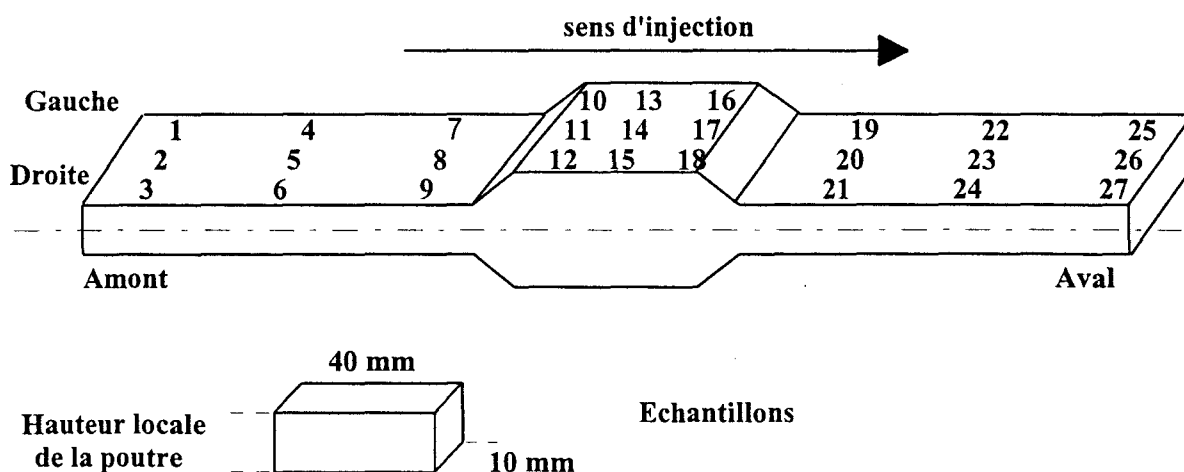


Fig. 3.15: Découpe des échantillons dans une poutre moulée en RTM

3.3.3.1. Taux massiques de résine en fonction de la position dans le plan de la pièce

Dans le cas du **préformage de type 1** et d'un **empilement externe de la surépaisseur** (fig. 3.16), il apparaît que l'écoulement de la résine n'est pas régulier pour un même front d'écoulement. En effet, le déséquilibre entre un point situé à gauche et un point situé à droite d'une même ligne parallèle à l'axe transversal de la poutre atteint un écart absolu de 3 %. Par ailleurs, le taux de résine décroît progressivement d'amont en aval avec une variation absolue maximale de 5 %. Ceci s'explique par la difficulté croissante d'écoulement de la résine, due certainement aux effets combinés de l'augmentation de sa viscosité (gélification) et de la perte de charge, au fur et à mesure du remplissage du moule.

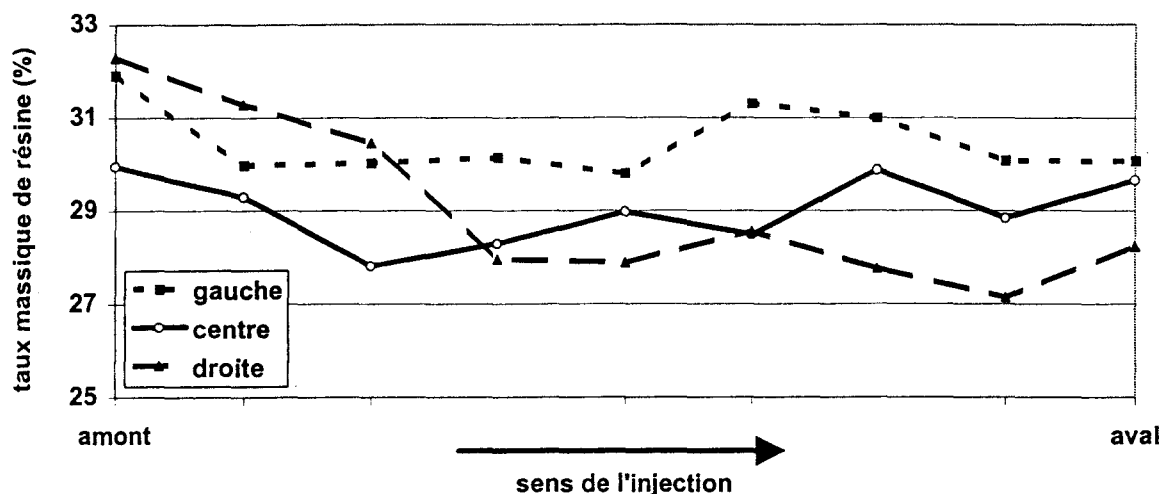


Fig. 3.16: Cartographie du taux de résine dans le plan de la poutre (Préformage 1 - Surépaisseur externe)

Dans le cas du **préformage de type 1** et d'un **empilement interne de la surépaisseur** (fig. 3.17), l'écart droite/gauche est moins important que précédemment (sauf un pic à 6 %). En revanche, les courbes ne sont plus globalement décroissantes : elles présentent un pic de taux de résine au niveau de l'entrée de la surépaisseur. Ceci correspond en fait à la veine de résine non renforcée, évoquée au paragraphe précédent. L'écart absolu maximum amont/aval atteint près de 9 %.

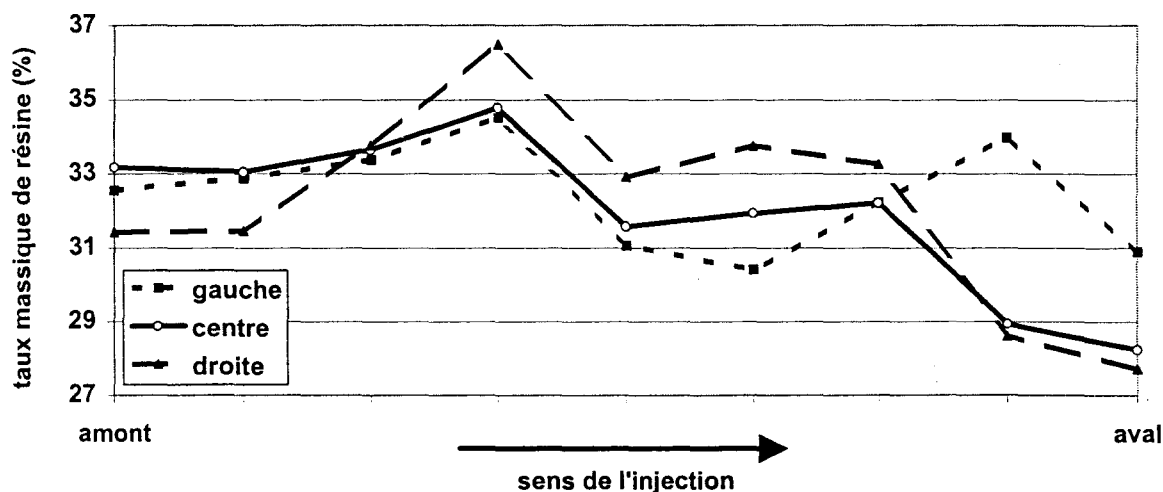


Fig. 3.17: Cartographie du taux de résine dans le plan de la poutre (Préformage 1 - Surépaisseur interne)

Dans le cas du **préformage de type 2** et d'un **empilement externe de la surépaisseur** (fig. 3.18), l'écart droite/gauche maximum est de 4 %. D'amont en aval, le taux de résine est globalement constant jusqu'à la sortie de la surépaisseur où il chute légèrement.

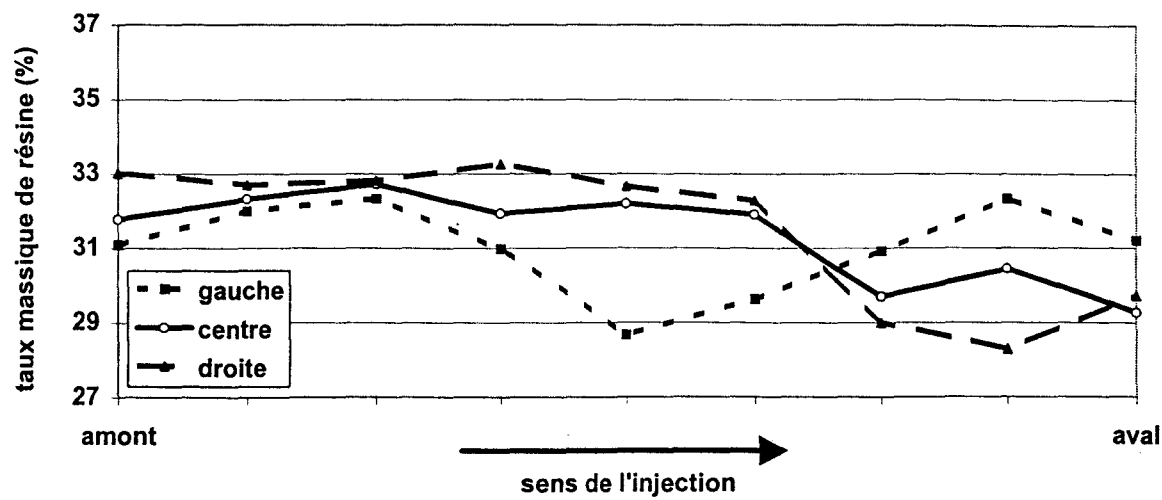


Fig. 3.18: Cartographie du taux de résine dans le plan de la poutre (Préformage 2 - Surépaisseur externe)

Enfin, dans le cas du **préformage de type 2** et d'un **empilement interne de la surépaisseur** (fig. 3.19), l'écart droite/gauche est de 2% et celui amont/aval de 3%, avec un taux de résine bas à l'entrée de la surépaisseur: une observation fine de la coupe montre des fibres très concentrées avec très peu d'accumulations de résine

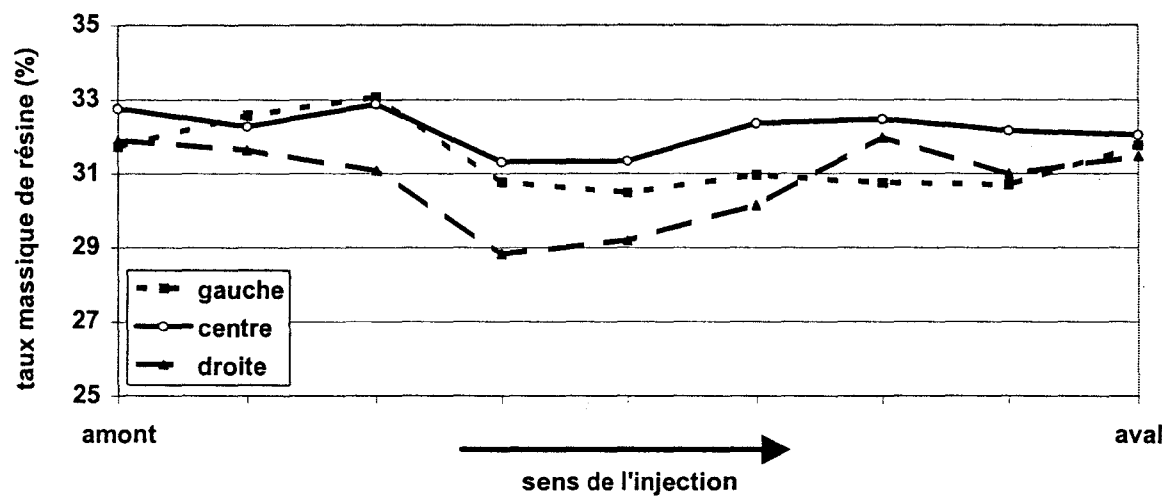


Fig. 3.19: Cartographie du taux de résine dans le plan de la poutre (Préformage 2 - Surépaisseur interne)

En conclusion, la seconde technologie de préformage permet d'obtenir des pièces plus homogènes que la première, vis-à-vis des taux de résine. Par ailleurs, d'une manière générale, les taux de résine sont toujours plus faibles au centre des poutres qu'en périphérie : ceci illustre le phénomène d'écoulement préférentiel de la résine le long des bords du moule (effet de bord).

3.3.3.2. Taux massiques de résine dans l'épaisseur de la pièce

Afin de réaliser une cartographie du taux de résine dans l'épaisseur de la poutre, les échantillons précédents sont sélectionnés en 3 parties pour mesurer des taux de résine dans le haut de la poutre, le coeur, et le bas, d'amont en aval selon le sens d'injection de la résine. On ne s'intéressera ici qu'à la seconde technologie de préformage des renforts (assemblage par un liant).

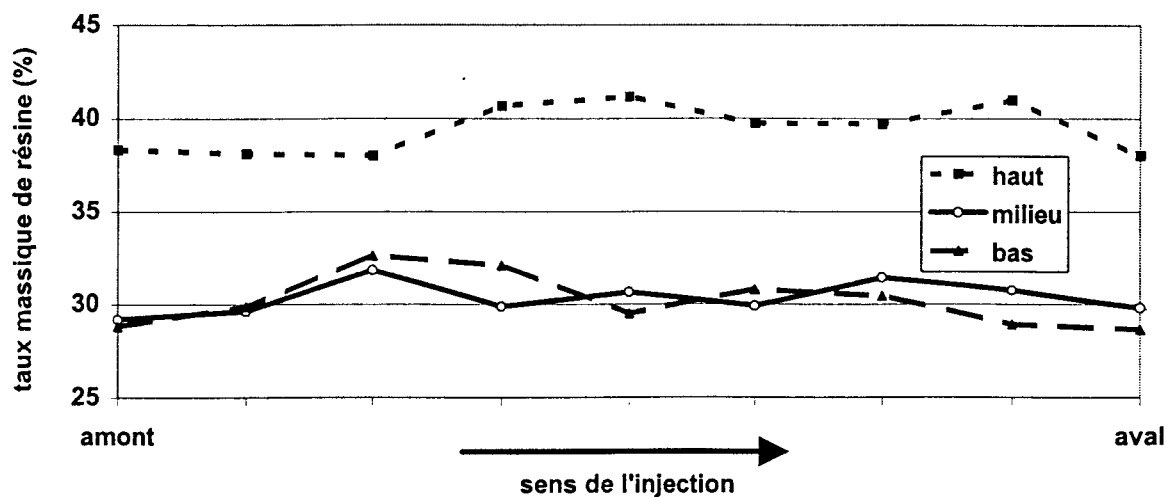


Fig. 3.20: Cartographie du taux de résine dans l'épaisseur de la poutre (Préformage 2 - Surépaisseur externe)

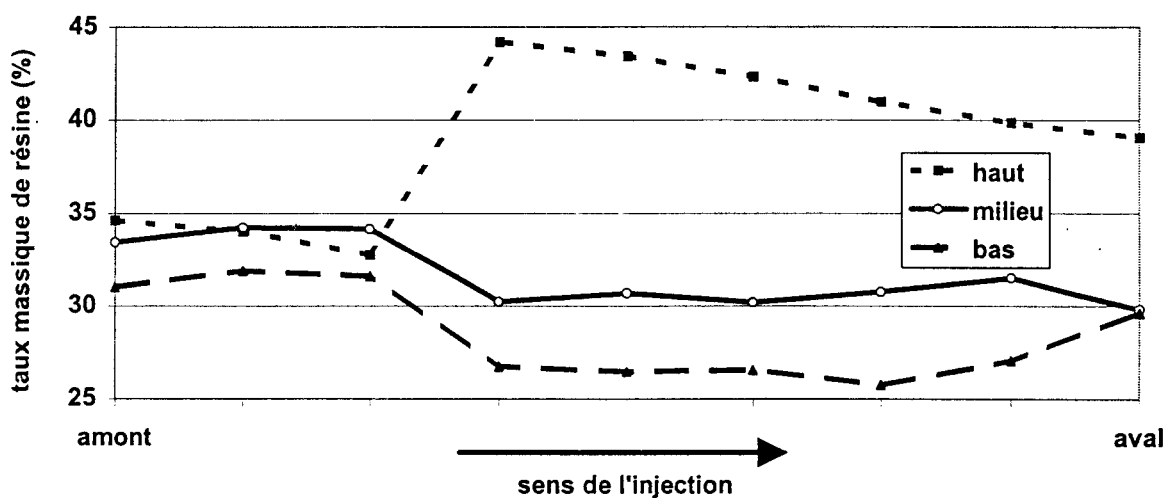


Fig. 3.21: Cartographie du taux de résine dans l'épaisseur de la poutre (Préformage 2 - Surépaisseur interne)

L'analyse des résultats obtenus (fig. 3.20 et 3.21) montre que les écarts absolus de taux de résine dans l'épaisseur de la poutre sont deux à trois fois plus importants que ceux précédemment relevés dans le plan de la pièce, atteignant ici 12 % pour l'empilement avec surépaisseur externe et plus de 17 % pour l'empilement avec surépaisseur interne, avec des taux de résine plus élevés en haut de la poutre. Ceci peut s'expliquer comme suit: Les écoulements préférentiels latéraux mis en évidence au paragraphe précédent ont provoqué une compression transversale de la préforme qui s'est décollée du demi-moule supérieur. La résine, en migrant dans ce nouvel espace préférentiel, a réorienté le champ de pression dans

l'épaisseur de la poutre. La perméabilité de la préforme dans cette direction étant très faible, le mouillage des fibres devient de plus en plus difficile.

Modélisation expérimentale

Le moulage à l'autoclave permet de contrôler le taux de verre du composite en utilisant un feutre de drainage qui vient absorber l'excès de résine qui s'écoule du stratifié. Le nombre de plis de drainage requis est fonction de la capacité d'absorption du matériau, du taux de fibres désiré et du taux de résine du prepreg utilisé pour fabriquer le stratifié. Ainsi, pour réaliser des taux de renfort différents au sein d'une même plaque, le nombre de plis de tissu de drainage est modifié d'une zone à l'autre de la plaque.

Les éprouvettes réalisées ici comportent deux taux de résine différents : le tiers central de l'éprouvette a un taux constant de fibres en masse, de l'ordre de 70 % pour toutes les séries ; les deux autres tiers d'extrémité ont le même taux qui prend les valeurs suivantes : 71 %, 72,5 % ; 73 % et enfin 73,5 %, selon la série étudiée. (Fig. 3.22)

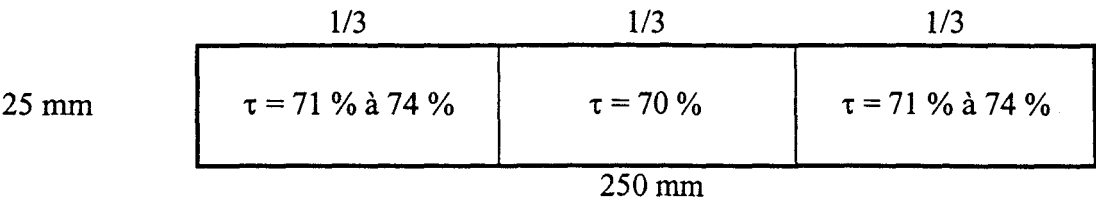
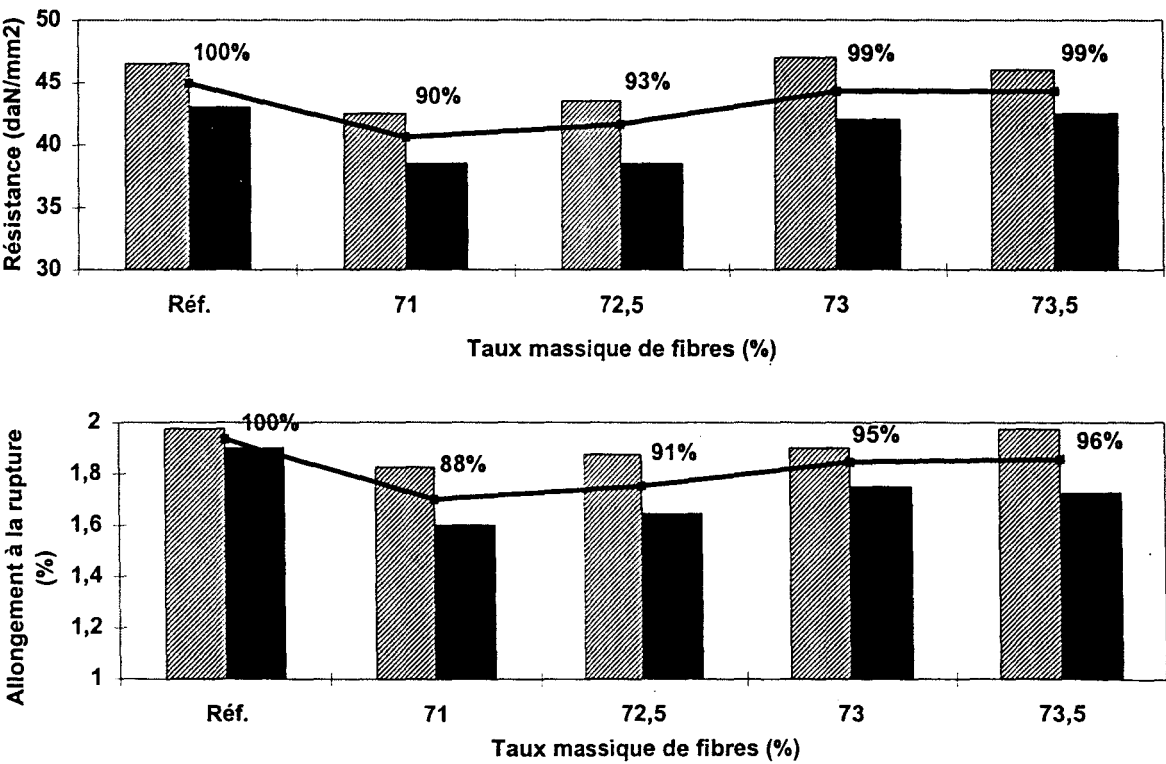


Fig. 3.22: Modélisation expérimentale des hétérogénéités de taux de résine

On note ici que la plupart des éprouvettes cassent en traction, avec cependant quelques ruptures en délaminage qui apparaissent lorsque le taux de fibres en extrémité de l'éprouvette augmente (i.e. la différence de taux s'accroît, le taux central restant constant). L'influence sur les propriétés mécaniques est quasiment linéaire. Les caractéristiques s'accroissent en fonction du taux de verre des bords de l'éprouvette (fig. 3.23).



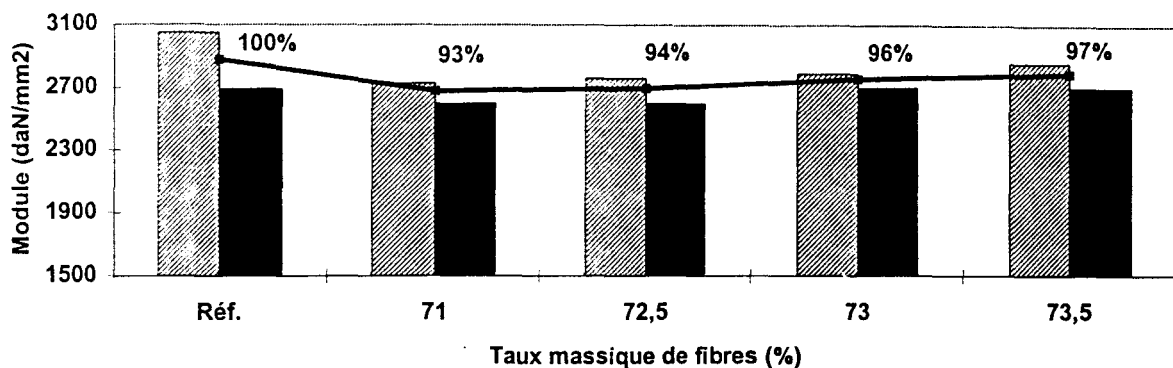
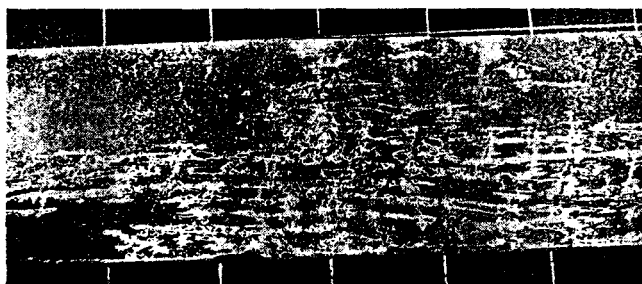


Fig.3.23: Influence des hétérogénéités de taux de résine sur les caractéristiques mécaniques en traction

3.4. DEFAUTS DE SURFACE

Identification sur la pièce industrielle

Lorsque le système de résine ne comporte pas d'agents spécifiques (gel-coat, agent lubrifiant, ...), lorsque le temps de cuisson est trop court, ou lorsqu'il subsiste des poches d'air à la périphérie de la pièce, il apparaît des cratères et des nervures sur la surface du composite. Ces aspérités de surface sont réparties sur toute la surface supérieure des poutres, la surface inférieure n'étant pas dégradée par ces défauts. Elles ont la forme de veines et de cratères très allongés selon l'axe principal de la pièce (sens des fibres de renfort), et relativement peu profonds (fig. 3.24).



Longueur: 100 mm

Largeur: 6 mm

Profondeur: 2 mm

Fig. 3.24: Aspérités de surface

Modélisation expérimentale

Les cratères et les nervures sont créés en déposant en surface des plis de préregs, avant moulage à l'autoclave, des éléments de masse élevée (petits cylindres d'acier). A la fin du moulage, ces éléments sont séparés du stratifié, créant ainsi des défauts de surface différant de par :

- leur dimension grâce à l'utilisation de barres cylindriques de diamètres différents ($\varnothing$ 2 mm, $\varnothing$ 4 mm, $\varnothing$ 6 mm, $\varnothing$ 8 mm) ;
- leur géométrie en utilisant différents types d'objet, de surface projetée égale, créant des cratères de surface en forme de sphère (pas d'arêtes vives), de cylindre dans le sens longitudinal (arêtes vives transversales) et dans le sens transversal (arêtes vives longitudinales) (fig. 3.25).

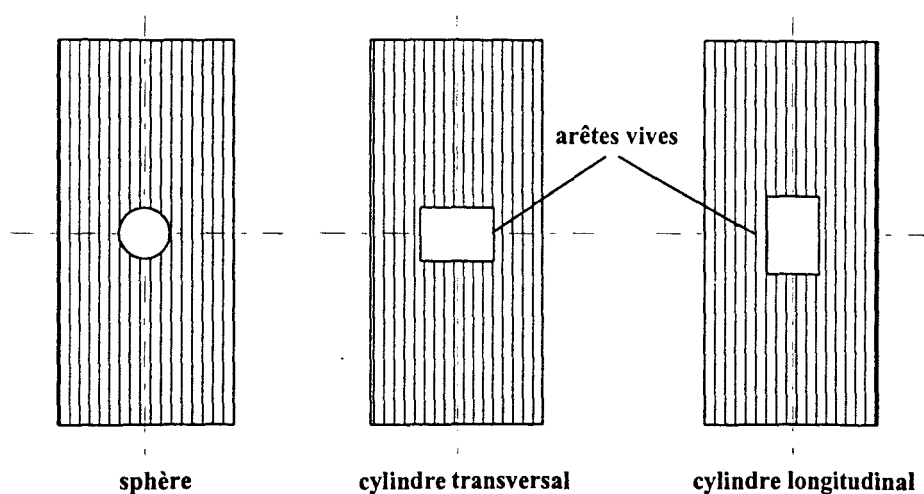


Fig. 3.25: Modélisation expérimentale des défauts de surface

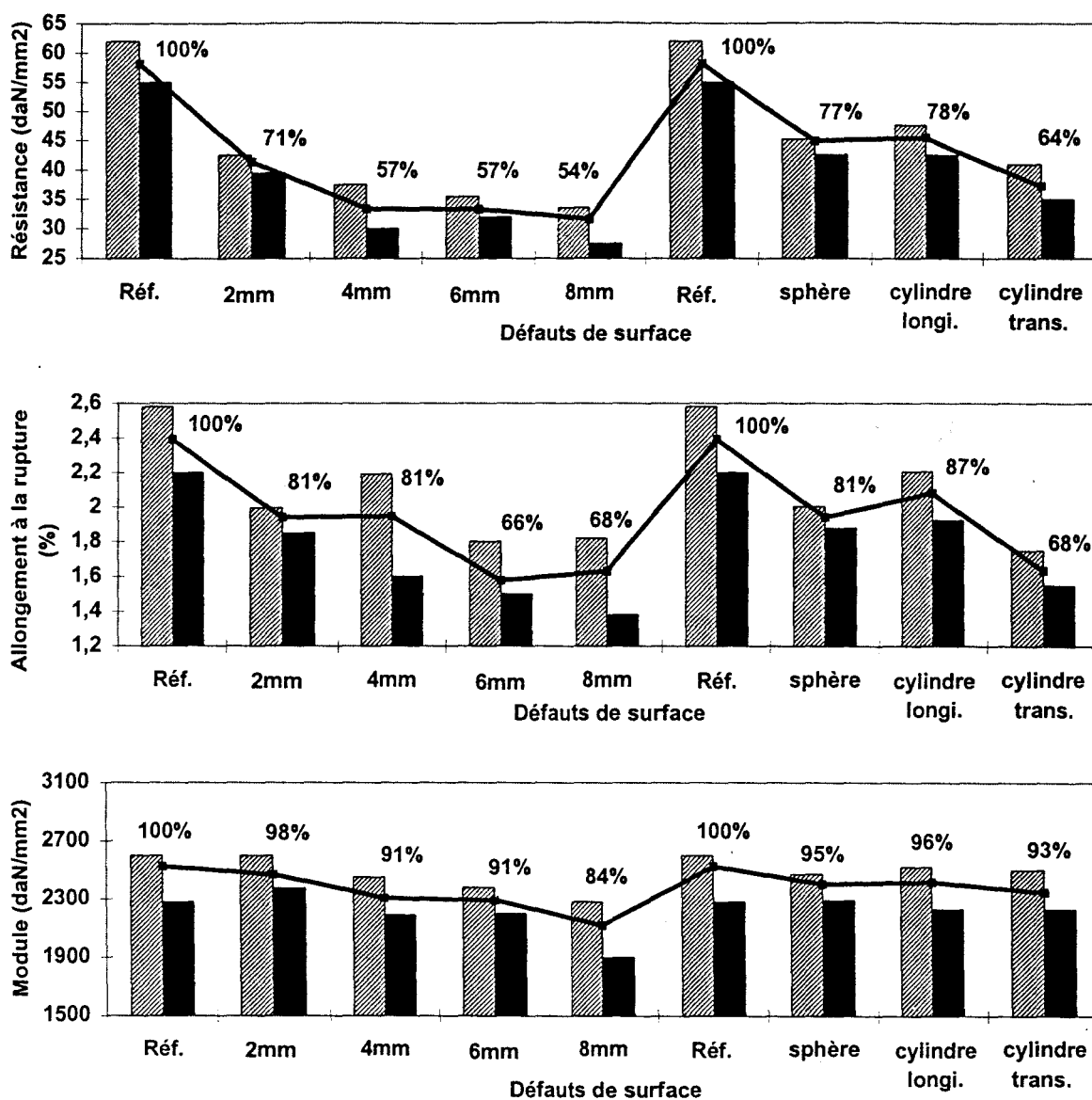


Fig. 3.26: Influence des défauts de surface modèles sur les caractéristiques mécaniques en flexion

Les éprouvettes sont testées en flexion 3 points, les défauts étant disposés en dessous de l'éprouvette (surface tendue). Les résultats obtenus sont présentés fig.3.26. Toutes les éprouvettes rompent en flexion, c'est-à-dire par ruptures successives des couches tendues. Les ruptures se caractérisent par une fissure perpendiculaire à l'axe principal des éprouvettes (axe transversal), accompagnée de la création d'une surface blanche répartie autour de la fissure qui correspond aux décohésions de couches du stratifié (séparations des fibres et de la résine). La surface blanche s'accroît en fonction de la taille du défaut. La contrainte à la rupture évolue de manière parabolique.

Dans le cas du cylindre positionné longitudinalement, les fissures sont amorcées par les arêtes vives ; dans le cas complémentaire, la fissuration se fait à partir du milieu des arêtes et rejoint les bords de l'éprouvette. On remarque que l'effet d'une arête vive dans le sens longitudinal est plus pénalisant qu'une arête transversale. Ceci peut s'expliquer par le fait que l'arête longitudinale est parallèle aux fibres tendues ; elle fragilise donc le matériau lorsqu'elle est étirée.

La modélisation théorique de la géométrie d'un défaut de surface consiste, en fait, à étudier une éprouvette comprenant une réduction d'épaisseur en son centre. On ne tiendra pas compte ici de la géométrie de la variation d'épaisseur mais uniquement la différence maximale d'épaisseur.

Soient σ_{Def} et σ_R les résistances des éprouvettes avec et sans défaut de surface (donc avec et sans réduction d'épaisseur locale), h l'épaisseur de référence de l'éprouvette sans défaut ou hors zone de défaut et h_D l'épaisseur de l'éprouvette au droit du défaut. La résistance effective σ_{Def} du matériau comportant un défaut est en pratique calculée en prenant en compte l'épaisseur totale de référence de l'éprouvette h :

$$\sigma_{\text{Def}} = \frac{3L}{2b} \frac{F_D}{h^2} = \frac{3L}{2b} \frac{F_D}{h_D^2} \frac{h_D^2}{h^2} \quad \text{où} \quad \frac{3L}{2b} \frac{F_D}{h_D^2} = \sigma_R$$

Soit en notant $h_D = h - r$, r étant le rayon du défaut,

$$\sigma_{\text{Def}} = \sigma_R \times \frac{(h-r)^2}{h^2}$$

équation d'une branche de parabole décroissante, ce qui confirme l'allure de la courbe expérimentale.

3.5. POROSITES DE VOLUME

3.5.1. Identification sur une pièce industrielle

La formation de vide dans la pièce, l'occlusion de poches d'air, d'eau, le gel prématuré de résine ou la pression d'injection trop faible, ou encore l'élimination de composants secondaires lors de la réaction de polymérisation, sont autant de problèmes technologiques qui donnent naissance à des porosités dans tout le volume de la pièce. Un exemple type de

stratifié comportant des porosités de volume est présenté fig. 3.27. Selon les conditions de mise en oeuvre retenues, et la position dans la pièce, les taux volumiques de vide relevés au sein des poutres vont de 1 % à plus de 10 % avec de fortes hétérogénéités dans l'épaisseur et dans le plan de la pièce. Compte tenu de l'importance du phénomène, des hétérogénéités de distribution, de géométrie, de taille et de taux observées, le problème des porosités de volume demande une attention particulière. On cherchera en conséquence à modéliser expérimentalement les différentes configurations possibles de porosités et à étudier leurs effets sur différentes caractéristiques mécaniques telles que le cisaillement interlaminaire, la compression et l'amorçage et la propagation de fissures.

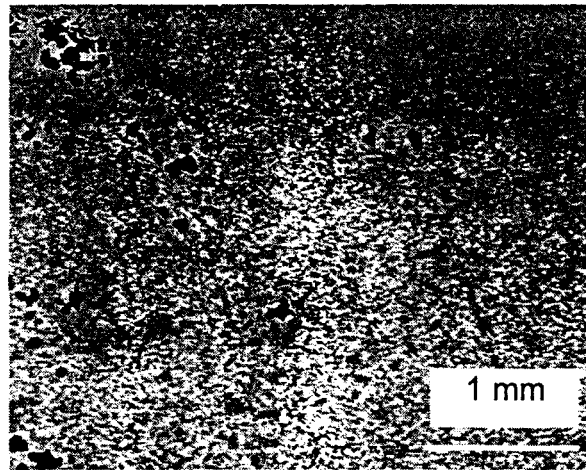


Fig. 3.27: Porosités de volume

3.5.2. Modélisation expérimentale de l'effet des porosités en cisaillement interlaminaire

On cherche à mettre en évidence la relation entre la résistance au cisaillement interlaminaire - mesurée en flexion trois points sur appuis rapprochés - et les porosités modèles. On étudie dans un premier temps l'influence de la présence d'une inclusion (porosité modèle) et de son épaisseur en fonction du taux surfacique équivalent de vide, puis dans un second temps l'incidence des paramètres taille, géométrie et répartition à taux de vide constant [Kra93].

3.5.2.1. En fonction du taux de vide

La première étape de l'étude paramétrique consiste à modéliser la porosité par des défauts unitaires, plans ou tubulaires, incorporés dans le plan moyen du stratifié lors du moulage à l'autoclave (fig. 3.28):

- * Les défauts tubulaires sont modélisés par des tubes en caoutchouc silicone de diamètres différents (0,3 x 0,64 mm à 1 x 2,2 mm). Quatre configurations d'échantillons sont obtenues, en insérant au moulage un fil métallique éliminé avant les essais mécaniques ou en ôtant le tube silicone avant essai (fig. 3.29).

- * Les défauts plans de section rectangulaire (fig. 3.30) sont simulés par des films de PTFE d'épaisseur (50 à 500 μm) et de largeur (1 à 6 mm) différentes.

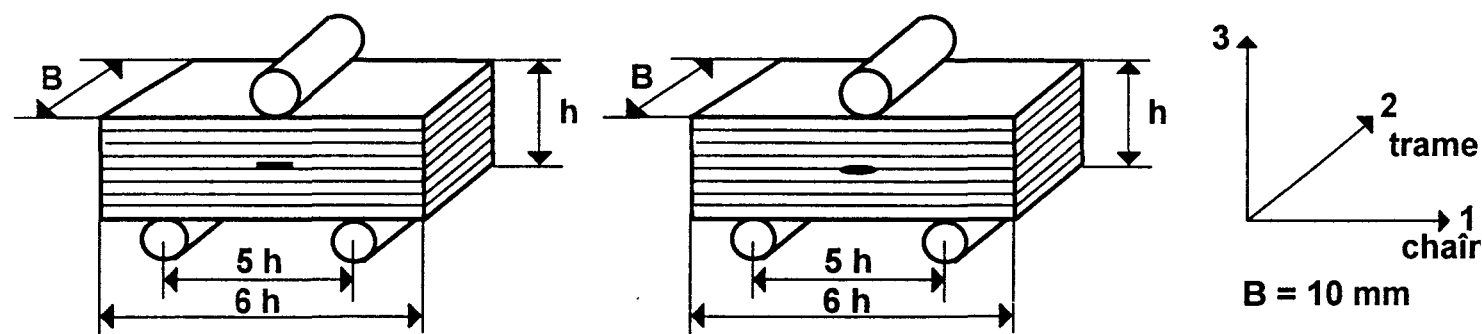


Fig. 3.28: Etude de la résistance au cisaillement interlaminaire sur des matériaux comportant des porosités modèles planes (a) et tubulaires (b)

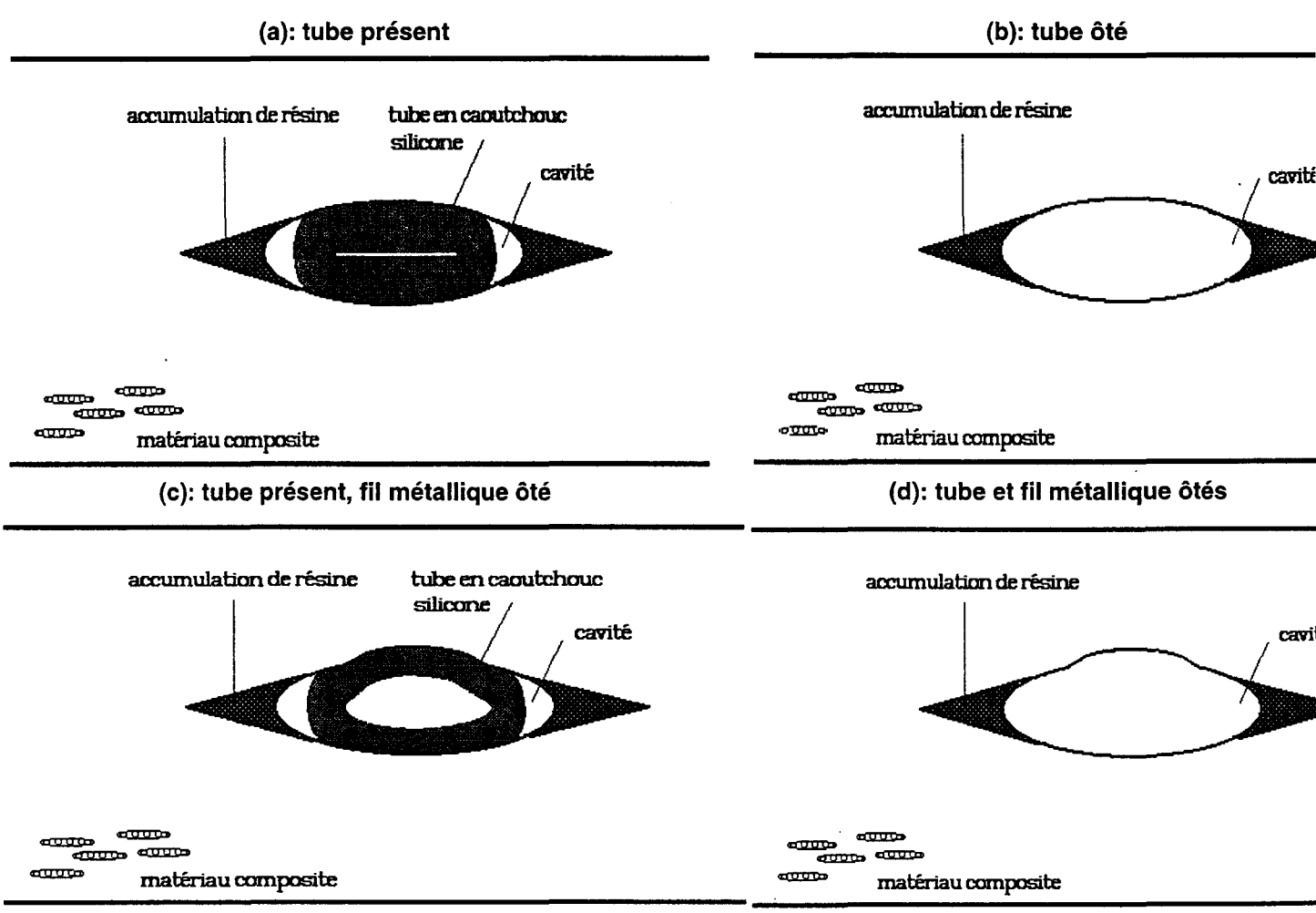


Fig. 3.29: Géométrie des défauts tubulaires (vue selon axe2)

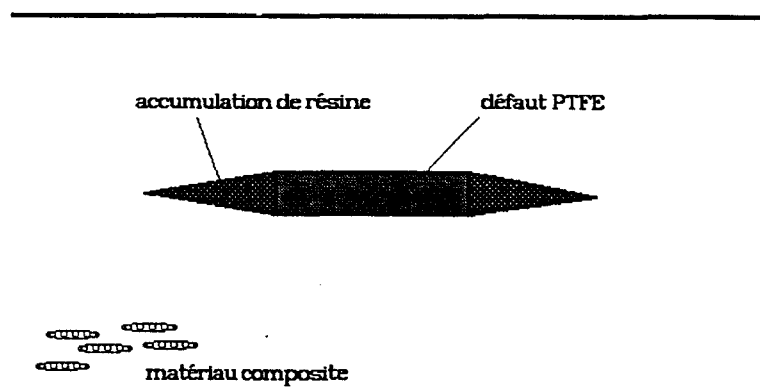


Fig. 3.30: Géométrie du défaut plan (vue selon axe2)

L'influence de la largeur et de l'épaisseur du défaut plan sur la résistance au cisaillement est représentée sur les figures 3.31 et 3.32. Il apparaît que le facteur d'influence prépondérant est la largeur du défaut, donc le taux surfacique de vide dans le plan de cisaillement. L'épaisseur de l'inclusion ne semble pas jouer.

L'influence de la taille du défaut tubulaire sur la résistance au cisaillement interlaminaire est représentée sur la figure 3.33 pour les quatre configurations géométriques étudiées (avec ou sans tube et/ou insert au moulage). Seule la taille du défaut a une incidence sur la résistance au cisaillement du matériau. Il est intéressant de noter que la présence d'une inclusion de faible rigidité (tube caoutchoutique) ne modifie pas la valeur de la propriété mécanique considérée, pour une taille de défaut donnée.

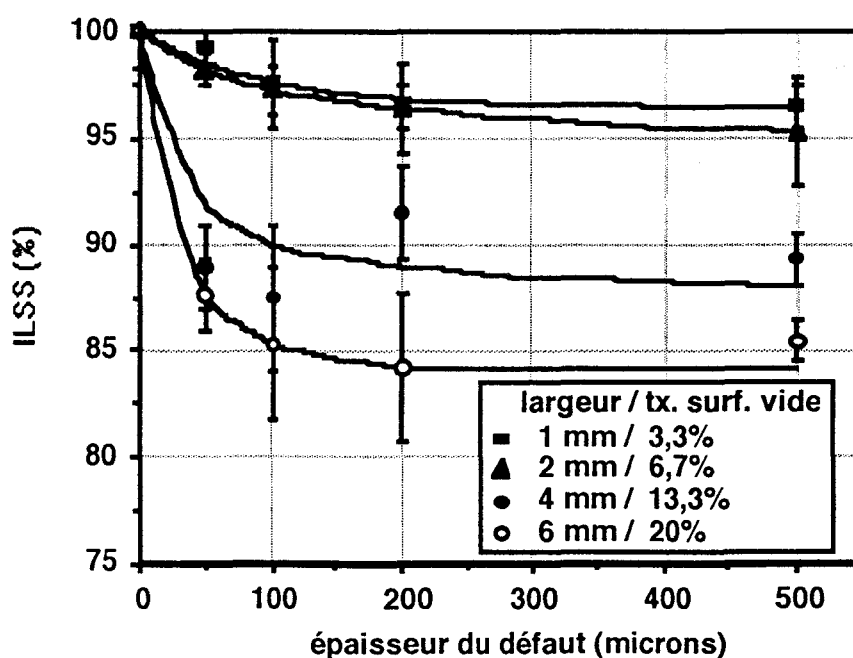


Fig. 3.31: Influence de l'épaisseur d'un défaut plan sur la résistance au cisaillement interlaminaire en fonction du taux de vide

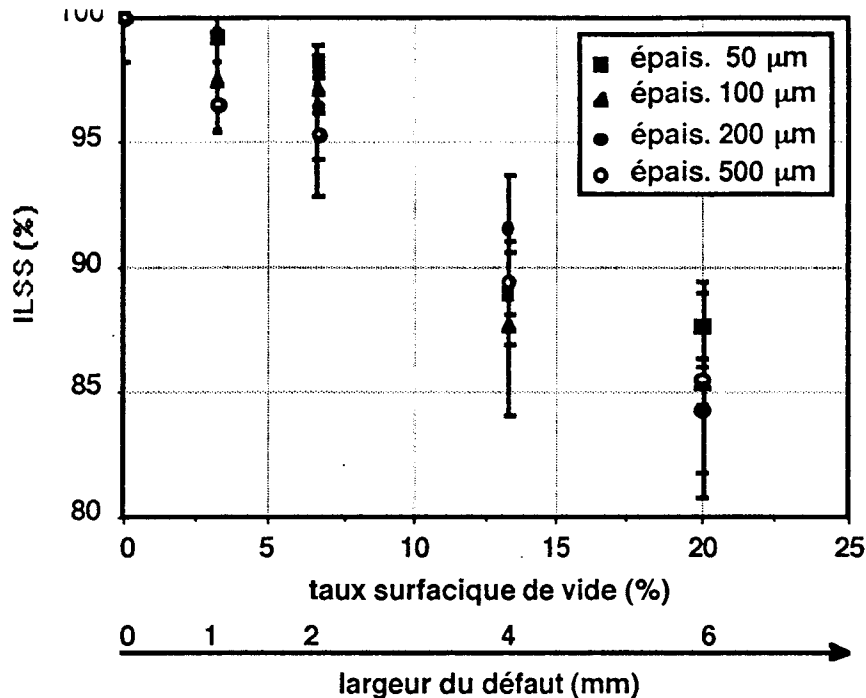


Fig. 3.32: Influence de la largeur d'un défaut plan sur la résistance au cisaillement interlaminaire en fonction de l'épaisseur

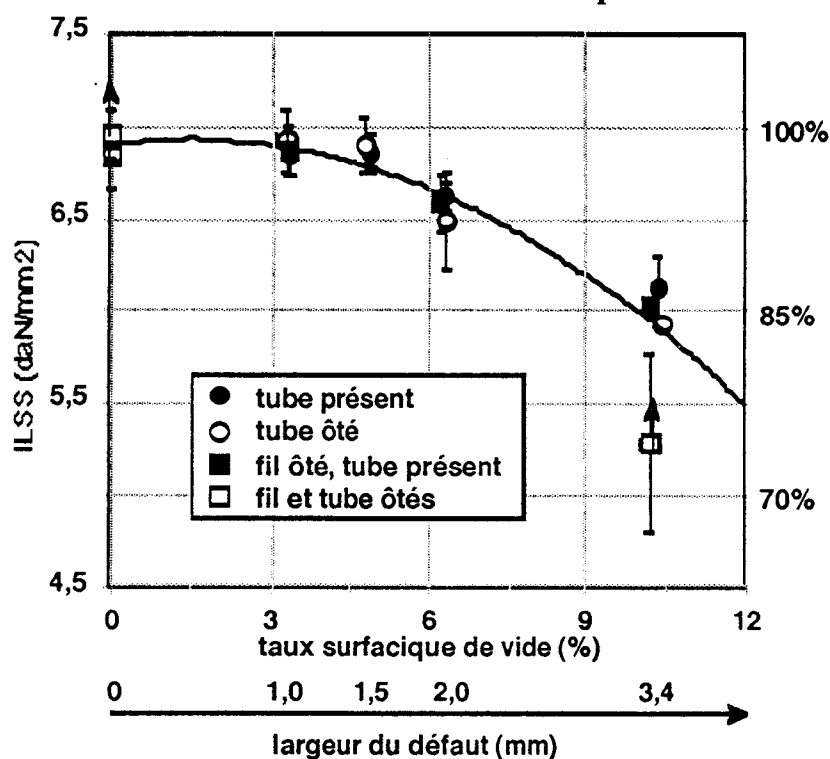


Fig. 3.33: Influence de la taille d'un défaut tubulaire sur la résistance au cisaillement interlaminaire

La figure 3.34 présente une synthèse des résultats moyens (moyenne pour 4 épaisseurs de défauts plans ou 4 configurations de défauts tubulaires) obtenus pour les deux types de géométries de défaut (plane et tubulaire) ramenés à des taux surfaciques de vide équivalents dans le plan de cisaillement. Il apparaît que la forme et la taille des défauts ont une influence sur la résistance au cisaillement interlaminaire. Un défaut tubulaire est plus préjudiciable qu'un défaut plan.

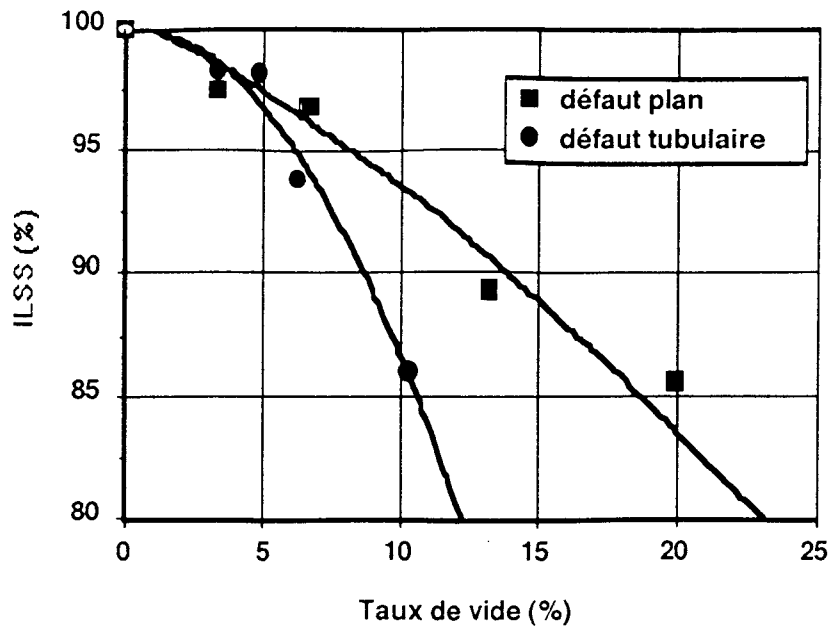


Fig. 3.34: Influence de la géométrie du défaut sur la résistance au cisaillement interlaminaire

3.5.2.2. A taux de vide constant

La seconde étape de cette étude paramétrique consiste à préciser, à taux de vide constant, l'influence sur la résistance au cisaillement interlaminaire des paramètres caractéristiques de la porosité que sont la taille, la géométrie et la répartition.

Les porosités sont, pour ce faire, modélisées comme précédemment par des défauts plans en PTFE d'épaisseur 100 μm positionnés dans le plan moyen du stratifié et représentant un taux surfacique de vide de 10 % (figure 3.35).

Pour l'étude de la taille (donc du nombre) des porosités sont retenus des défauts rectangulaires débouchants (types A, B, C et D).

Pour l'étude de la géométrie des porosités, sont envisagés un défaut rectangulaire débouchant (type A), 2 défauts rectangulaires inclus d'orientations différentes en sens chaîne et sens trame (types E et F) et un défaut circulaire inclus (type G).

Pour l'étude de la répartition des porosités sont utilisés des défauts circulaires inclus, de taille et de nombre fixés, répartis en carré (type H) ou en hexagone (type I).

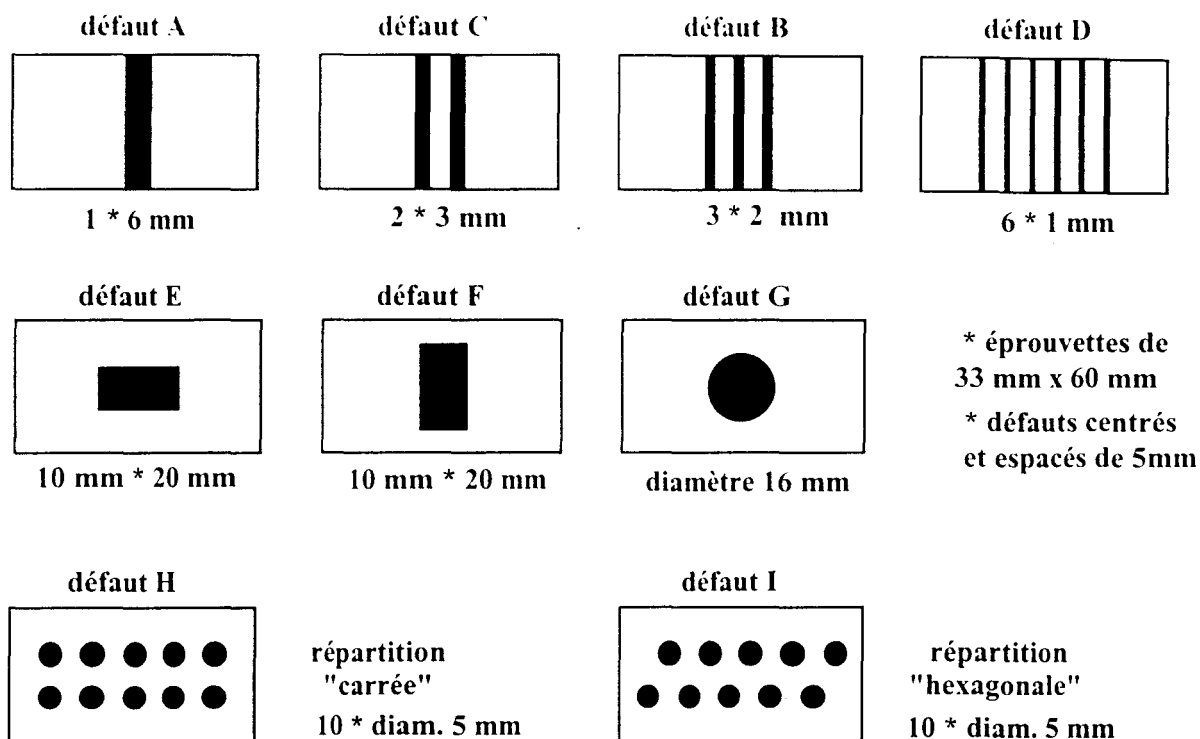


Fig. 3.35: Modélisation expérimentale de la porosité à taux de vide constant (10%) et à taille, géométrie et répartition variables

Les résultats obtenus sont présentés figure 3.36. On constate une perte de résistance au cisaillement interlaminaire de 16 à 26 % pour un taux surfaciques de vide de l'ordre de 10 %. Ces valeurs sont plus élevées que celles obtenues lors de l'étude précédente en fonction du taux de vide : la perte de propriétés était alors de 10 % pour un taux de vide de 10 %. Ceci peut être dû au fait que la géométrie (épaisseur et largeur) diffère lors des deux séries d'essais, engendrant par conséquent des effets de bord différents.

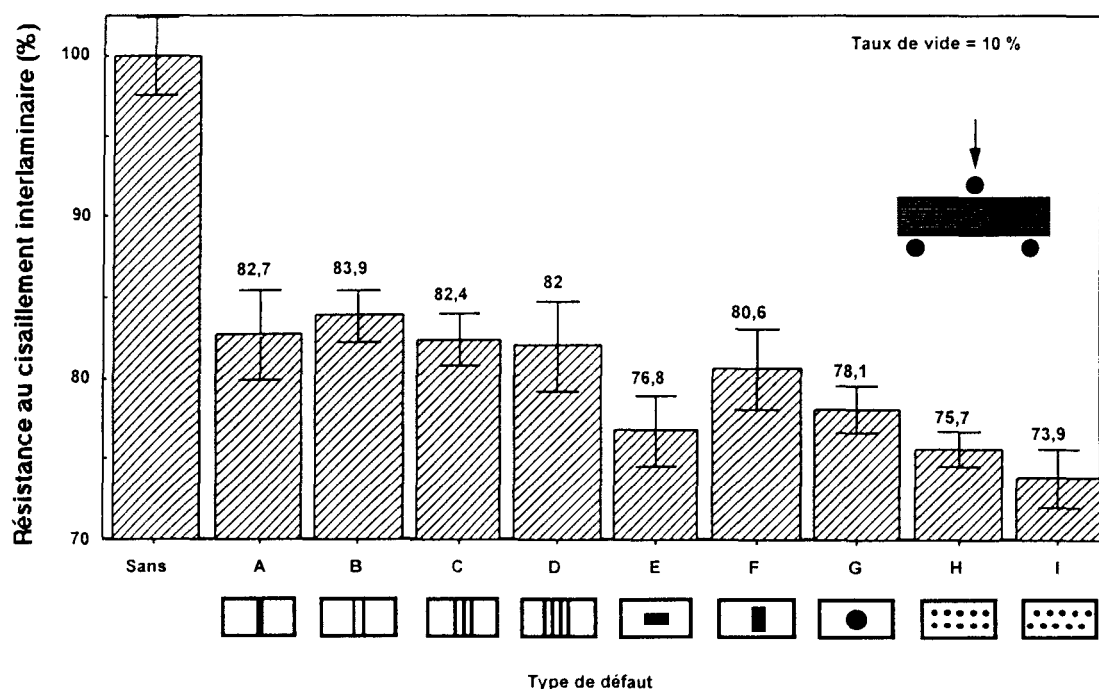


Fig. 3.36: Influence de la taille, la géométrie et la répartition des porosités modèles sur la résistance au cisaillement interlaminaire dans un plan entre couches (à taux de vide constant)

a) **Concernant la taille (donc le nombre) des porosités** (défauts A, B, C, D), il est difficile de dégager une tendance sur l'influence de ce paramètre. On peut remarquer une légère baisse de propriétés : 0,9 % entre le défaut A et le défaut D quand la taille des porosités diminue et donc que leur nombre augmente, mais cet écart n'est pas significatif compte tenu de l'écart-type de 3 % sur la mesure de la résistance au cisaillement interlaminaire.

b) **Concernant la géométrie des porosités**, il apparaît que les résistances cisaillement sont maximales quand les défauts sont débouchants. On constate également que la contrainte sur les éprouvettes avec le défaut circulaire (G) se situe entre les contraintes des éprouvettes avec les défauts rectangulaires (E et F), ce qui ne permet pas de définir la prédominance d'une géométrie de défaut par rapport à l'autre. Le paramètre le plus influent semble être la longueur de la porosité dans le sens trame, on constate une perte de propriétés de 7,2 % entre le défaut A (porosité de longueur 33 mm dans le sens trame) et le défaut E (porosité de longueur 10 mm dans le sens trame). On note également une perte de propriétés de 4,8 % entre le défaut E et le défaut F (porosité de longueur 20 mm dans le sens trame). Cela est confirmé avec le défaut G qui présente une longueur de porosité de 16 mm dans le sens trame et dont la contrainte de cisaillement se situe entre celle du défaut E (porosité de longueur 10 mm dans le sens trame) et celle du défaut F (porosité de 20 mm dans le sens trame).

On peut donc dire qu'une porosité d'une longueur donnée, orientée dans le sens chaîne (sens 1), est plus préjudiciable sur la résistance au cisaillement interlaminaire que si elle est orientée dans le sens trame (sens 2).

c) **Concernant la répartition des porosités**, on constate une perte de propriétés de 2,3 % entre la répartition carrée des défauts (défaut H) et la répartition hexagonale (défaut I), ce qui n'est pas significatif compte tenu de l'écart-type sur la mesure de la contrainte de cisaillement interlaminaire.

On notera néanmoins qu'à taux de vide équivalent, un grand nombre de petites porosités semble plus préjudiciable qu'une unique grosse bulle, la multiplicité des porosités entraînant des effets de concentrations de contraintes locales non négligeables.

En conclusion, cette étude paramétrique n'a pas permis de mettre en évidence de façon flagrante l'influence de la taille, de la géométrie ou de la répartition des porosités planes sur la résistance au cisaillement interlaminaire d'un matériau composite verre-époxy. On retiendra cependant qu'une quantité importante de porosités de faible taille aurait tendance à être plus préjudiciable qu'un nombre limité de porosités de taille plus importante, ceci à taux de vide équivalent. Quoiqu'un défaut tubulaire - engendrant un effet géométrique de volume - se soit révélé plus préjudiciable qu'un défaut plan, les critères d'influence majeurs sont le taux global de vide présent dans le composite, et dans une moindre mesure l'orientation du défaut, ou plutôt son élongation dans la direction de chargement.

3.5.3. Modélisation expérimentale de l'effet de la porosité en compression

La démarche précédemment utilisée pour l'étude de la résistance au cisaillement interlaminaire est répétée ici en compression. Ainsi est d'abord mise en évidence l'influence de

l'épaisseur de la porosité modèle en fonction du taux surfacique équivalent de vide, puis dans un second temps est étudiée l'incidence des paramètres taille (donc nombre), géométrie et répartition à taux de vide constant. [Kra 93]

3.5.3.1. En fonction du taux de vide

Les porosités sont ici modélisées par des pastilles circulaires planes en PTFE de diamètres 20, 30, 45 et 60 mm et d'épaisseurs 100, 200 ou 500 µm positionnées dans le plan moyen du stratifié, correspondant à des taux surfaciques de vide de l'ordre de 2 %, 5 %, 11 % et 19 % (figure 3.37).

L'influence de ces défauts sur le module E, la résistance σ_R , la déformation à la rupture ϵ_R et le taux de délaminage D (pourcentage de surface délaminée) est présentée figures 3.38 à 3.41

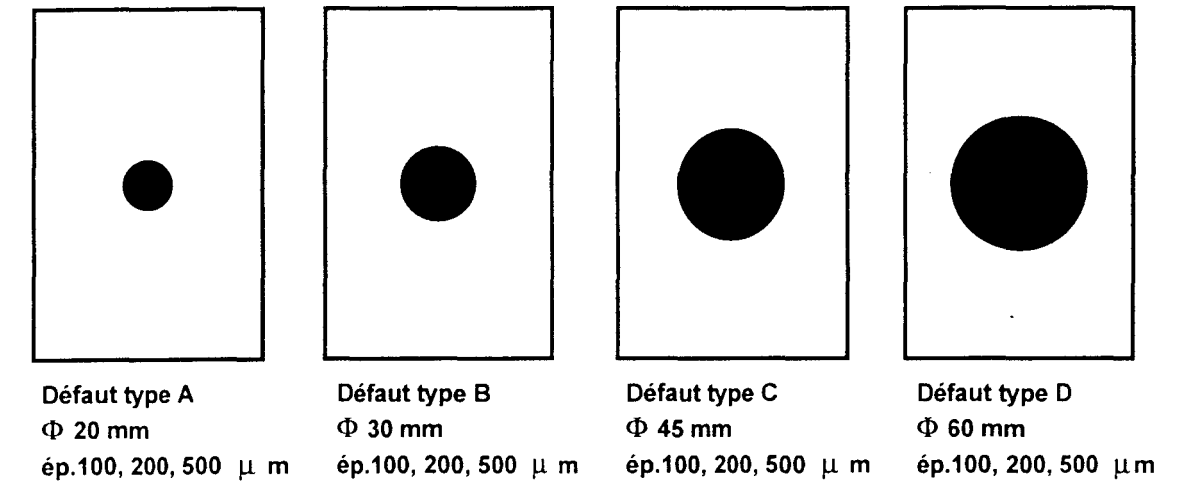


Fig. 3.37: Modélisation expérimentale de la porosité à taux de vide variable (compression)

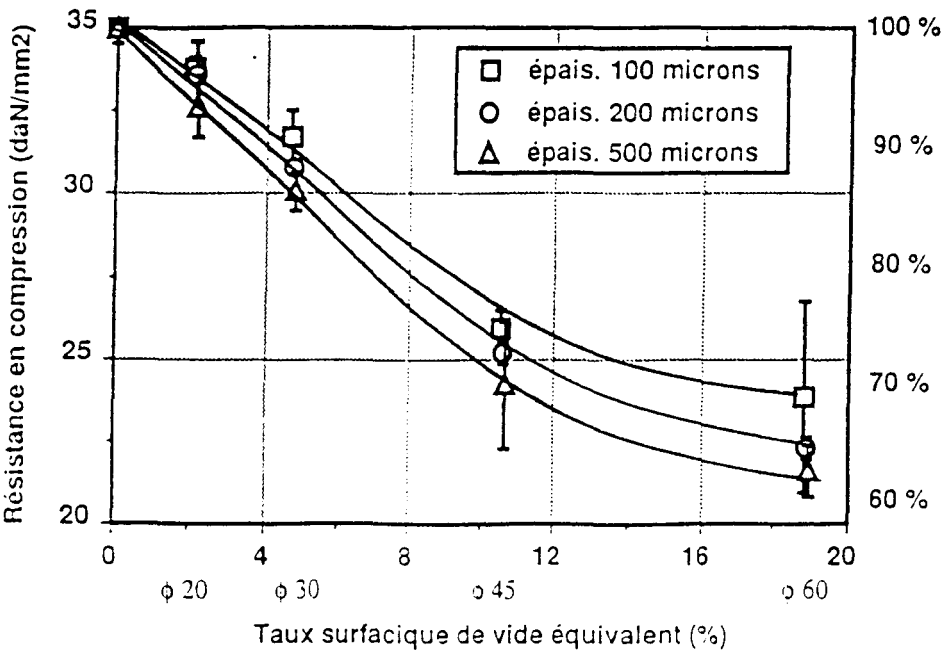


Fig. 3.38: Influence du taux et de l'épaisseur des porosités modèles sur la résistance en compression

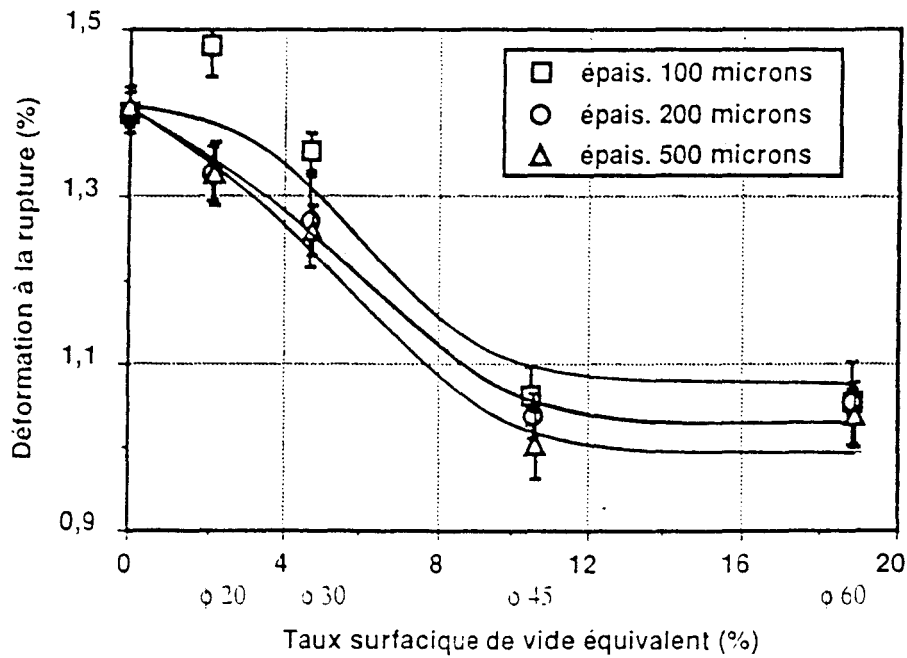


Fig. 3.39: Influence du taux et de l'épaisseur des porosités modèles sur la déformation à la rupture en compression

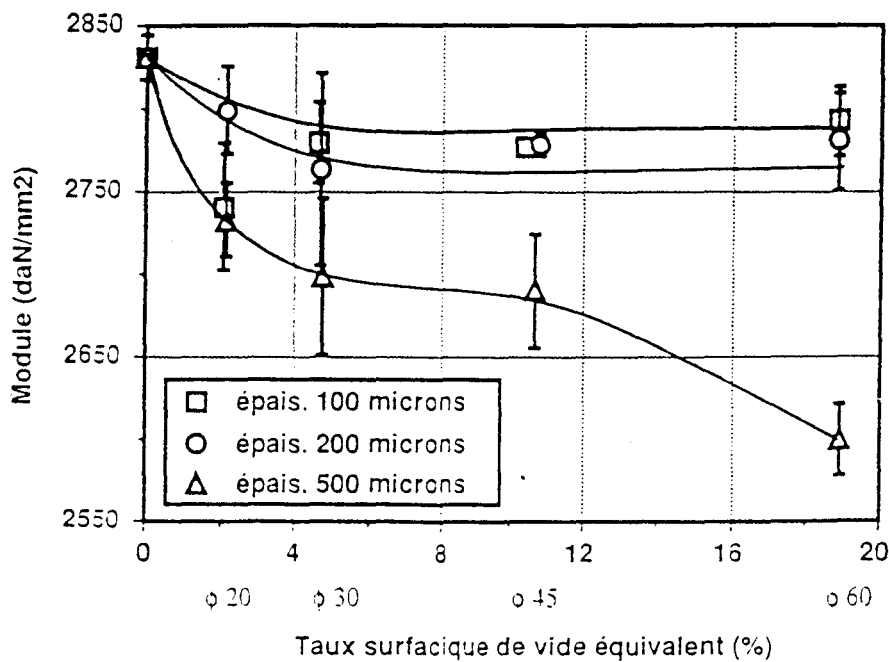


Fig. 3.40: Influence du taux et de l'épaisseur des porosités modèles sur le module en compression

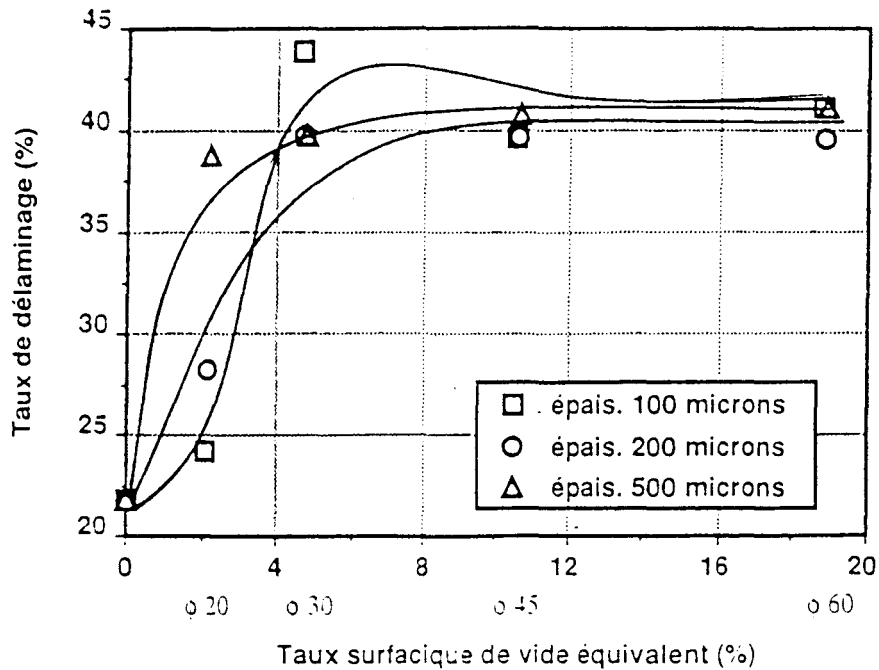


Fig. 3.41: Influence du taux et de l'épaisseur des porosités modèles sur le taux de délaminage

Il apparaît que l'épaisseur du défaut a une influence négligeable, par rapport à sa taille, sur les grandeurs caractéristiques étudiées excepté néanmoins sur le module pour une épaisseur de 500 μm . On relève en revanche une chute de 30 % de la résistance en compression et de la déformation à la rupture pour un taux surfacique de porosité de l'ordre de 10 %. Le module reste peu affecté (chute inférieure à 10 %).

Les paliers observés pour des taux surfaciques de porosité plus élevés (pastille $\varnothing$ 60 mm) peuvent trouver leur origine dans les effets de bords résultant des guidages anti-flambage sur les 4 côtés des éprouvettes. L'étude de l'évolution du taux de délaminage en fonction du taux de vide (figure 3.41) ou en cours d'essai (figures 3.42 a et b) est à ce titre intéressante. On note en effet un plafonnement du taux de délaminage à partir de taux de vide de 5 %, reflétant l'existence d'effets de bords pour les défauts de $\varnothing$ 45 mm et 60 mm. Ce plafond est dû au fait que le délaminage - qui se produit préférentiellement dans le sens perpendiculaire à la sollicitation - atteint rapidement les bords de l'éprouvette, se trouvant ainsi bloqué, et ce d'autant plus tôt que le défaut initial est étendu (figures 3.42 a et b).

Fig. 3.42a: Propagation du délaminage sur éprouvette de compression - épaisseur 500 μm , diamètre 45 mm

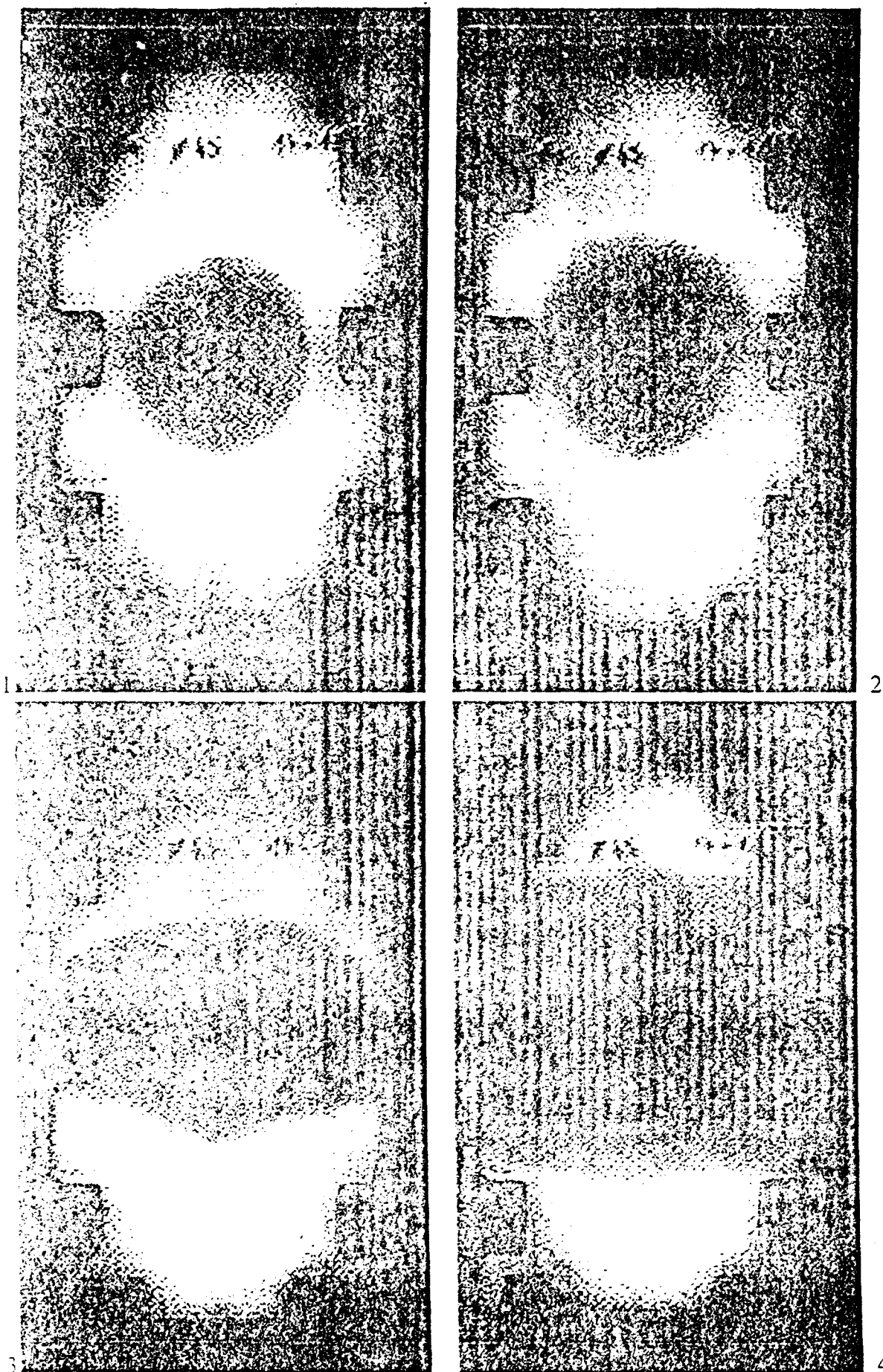
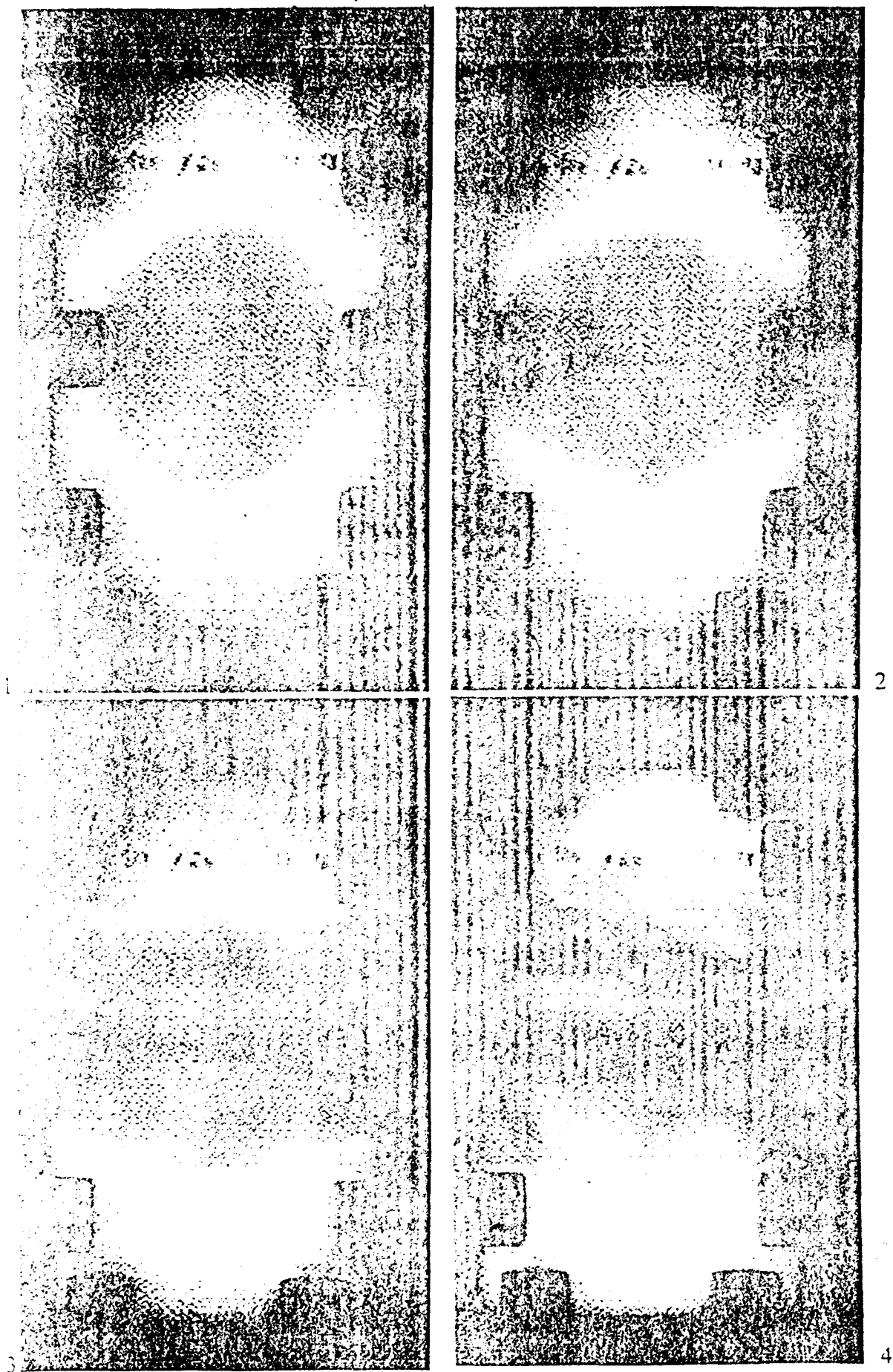


Fig. 3.42b: Propagation du délaminage sur éprouvette de compression - épaisseur 100 μm , diamètre 60 mm



3.5.2.2. A taux de vide constant

Dans un second temps, est étudiée, à taux de vide constant, l'influence de l'excentricité du défaut, de la taille, de la géométrie et de la répartition des porosités modèles sur la résistance en compression. Les modèles retenus sont présentés figure 3.43.

Pour l'étude de l'influence de l'excentricité des porosités modèles, ont été retenues :

- * 1 pastille PTFE, $\varnothing$ 30 mm, épaisseur 100 μ m, positionnée dans le plan moyen du stratifié ("centré"),
- * 1 pastille PTFE, $\varnothing$ 30 mm, épaisseur 100 μ m, positionnée à 1/3 de la surface de l'éprouvette ("excentré").

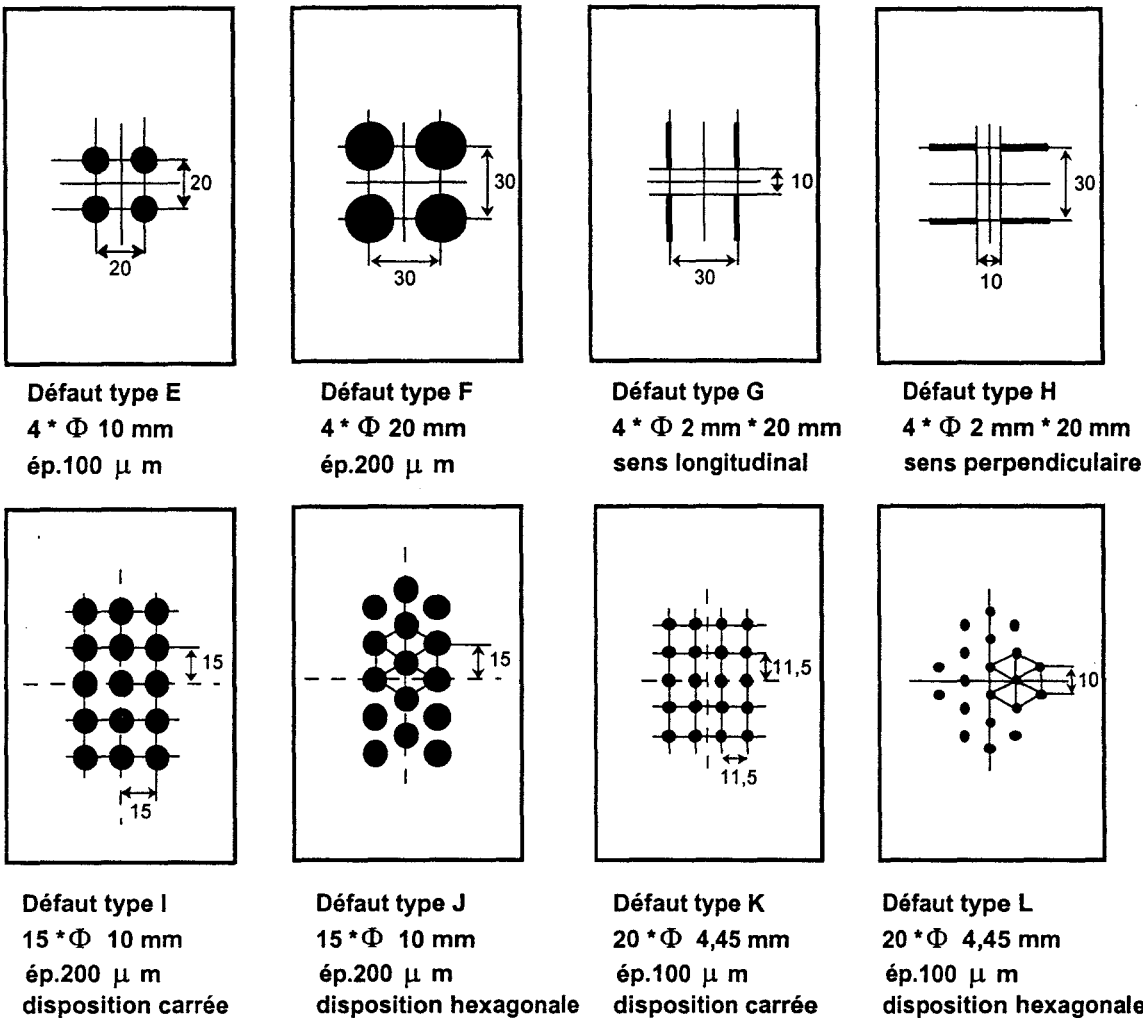


Fig. 3.43: Modélisation expérimentale de la porosité à taux de vide constant (compression)

Pour l'étude de l'influence de la taille (donc du nombre), des porosités ont été envisagées pour une répartition carrée, d'une part :

- * 1 pastille PTFE, $\varnothing$ 20 mm, épaisseur 100 μ m,
 - * 4 pastilles PTFE, $\varnothing$ 10 mm, épaisseur 100 μ m,
 - * 20 pastilles PTFE, $\varnothing$ 4,45 mm, épaisseur 100 μ m,
- représentant un taux de vide surfacique équivalent de l'ordre de 2 %, et d'autre part :
- * 4 pastilles PTFE, $\varnothing$ 20 mm, épaisseur 200 μ m

* 15 pastilles PTFE, $\varnothing$ 10 mm, épaisseur 200 μ m
représentant un taux de vide surfacique équivalent de l'ordre de 8 %.

Pour l'étude de l'influence de la répartition ont été utilisées des pastilles circulaires de taille et de nombre fixés, réparties en carré ou en hexagone : d'une part,

* 20 pastilles PTFE, $\varnothing$ 4,45 mm, épaisseur 100 μ m, en carré

* 20 pastilles PTFE, $\varnothing$ 4,45 mm, épaisseur 100 μ m, en hexagone
pour un taux de vide équivalent de 2 %, et d'autre part :

* 15 pastilles PTFE, $\varnothing$ 10 mm, épaisseur 200 μ m, en carré

* 15 pastilles PTFE, $\varnothing$ 10 mm, épaisseur 200 μ m, en hexagone
pour un taux de vide équivalent de 8 %.

Enfin l'influence de la géométrie des porosités a été étudiée en cherchant à introduire un effet de volume et une notion d'orientation. Ont ainsi été choisies les configurations suivantes, présentant des porosités modèles de volume total exactement égal, réparties en carré :

* 4 pastilles PTFE, $\varnothing$ 20 mm, épaisseur 200 μ m

* 4 joncs silicones, $\varnothing$ 2 mm, longueur 20 mm dans le sens du chargement

* 4 joncs silicones, $\varnothing$ 2 mm, longueur 20 mm dans le sens perpendiculaire au chargement.

Les résultats obtenus, présentés figure 3.44, montrent que ni l'excentricité du défaut, ni sa taille, ni sa répartition n'influencent de manière significative la résistance en compression. L'orientation du défaut par rapport à la direction d'application de la charge semble en revanche constituer un paramètre d'influence clé. En particulier, une orientation de la porosité perpendiculairement à la direction de sollicitation est fortement préjudiciable.

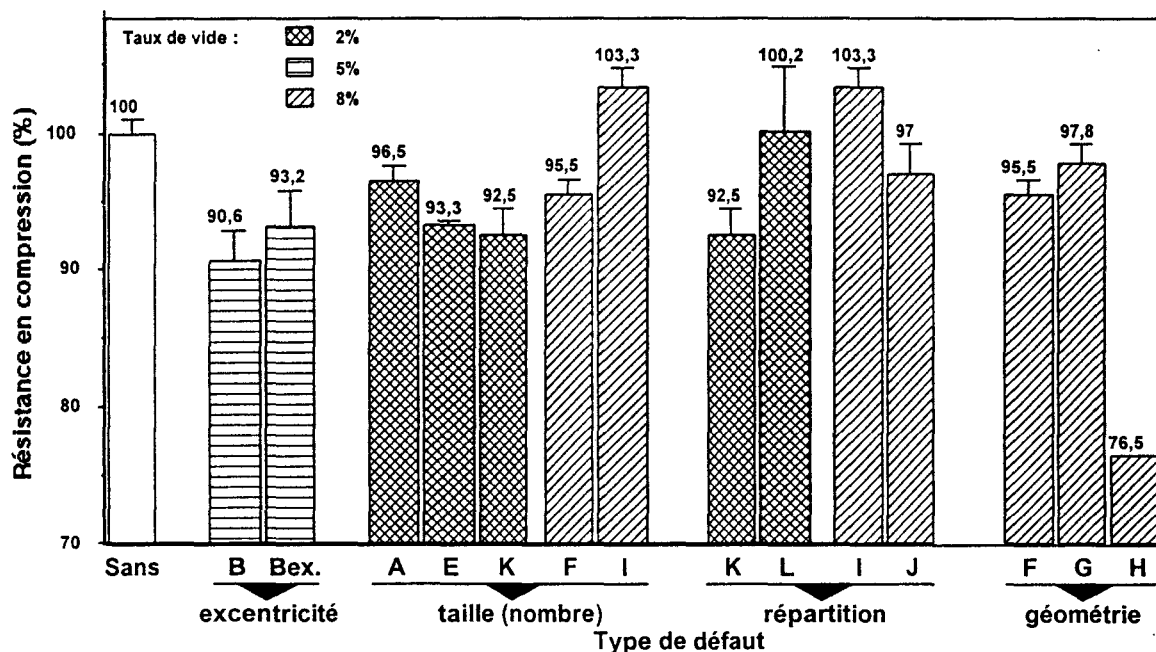


Fig. 3.44: Influence de la taille, la géométrie et la répartition des porosités modèles sur la résistance en compression (à taux de vide constant)

Il peut être surprenant de constater que l'on ne retrouve pas ici les chutes de propriétés de l'ordre de 20 %, relevées précédemment pour un taux de vide équivalent de 8 % dans le cas d'un défaut unique. L'existence de phénomènes de flambage localisé dans le cas de défauts de superficie étendue peut expliquer cette disparité de comportement.

En conclusion, le paramètre d'influence majeur est ici l'orientation du défaut par rapport à la direction d'application de la charge. Plus que le taux global de vide, la possibilité de flambage du matériau semblerait influencer le comportement en compression.

3.5.4. Modélisation expérimentale de l'effet de la porosité sur l'amorçage et la propagation de fissures

L'expérience montre que la présence de porosités de volume affecte d'une part d'énergie d'amorçage $G_{Ic}(init)$ du matériau et d'autre part le mode de propagation de la fissure (fig. 3.45). On notera qu'il n'a pas été possible de définir l'énergie de propagation pour ces matériaux en raison du caractère instable de la fissuration qui engendre une grande dispersion des résultats. L'écart-type important relevé dans le cas d'un taux de vide de 12 % est dû au caractère aléatoire de l'amorçage sur une porosité ou un pont de résine.

Vv (%)	$G_{Ic}(init)$ (J/m ²)	Propagation
2,3	223 (36,5)	faiblement instable
12,0	184 (92)	fortement instable

Fig. 3.45: Influence de la porosité de volume sur l'amorçage et la propagation de fissures en mode I

3.5.4.1. Influence de porosités modèles sur l'amorçage de fissures

L'étude de l'amorçage nécessite la réalisation de défauts autres que les amorces de fissures classiques rectilignes de manière à simuler la présence de porosités [Deb93]. Sont ainsi élaborés à partir de films de PVF des fronts d'amorce ayant la particularité d'avoir la même longueur quel que soit le type de défaut. Le profil le plus simple répondant à ce critère est l'arc de cercle (simple, double ou quadruple) (fig. 3.46). Deux configurations sont en outre envisagées: orientation extérieure (défaut de type E) ou orientation intérieure (défaut de type I).

Les fronts de fissures initiales n'étant pas rectilignes, il n'est pas possible de calculer les taux de restitution d'énergie élastique à l'amorçage. La comparaison s'effectue ici par superposition, au facteur largeur près, des courbes charge-déplacement obtenues (les éprouvettes n'ayant pas toutes les mêmes largeurs, la charge est ramenée à l'unité de largeur de l'éprouvette). La courbe de référence correspond à une amorce de fissure rectiligne.

Les figures 3.47 a et b présentent les résultats obtenus, d'une part dans le cas de défauts extérieurs, et d'autre part dans le cas de défauts intérieurs. Dans les deux cas, on constate que, pour un déplacement donné, la force par unité de largeur nécessaire pour amorcer la fissure est plus élevée lorsque les défauts sont répétés (E2 et E3 ou I2 et I3).

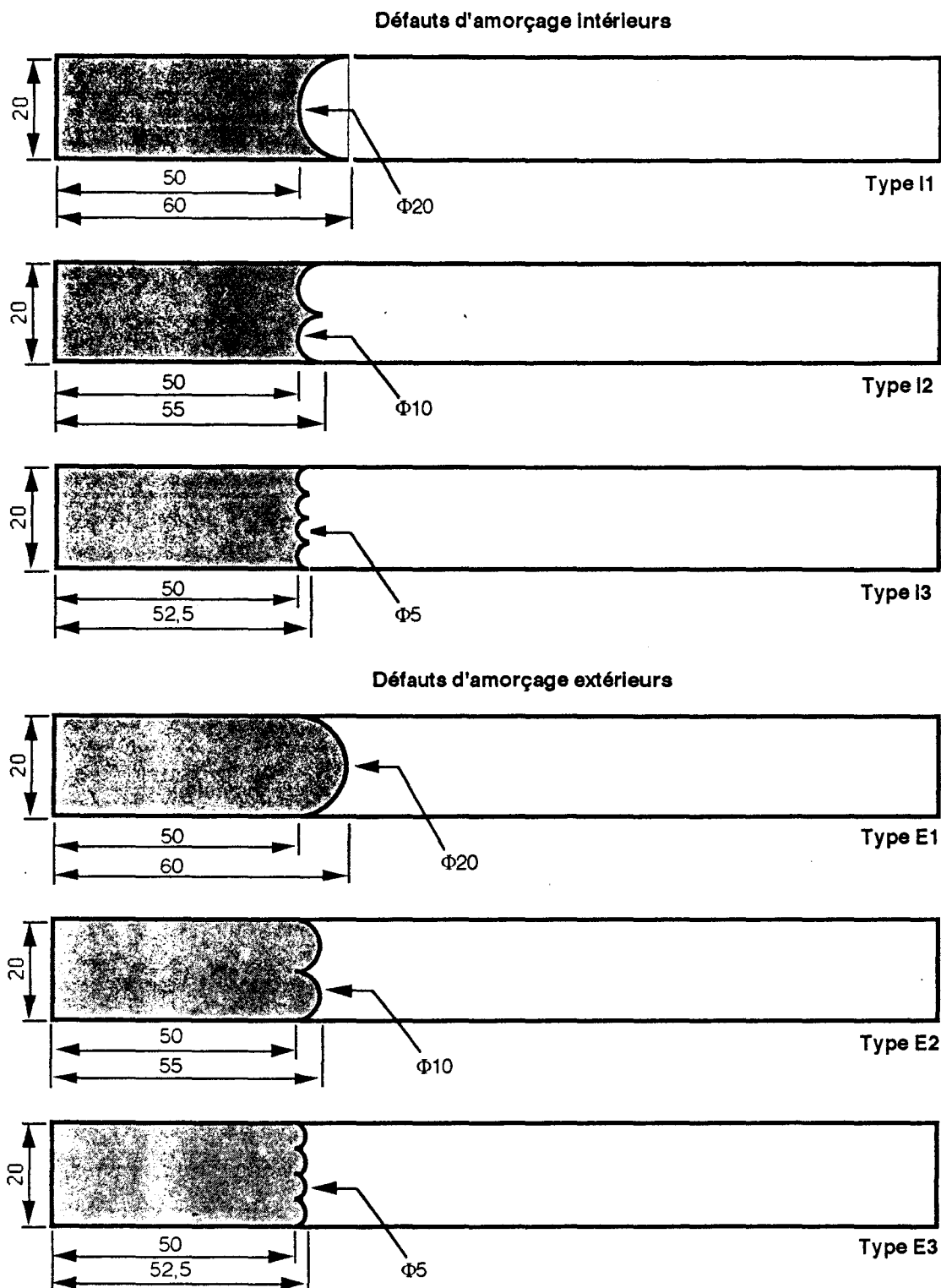


Fig. 3.46: Modélisation expérimentale de la porosité dans la zone d'amorçage (mode I)

Dans le cas de défauts extérieurs, ceci peut s'expliquer par le nombre de points de rebroussement situés sur la ligne de référence à 50 mm du bord de l'éprouvette. Les défauts E1, E2 et E3 en possèdent respectivement deux, trois et cinq. Chaque point marque une limite entre l'amorce de fissure et le composite vierge, et plus ces points sont nombreux, plus la force à fournir pour amorcer la fissuration est importante. Les schémas représentant l'évolution de la fissuration confirment que celle-ci débute en ces points (fig. 3.48).

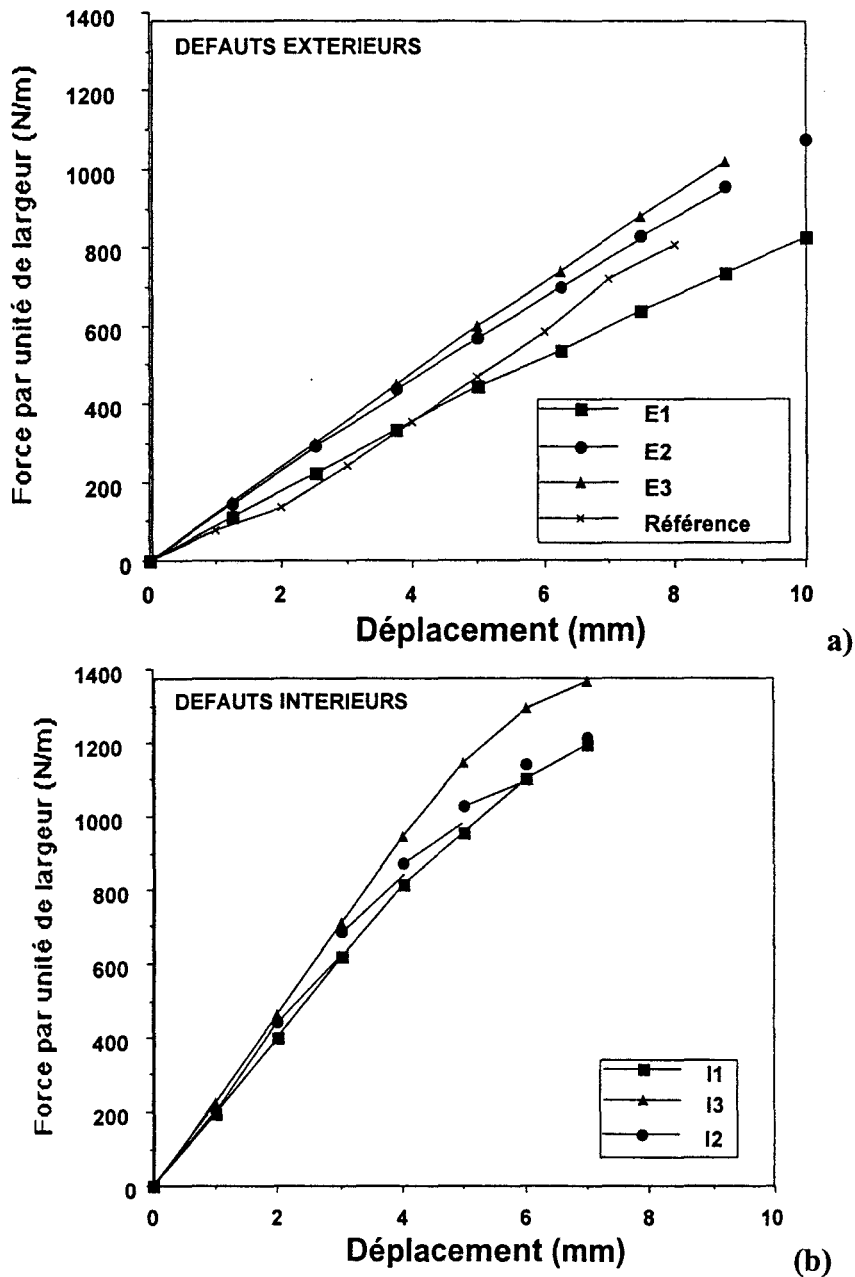


Fig. 3.47: Courbes charge/déplacement dans le cas de défauts d'amorçage extérieurs (a) et intérieurs (b)



Fig. 3.48: Evolution de la fissuration dans le cas d'un défaut d'amorçage extérieur

Les éprouvettes de référence disposent d'une amorce rectiligne de fissure, donc d'une infinité de "points de rebroussement limites". La courbe moyenne devrait donc être au-dessus des trois autres, ce qui n'est pourtant pas observé. Un deuxième critère doit donc être pris en compte : la profondeur du défaut par rapport à la référence des 50 mm. On conçoit en effet que, plus le défaut est étendu, plus il faudra créer de déplacement pour atteindre l'interface

film/matrice. Du fait de la rigidité de l'éprouvette, la force s'en trouve ainsi augmentée. Cette remarque semblerait expliquer la raison pour laquelle l'éprouvette de référence offre de tels résultats.

De même dans le cas de défauts intérieurs, les résultats obtenus s'expliquent par le fait qu'il existe un plus grand nombre de points d'amorçage pour l3(4) que pour l2(2) et l1(1). De plus, on constate que les tendances sont identiques lorsque les défauts sont extérieurs.

L'évolution de la fissuration a lieu dans tous les cas (l1, l2 et l3) par progressions rectilignes et perpendiculairement à l'axe de l'éprouvette. La figure 3.49 permet de visualiser l'évolution de la fissure au cours du temps dans le cas d'un défaut d'amorçage intérieur.



Fig. 3.49: Evolution de la fissuration dans le cas d'un défaut d'amorçage intérieur

En somme, il apparaît que plus le nombre de points d'amorçage (intérieurs ou extérieurs) est important et plus la profondeur des défauts est importante, plus l'amorçage est difficile.

3.5.4.2. Influence de porosités modèles sur la propagation de fissures

Dans un second temps, on s'attache à préciser l'influence de la porosité sur le mode de propagation d'une fissure. Des porosités sont pour ce faire insérées dans la zone de propagation des éprouvettes DCB.

Une première série d'éprouvettes comprend quatre types de défauts différents, (figure 3.50), matérialisés par un film de PTFE (types A, B, C et D). Une seconde série d'éprouvettes comporte quant à elle le défaut D, de type circulaire, mais de quatre diamètres différents : 8 mm, 5 mm, 4 mm et 3 mm (types D8, D5, D4 et D3).

On constate dans un premier temps que l'évolution de la fissuration présente un comportement similaire pour les 3 défauts A, B et C (fig. 3.51) :

- 1ère étape : le front de fissure se déplace lentement, comme dans le cas d'un matériau vierge de tout défaut.
- 2e étape : à une distance variant de 2 à 5 mm à l'avant du défaut, la fissure se propage instantanément jusqu'à une distance d'environ 8 à 12 mm à l'arrière du défaut.
- Les étapes 1 et 2 se succèdent alors au fur et à mesure que la fissure rencontre d'autres défauts.

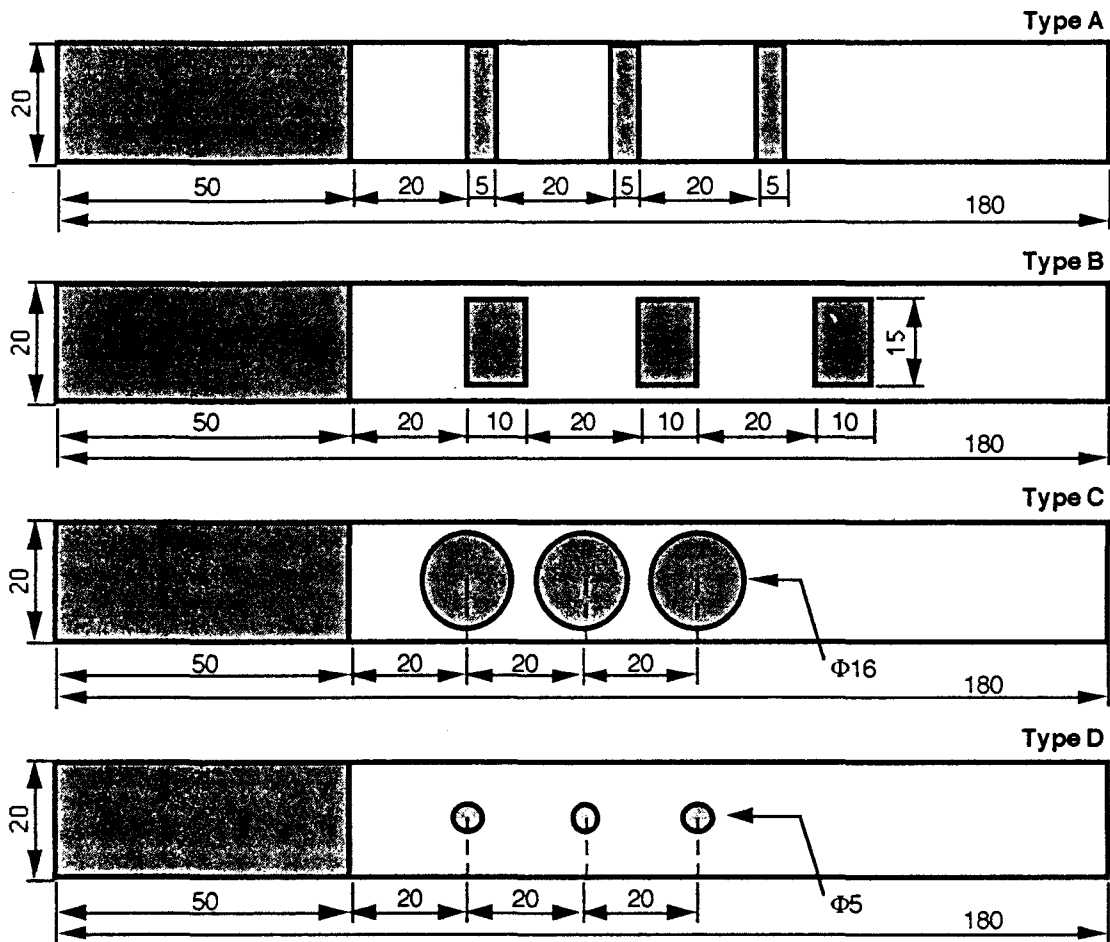


Fig. 3.50: Modélisation expérimentale de la porosité dans la zone de propagation (mode I)

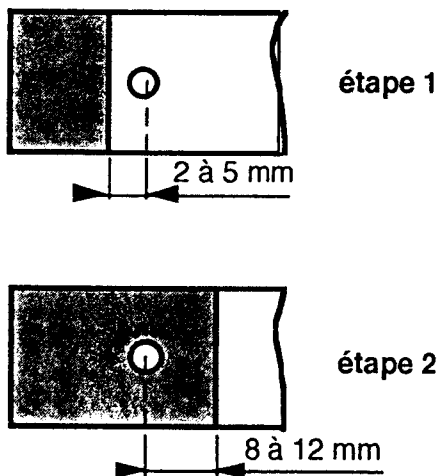
Ce phénomène n'est cependant pas observé systématiquement pour le défaut D. On assiste en effet, outre cette propagation instantanée par à coups, à une propagation beaucoup plus lente, la fissure contournant le défaut. On peut dans ce cas distinguer les étapes suivantes (fig. 3.51) :

- 1ère étape : le front de fissure se déplace lentement jusqu'à venir tangenter le disque de PTFE.
- 2e étape : les extrémités latérales du front de fissure sont fixes et les extrémités centrales de la fissure parcourent la périphérie du défaut jusqu'à atteindre le point de tangence.
- 3e et 4e étapes : comme pour l'amorçage des défaut extérieurs (E1, E2 et E3), la fissure se déplace uniquement sur les faces latérales de l'éprouvette.
- 5e étape : le contournement du défaut est terminé lorsque la fissure est rectiligne et perpendiculaire à l'axe de l'éprouvette. Le front de fissure se déplace ensuite lentement jusqu'au prochain défaut.

Compte tenu de l'existence de ce double mécanisme de propagation de fissure pour l'éprouvette de type D et de son caractère aléatoire, tantôt stable, tantôt instable, nous avons cherché à préciser une taille critique de défaut caractéristique du passage d'un mode à l'autre. C'est dans cette optique qu'a été testé la seconde série d'éprouvettes présentant des porosités modèles circulaires de 8, 5, 4 et 3 mm de diamètre.

Les défauts de type D8 sont caractérisés par une propagation de fissure de type instable, par sauts successifs "au-dessus" des porosités, analogue à celle déjà observée pour les défauts A, B et C. Les défauts de type D5 et D4 présentent quant à eux un double mécanisme de propagation, tour à tour stable ou instable. Enfin, les défauts de type D3 se voient systématiquement contournés de manière stable par le front de fissure. La taille critique de défaut recherchée semble donc se situer entre 3 et 4 mm (pour une largeur d'éprouvette de 20 mm).

Propagation instable instantanée



Propagation stable par contournement

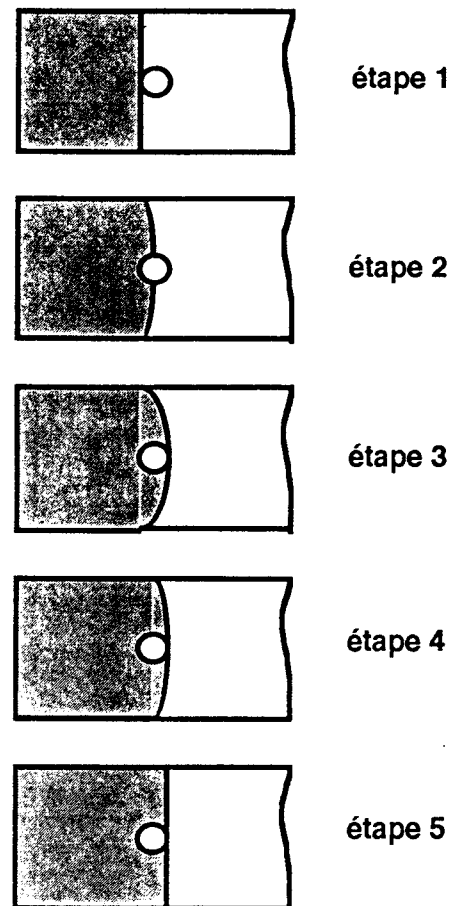


Fig. 3.51: Evolution de la fissuration dans le cas d'un défaut inclus dans la zone de propagation

En conclusion, cette étude de l'influence des porosités sur les propriétés d'amorçage et de propagation de fissure a permis de mettre en évidence que :

- La présence de porosités de volume engendre d'une part une diminution de l'énergie d'amorçage du matériau et affecte d'autre part le mode de propagation de la fissure qui devient fortement instable.
- L'amorçage est favorisé par des porosités présentant un faible nombre de points de rebroussement ainsi qu'une faible profondeur.
- La géométrie des porosités n'apparaît pas comme étant prépondérante dans le mécanisme de propagation des fissures, alors que leur taille détermine le mode de propagation stable ou instable. La taille critique de défaut au-dessus de laquelle la propagation devient instable se situe entre 3 et 4 mm (pour une éprouvette de largeur 20 mm).

3.6. CONCLUSION

La modélisation expérimentale de principaux défauts de fabrication a permis de tirer des conclusions quant à leur influence sur le comportement mécanique des composites. Il s'avère que les défauts étudiés, d'une manière générale, fragilisent le matériau.

Les défauts qui semblent les plus préjudiciables sont ceux qui concernent les désorientations des fibres (surtout pour les composites unidirectionnels) et les porosités de volume :

Type de défaut	Défaut maximum identifié en RTM	Chute propriétés
orientations locales de fibres	35°	σ_R : - 62 % (calcul théorique) ϵ_R : - 60 %
accumulations transversales de résine (veines)	veine de 5 mm de hauteur sur une épaisseur d'éprouvette de 18 mm (28 %)	σ_R : - 33 % ϵ_R : - 16 % E : - 15 %
défauts de surface	profondeur de 2 mm sur une épaisseur de 12 mm (17 %)	σ_R : - 29 % ϵ_R : - 19 % E : - 2 %
accumulations longitudinales de résine (ouvertures de mailles)	ouverture de 10 mm sur une largeur de 60 mm (17 %)	σ_R : - 11 % ϵ_R : - 11 % E : - 6 %
hétérogénéités de taux de résine (de fibres)	variations dans le plan de la pièce de 10 %	σ_R : - 10 % ϵ_R : - 12 % E : - 7 %
ruptures de fibres de renforcement	: 50 % des mèches rompues sur 5 mm du bord de la pièce	σ_R : - 5 % ϵ_R : - 5 % E : - 1 %
porosités de volume	12 % en volume	τ_R : - 50 %

L'étude de l'influence de la porosité de volume sur le comportement mécanique de composites montre que ce type de défaut peut effectivement être préjudiciable : des affaiblissements de résistance de plusieurs dizaines de pourcents sont en effet observés pour un taux de vide de 10 %, que ce soit par exemple en cisaillement interlaminaire avec une chute de 50 % en flexion ou en traction (respectivement avec 25 % et 20 % d'affaiblissement). Les propriétés mécaniques gouvernées par le facteur fibre (flexion, traction) sont moins sensibles aux défauts de porosité que celles dominées par le facteur matrice ou interface. Pour ces dernières l'influence de ce type de défaut de structure reste de loin plus important aux faibles taux de vide qu'aux taux importants.

L'étude paramétrique de l'influence de porosités modèles sur la résistance interlaminaire au cisaillement dans un plan entre couches n'a pas permis de mettre en évidence de manière sensible l'incidence particulière de la taille, de la géométrie ou de la répartition des défauts plans. Une quantité importante de porosités de faible taille aurait néanmoins tendance à être plus préjudiciable qu'une unique bulle de taille plus importante, ceci à taux de vide

équivalent, la multiplicité des porosités entraînant des effets de concentrations de contraintes locales non négligeables. S'il convient également de retenir qu'un défaut tubulaire faisant intervenir une notion de volume - est plus préjudiciable qu'un défaut plan, le critère d'influence majeur pour le mode de sollicitation considéré est le taux global de vide présent au sein du composite.

De manière analogue, l'étude paramétrique de l'influence de porosités modèles sur le comportement en compression n'a pas montré de variations particulières de propriétés dues à la taille, à l'excentricité ou à la répartition (à taux constant) de défauts plans. Le paramètre d'influence majeur est ici l'orientation du défaut par rapport à la direction d'application de la charge.

Enfin l'étude de l'influence des porosités sur les propriétés d'amorçage et de propagation de fissures a d'abord permis de conclure que la présence de porosités de volume engendre d'une part une diminution de l'énergie d'amorçage du matériau et affecte d'autre part le mode de propagation de la fissure qui devient fortement instable. On a vu par ailleurs que l'amorçage est favorisé par des porosités présentant un faible nombre de points de rebroussement ainsi qu'une faible profondeur, et enfin que la géométrie des porosités ne semble pas prépondérante dans le mécanisme de propagation des fissures, alors que leur taille détermine le mode de propagation stable ou instable. La taille critique de défaut au-dessus de laquelle la propagation devient instable se situe entre 3 et 4 mm (pour une éprouvette de largeur 20 mm).

En conclusion, outre les défauts d'orientation des renforts, les défauts de porosité de volume s'avèrent être les plus préjudiciables au composite en terme d'influence sur les performances mécaniques. En particulier :

- dans le cas d'une sollicitation en cisaillement interlaminaire, le critère d'influence majeur est le taux global de vide du composite.
- en compression, le paramètre d'influence principal est l'orientation de la porosité par rapport à la direction d'application de la charge.
- en terme d'amorçage et de propagation de fissures, la présence de porosités engendre non seulement une chute de l'énergie d'amorçage, mais aussi une modification du mode de propagation de la fissure, qui devient instable au-delà d'une certaine taille critique de défaut.

En conséquence, nous allons, dans le chapitre suivant, analyser plus en détail les défauts de porosité, tant quant à l'influence des conditions de mise en oeuvre qu'à leur modélisation théorique.

CHAPITRE 4

ORIGINE TECHNOLOGIQUE ET MODELISATION THEORIQUE DE LA POROSITE

4.1. Influence des conditions de mise en oeuvre sur la répartition des taux de porosité

- 4.1.1. Objectifs et conditions de mise en oeuvre
- 4.1.2. Evolution des taux de renfort dans la direction de l'écoulement
- 4.1.3. Influence de l'assistance du vide sur la répartition des taux de porosité
- 4.1.4. Influence combinée de la pression d'injection et du maintien sur la répartition des taux de porosité
- 4.1.5. Influence combinée du maintien et de la phase de purge sur la répartition des taux de porosité
- 4.1.6. Influence de la structure du renfort sur la répartition des taux de porosité
- 4.1.7. Conclusion

4.2. Influence de la porosité sur les propriétés mécaniques

- 4.2.1. Analyse expérimentale
 - 4.2.1.1. Typologie des porosités
 - 4.2.1.2. Influence des porosités sur les performances en cisaillement interlaminaire
- 4.2.2. Analyse théorique
 - 4.2.2.1. Objectif
 - 4.2.2.2. Modèles analytiques
 - 4.2.2.2.1 Analyse micromécanique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels (modèles de Greszczuk)
 - 4.2.2.2.2. Analyse mésomécanique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels (modèles de Hashin, Aboudi et Greszczuk)
 - 4.2.2.2.3. Résultats comparés des deux modèles
 - 4.2.2.2.4. Comparaison résultats expérimentaux - modélisations analytiques

4.2.3. Conclusion

4.1 - INFLUENCE DES CONDITIONS DE MISE EN OEUVRE SUR LA REPARTITION DES TAUX DE POROSITE

4.1.1. Objectifs et conditions de mise en oeuvre

L'objectif, ici, est de déterminer l'influence des paramètres de mise en oeuvre (pression d'injection, assistance du vide, maintien et purge) et de la structure du renfort (uni ou bidirectionnel) sur le taux de porosités et son évolution dans la direction principale de l'écoulement d'une poutre d'épaisseur constante de 12 mm réalisée par RTM et dont la géométrie est décrite sur la figure 4.1.

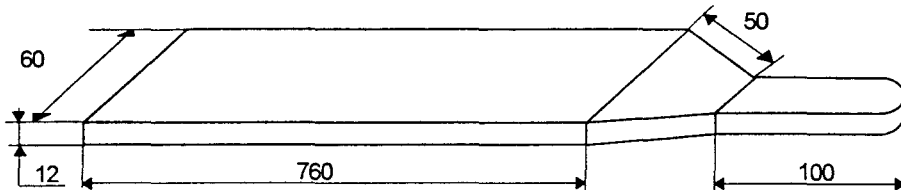
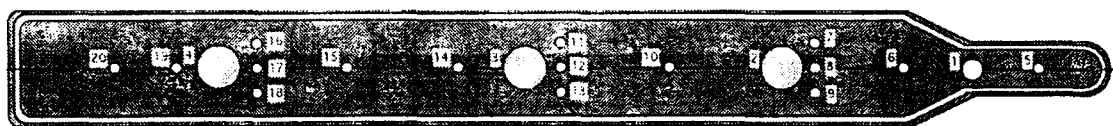


Fig. 4.1.: Définition géométrique de la poutre d'épaisseur constante

La résine et le renfort sont ceux décrits au chapitre 2. La préforme est réalisée en une seule opération et est constituée de 21 couches dont les fibres sont soit toutes orientées parallèlement à la plus grande dimension de la poutre (pour la réalisation du composite unidirectionnel, UD) soit orientées alternativement parallèlement et perpendiculairement à cette direction (pour la réalisation du composite bidirectionnel, BD).

Le moule (cf. Fig. 4.2) est équipé de 4 capteurs de pression piézo-électriques en surface de l'empreinte et de 16 thermocouples de type J dans la masse permettant la caractérisation des conditions aux limites thermiques de l'écoulement et le suivi de la progression du remplissage et de la cuisson de la pièce.



- 1: capteur de pression 0-20 bars
- 2-3-4: capteurs de pression 0-25 bars
- 5 à 20: thermocouples J

Fig. 4.2.: Schéma d'implantation des capteurs dans l'outillage

Les différentes injections sont réalisées en deux temps. Dans une première phase, le remplissage est effectué à débit imposé (1 litre / minute), puis lorsque la pression sur le capteur 2 atteint 10 bars, il est réalisé à pression imposée égale à 5 ou 10 bars. La fin du remplissage est déterminé par la sortie de la résine du moule par l'évent. A ce stade, deux possibilités sont testées. La première consiste à fermer l'évent de sortie du moule. Ce mode est appelé injection sans purge. La deuxième consiste à poursuivre l'alimentation du moule en résine et son évacuation par l'évent jusqu'à ce qu'il n'y ait plus de bulles visibles dans la résine sortant du moule puis à fermer l'évent; ce mode est appelé injection avec purge. La phase suivante est une phase de post remplissage qui consiste à continuer à alimenter la pièce en résine vierge pendant un temps donné (0 ou 30s) à la pression limite d'injection. Ces deux modes sont appelés respectivement sans et avec maintien (cf. Fig. 4.3). Par ailleurs, l'injection peut être réalisée avec ou sans assistance du vide (500 mbars).

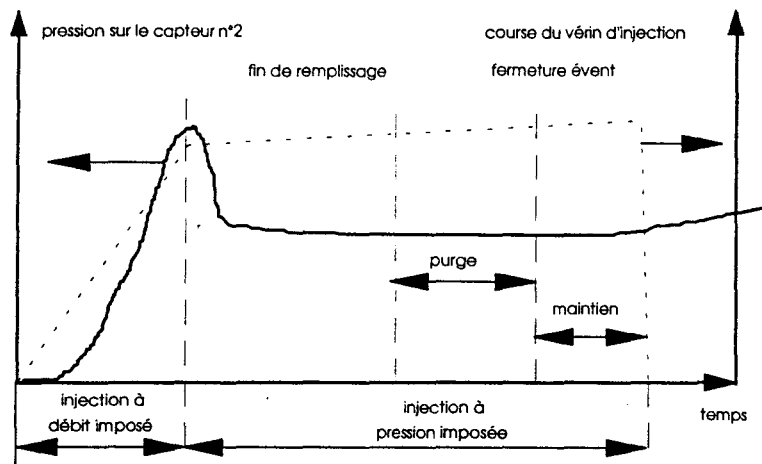


Fig. 4.3 Pilotage d'un cycle d'injection

Les conditions thermiques de transformation sont identiques pour toutes les injections, à savoir que la température de la résine est fixée à 50°C, celles du moule et de la préforme à 60 °C. Enfin, chaque plaque subit un recuit de 1 heure à 140 °C après injection et avant découpe et analyse.

Le tableau suivant (Fig. 4.4) regroupe l'ensemble des conditions de transformation et des structures de renfort étudiées.

série	n° plaques	Type de renfort	Pression d'injection	Temps de maintien	Pression de maintien	Vide O/N	Purge O/N
I	1-2-3-12-13	UD	5 bars	0 s	-	N	O
II	4-5					O	
III	6-7-14	BD	5 bars	0 s	-	N	O
IV	8-9					O	
V	10-11-15-16		10 bars	30 s	10 bars	N	O
VI	17-18			0 s	-		N

Fig. 4.4. : Récapitulatif des conditions de transformation utilisées

Des échantillons sont découpés dans chaque éprouvette afin de déterminer l'évolution des taux locaux de porosité et de renfort dans la direction de l'écoulement, la géométrie et la taille des porosités et la résistance au cisaillement interlaminaire (cf. §4.2.), ainsi que l'influence des conditions de transformation et de la structure du renfort sur ces caractéristiques. Le plan de découpe est présenté Fig.4.5.

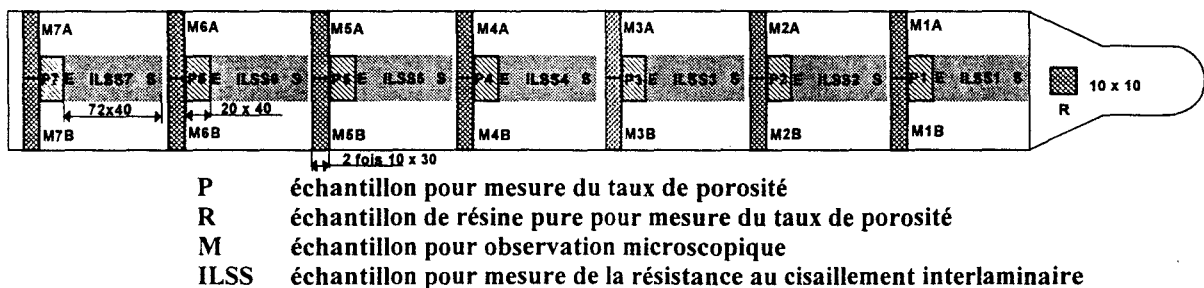


Fig. 4.5. Plan de découpe des éprouvettes RTM

4.1.2. Evolution des taux de renfort dans la direction de l'écoulement

La figure 4.7 présente l'évolution dans la direction de l'écoulement des taux massiques de renfort dans les 6 séries de plaques moulées et les moyennes sur chacune des plaques. Pour chaque position, ce tableau regroupe la moyenne de l'ensemble des échantillons réalisés.

type de plaque	position 1	position 2	position 3	position 4	position 5	position 6	moyenne	écart type	ET%
I	67.41	68.38	69.30	68.68	68.34	71.25	68.89	1.31	1.90
II	67.26	65.95	70.95	70.96	69.73	68.11	68.82	2.05	2.98
III	64.63	64.35	64.57	65.31	65.69	64.51	64.85	0.53	0.82
IV	63.54	63.49	63.38	63.33	63.70	63.33	63.46	0.15	0.23
V	64.24	64.41	64.53	64.47	64.21	64.40	64.37	0.13	0.20
VI	66.50	66.30	66.51	66.53	66.40	66.60	66.47	0.11	0.16

Fig. 4.6 : Evolution du taux massique de renfort

Les taux massiques moyens (sur l'ensemble de la plaque) de renforts mesurés varient de 63,33 à 71,25. Ceux obtenus sur les composites bidirectionnels sont inférieurs de 4 à 8% par rapport à ceux mesurés sur les composites unidirectionnels, toutes conditions de transformation confondues. Ils sont de même beaucoup moins dispersés pour les BD (écart type de 0.16 à 0.82 %) que pour les UD (écart type de 1.90 à 2.98 %). Pour les composites unidirectionnels, l'assistance du vide ne modifie pas ce taux de renfort moyen. Pour les composites bidirectionnels, l'ensemble des conditions de transformation influe sur le taux moyen de renfort dans la plaque, qui est d'autant plus élevé que:

- le moulage est effectué sans pression de maintien et sans purge (comparaison des éprouvettes de types V et VI); augmentation de 5%;
- l'injection est réalisée sans assistance du vide (comparaison des éprouvettes de types III et IV); augmentation de 4%
- la pression d'injection est élevée (comparaison des éprouvettes de types III et VI); augmentation de 2.5%.

Cependant, les résultats obtenus tant sur les UD que sur les BD, ne permettent pas de conclure en ce qui concerne les influences respectives du maintien et de la purge sur le taux moyen de renfort final.

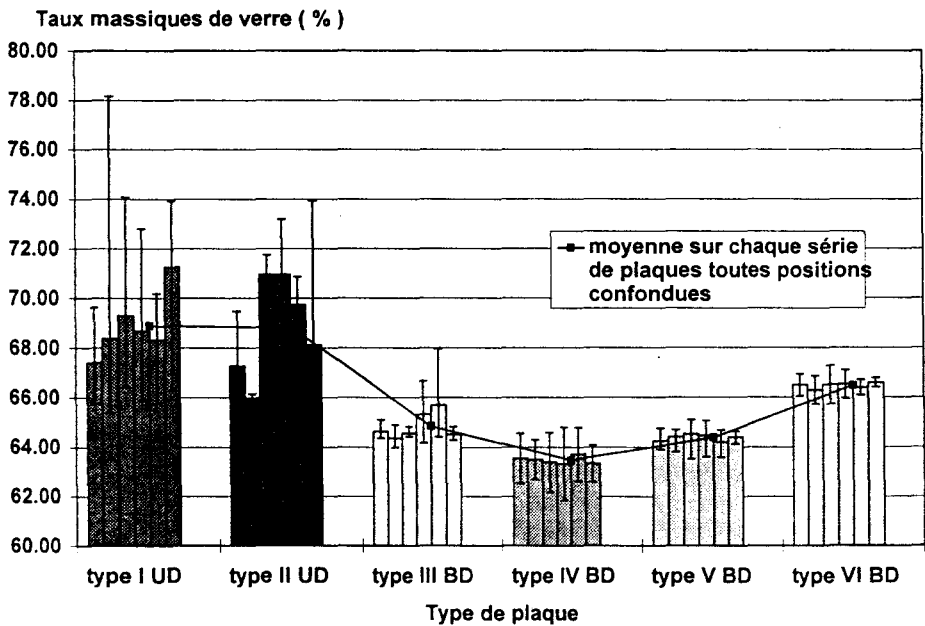


Fig. 4.7. : Evolution des taux massiques de renfort dans la direction de l'écoulement en fonction du type de plaque fabriqué

La figure 4.7. présente l'évolution des taux massiques de renfort dans la direction de l'écoulement pour chaque série de plaques. On observe que ce taux de renfort est pratiquement constant dans les éprouvettes bidirectionnelles, alors qu'il est très variable dans les éprouvettes unidirectionnelles. Par ailleurs, pour une position donnée dans la plaque, le taux de renfort est beaucoup moins reproductible dans les composites UD que dans les composites BD. Cette plus grande variabilité, en un point et le long de la plaque, des taux de renfort des composites unidirectionnels est vraisemblablement due à leur plus grande déformabilité qui facilite leur mouvement lors du remplissage de l'empreinte sous l'action de la pression de la résine. On observe en effet sur certaines éprouvettes UD des ondulations de renfort très marquées, alors qu'elles n'existent pas pour les composites BD (cf. Fig. 4.8).



Fig. 4.8. : Ondulations de renfort observées sur des composites UD

4.1.3. Influence de l'assistance du vide sur la répartition des taux de porosité

La figure 4.9 présente l'influence de l'assistance du vide sur le taux de porosité moyen et sur la répartition des porosités dans la direction de l'écoulement des composites uni et bidirectionnels.

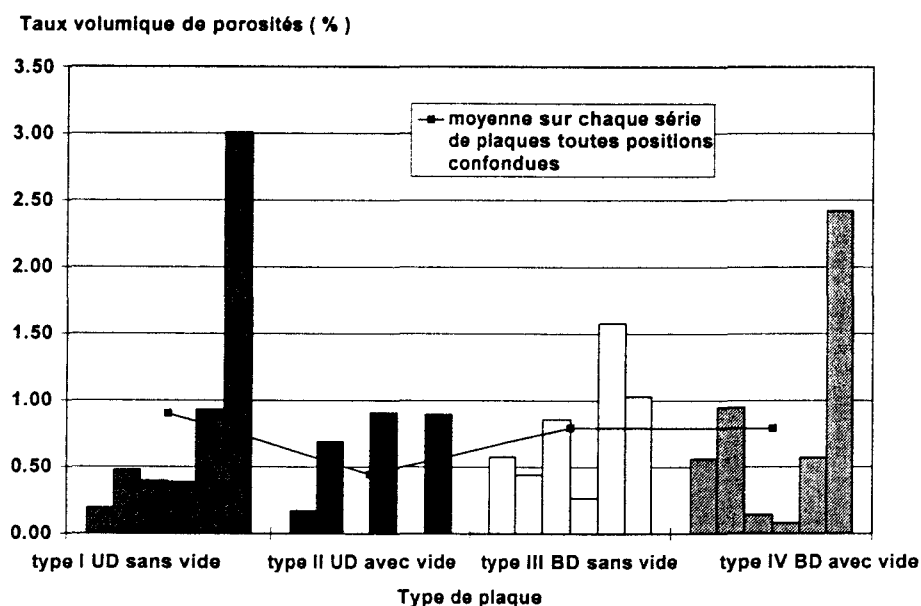


Fig. 4.9 : Influence de l'assistance du vide sur la porosité des plaques UD et BD.

Pour les stratifiés UD, et conformément aux résultats publiés dans la littérature [Hay89, Hay90, Hay90b, Lun92, Lun93, Lun93b, Roh93], on observe que l'assistance de vide permet de réduire de façon significative le taux de porosité moyen, ici de 50% (comparaison des éprouvettes de types I et II). Par ailleurs, l'assistance du vide modifie également la répartition dans la direction de l'écoulement. Sans assistance du vide, les porosités sont essentiellement localisées dans la partie terminale de la pièce, ce qui est dû à la phase de purge comme l'a montré la bibliographie [Roh93, Lun94]. Avec assistance du vide, la répartition des porosités est plus homogène. Il y a globalement moins de porosité générées pendant l'écoulement. La phase de purge est donc plus efficace, permet d'évacuer les porosités même à l'extrémité de la plaque et réduit ainsi la longueur de la zone poreuse.

En revanche, l'assistance du vide semble beaucoup moins efficace pour éliminer les porosités générées dans les composites bidirectionnels. Les taux de porosités moyens des éprouvettes de types III et IV sont en effet très voisins et non significativement différents. Ceci est vraisemblablement dû au fait que, même avec assistance du vide, la tortuosité des chemins d'écoulement favorisant la divergence et la convergence de fronts locaux et le nombre plus important de mèches placées perpendiculairement à la direction de l'écoulement facilitent la génération des porosités pendant la phase de remplissage et gêne leur élimination pendant la phase de purge.

4.1.4. Influence combinée de la pression d'injection et du maintien sur la répartition des taux de porosité

La figure 4.10 présente l'influence combinée de la pression d'injection et du maintien sur le taux de porosités des composites BD et leur évolution dans la direction de l'écoulement.

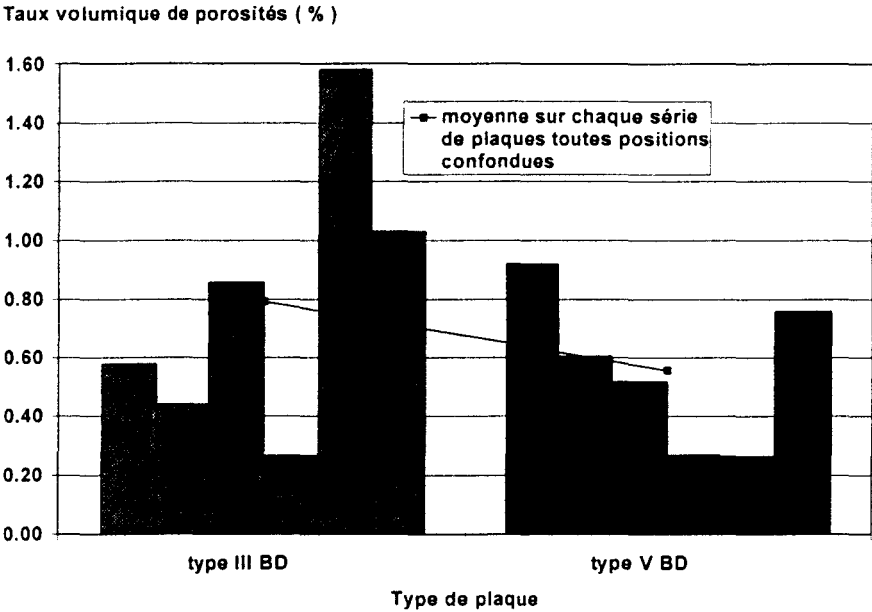


Fig. 4.10 : Influence combinée de la pression d'injection et du maintien sur la porosité des plaques BD

On remarque que l'augmentation de ces deux paramètres permet de réduire la teneur moyenne du composite BD en porosités (ici de l'ordre de 37%). L'influence sur la répartition des porosités dans la direction de l'écoulement n'est en revanche pas significative.

4.1.5. Influence combinée du maintien et de la phase de purge sur la répartition des taux de porosité

La figure 4.11. présente l'influence combinée du maintien et de la phase de purge sur le taux de porosités des composites BD et leur évolution dans la direction de l'écoulement.

L'application d'une pression de maintien et d'une purge permet de réduire de façon notable le taux moyen de porosités contenu dans le composite bidirectionnel (ici de l'ordre de 54%). Elle est efficace en tout point de la plaque sauf à son extrémité, ce qui est vraisemblablement dû à la durée trop courte de la phase de purge, insuffisante pour éliminer toutes les porosités générées dans la phase de remplissage.

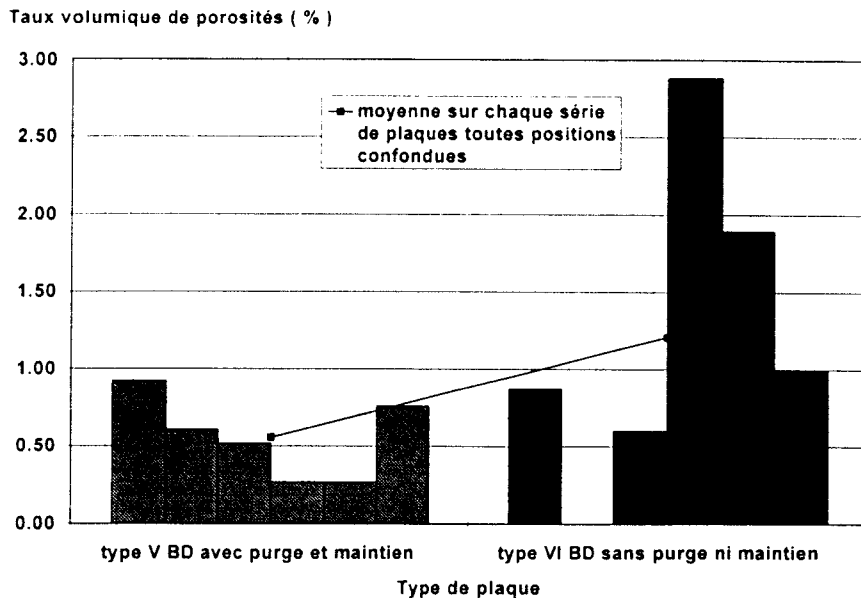


Fig. 4.11. : Influence combinée du maintien et de la phase de purge sur la porosité des plaques BD

4.1.6. Influence de la structure du renfort sur la répartition des taux de porosité

L'influence de la structure du renfort sur le taux moyen de porosité semble différent selon qu'on travaille avec et sans assistance du vide. Sans assistance du vide le taux de porosité est légèrement supérieur dans le composite UD que dans le stratifié BD (1%). On observe le phénomène inverse avec assistance du vide où le taux de porosités dans le composite BD est augmenté de 21% par rapport à celui mesuré dans le stratifié UD. On n'observe en revanche pas d'incidence notable de la structure du renfort sur la répartition de la porosité dans la direction de l'écoulement (cf. Fig. 4.12).

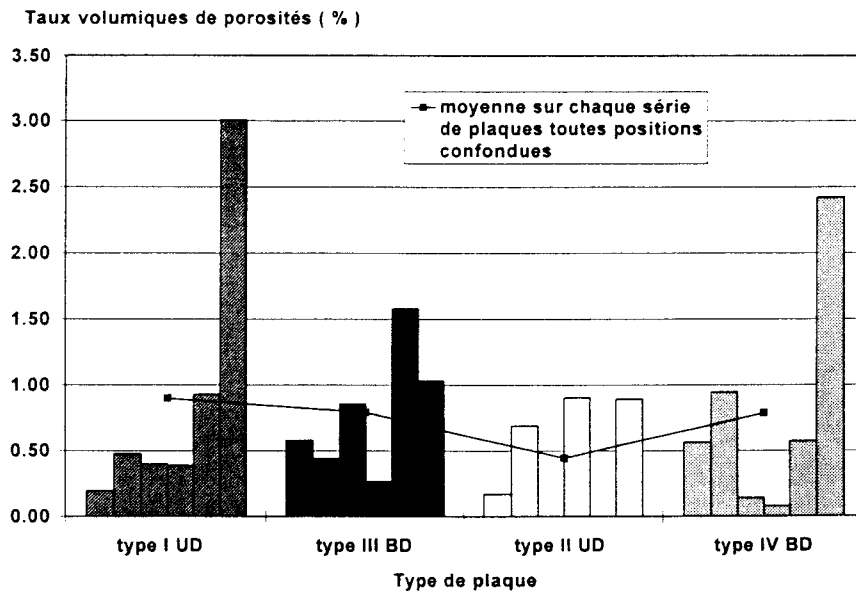


Fig. 4.12. : Influence de la structure du renfort sur la porosité

4.1.7. Conclusion

Les éprouvettes ainsi réalisées contiennent des taux massiques de renfort élevés (compris entre 63,33 et 71,25%) supérieurs (de 4 à 8%) et plus dispersés pour les composites unidirectionnels que pour les composites bidirectionnels. Les conditions de transformation retenus n'ont que très peu d'effet, quelle que soit la nature du renfort, sur le taux de verre et sa répartition dans les poutres.

Par ailleurs, ces éprouvettes, quelles que soient les conditions de transformation, contiennent peu de porosités (taux volumique inférieur à 3%). Sans assistance du vide les taux de porosité des composites uni et bidirectionnels sont du même ordre de grandeur. Avec assistance du vide, le taux de porosité des composites unidirectionnels est réduit de 21% par rapport à celui des composites bidirectionnels.

Le taux global de porosité peut être diminué de façon très significative (50%) des plaques unidirectionnelles par l'application du vide pendant le remplissage, ce qui conduit par ailleurs à une répartition plus homogène des vides. L'assistance du vide n'a en revanche que peu d'influence sur le taux de porosité des composites bidirectionnels ce qui peut être attribué à la trop grande tortuosité des chemins d'écoulement dans le renfort qui génère des « pièges à porosités ».

Pour les composites bidirectionnels cependant, l'utilisation d'une pression d'injection élevée associée à une pression de maintien (respectivement d'une purge associée à une pression de maintien) permet de réduire le taux de porosité de 37% (respectivement de 54%) compensant ainsi le peu d'efficacité de l'assistance du vide.

L'ensemble de ces résultats est en outre conforme aux tendances rapportées dans la littérature (cf. § 1.4)

4.2 - INFLUENCE DE LA POROSITE SUR LES PROPRIETES MECANQUES

4.2.1. Analyse expérimentale

L'objectif de l'analyse expérimentale est double. Il s'agit d'une part de définir une typologie des porosités générées au sein des pièces en composites moulées par injection de résine sur renfort, et d'autre part de quantifier l'influence des porosités sur les performances en cisaillement interlaminaire des mêmes pièces.

Ces données expérimentales servent alors de base à l'analyse théorique menée ultérieurement: d'une part afin de définir les hypothèses et les plages des calculs (géométries, types et localisation des porosités),- d'autre part afin de valider les modèles de calcul et les résultats théoriques obtenus en matière de prévision des propriétés de cisaillement en fonction des paramètres de structure du composite (taux de vide et de fibres).

4.2.1.1. Typologie des porosités

Une analyse microscopique systématique est réalisée sur les pièces moulées dans les conditions définies en 4.1.1. Des échantillons de composite sont prélevés le long de la poutre perpendiculairement à la direction d'injection comme indiqué figure 4.5.(échantillons M), puis enrobés et polis selon la procédure décrite en 2.3.2, et enfin observés au microscope (fig. 4.13a). Selon que l'analyse concerne les composites bidirectionnels ou unidirectionnels, les coupes obtenues laissent apparaître une succession de plis longitudinaux et transversaux correspondant respectivement aux mèches de fibres perpendiculaires et parallèles à l'écoulement de résine (fig. 4.13b), ou une juxtaposition de mèches de fibres transverses correspondant aux fibres parallèles à l'écoulement de résine (fig. 4.13c).

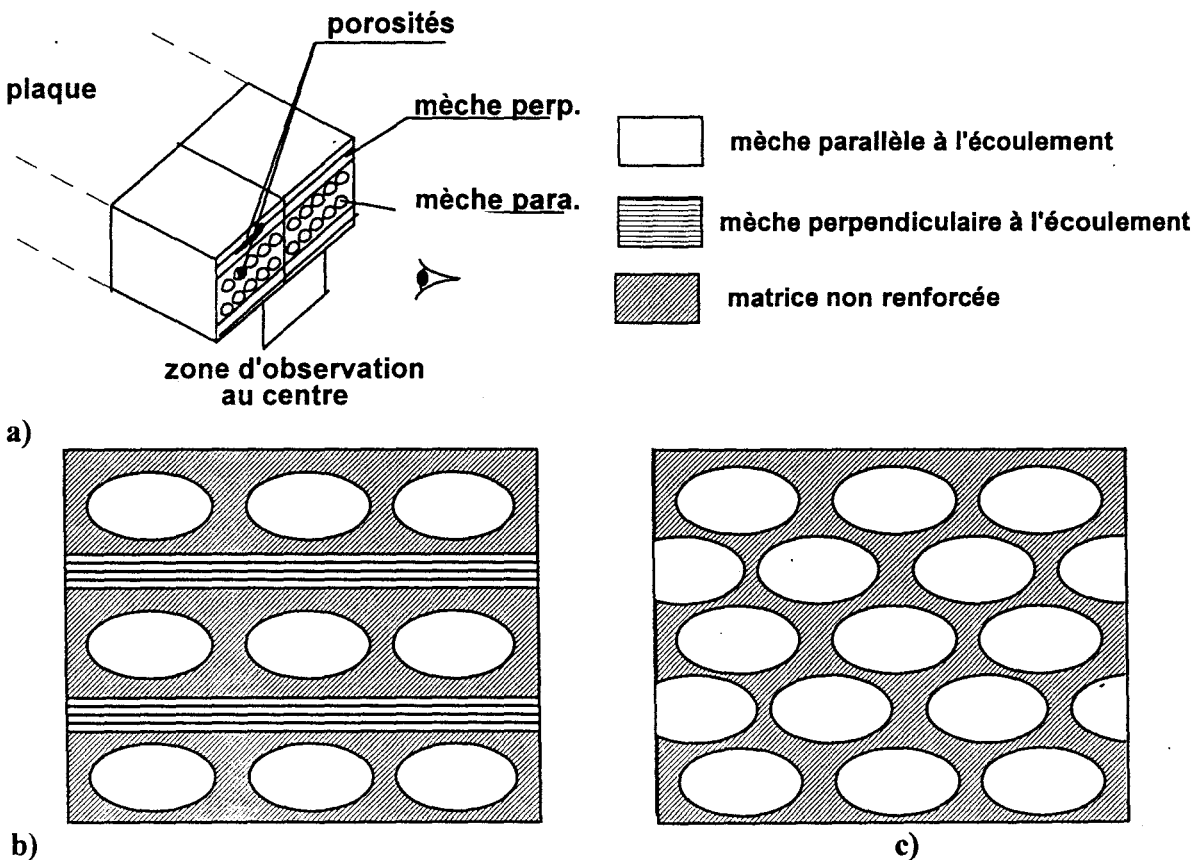


Fig 4.13: Principe de l'analyse typologique des porosités

a) sens d'observation, b) coupes sur bidirectionnels, c) coupes sur unidirectionnels

Les résultats obtenus sont présentés ci-après sur la base de clichés photographiques (fig. 4.14 à 4.22) auxquels sont juxtaposées des représentations schématiques types simplifiées pour plus de clarté. On notera que ne figurent sur les schémas que les caractéristiques intéressantes des clichés. De même, n'est proposée ici qu'une sélection de clichés représentatifs des principaux types de porosité et/ou de localisation.

D'une manière générale, il convient de distinguer trois types de porosité:

- des microporosités (taille $< 0,1$ mm) au sein des mèches de fibres,
- des micro- ou macroporosités (taille $< 0,5$ mm) en dehors des mèches de fibres,
- des macroporosités interlaminaires (taille $0,5$ à 1 mm).

Dans le cas des composites bidirectionnels, les trois types de porosité coexistent pour les taux de porosité supérieurs à $0,5\%$. Notamment apparaissent localement des macroporosités interlaminaires de taille parfois très importante (de l'ordre du millimètre) et de géométrie très accidentée au niveau des intersections des mèches de chaîne et des mèches de trame (fig. 4.14). La quantité de porosités localisées dans les mèches de renfort n'est néanmoins pas négligeable puisqu'atteignant 30 à 40% de la porosité totale. Pour des taux de porosité très faibles (inférieurs à $0,5\%$), seules coexistent les microporosités dans les mèches (fig. 4.15) parallèles (fig. 4.16) et perpendiculaires (fig. 4.17) à l'écoulement avec les porosités situées dans la matrice en dehors des mèches (fig. 4.18 et 4.19). Ces porosités de faible taille présentent une géométrie plutôt cylindrique (parallèle aux fibres). Dans ce cas, la contribution des mèches à la porosité totale est majoritaire (65 à 70% environ).

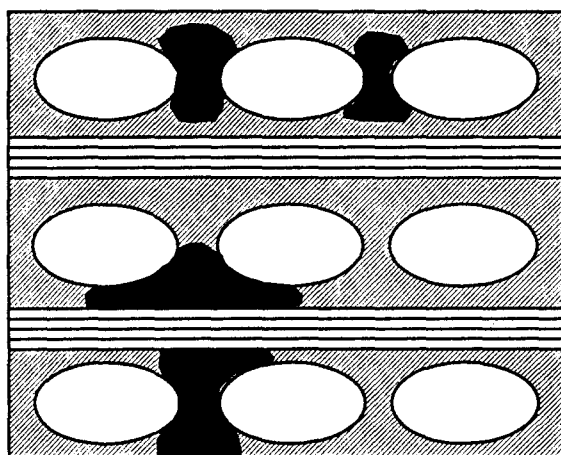
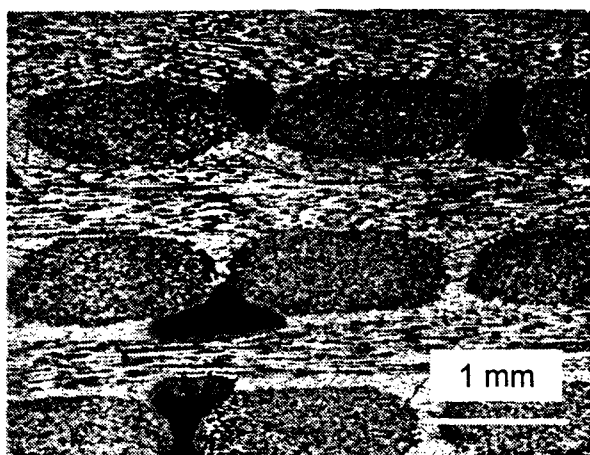


Fig. 4.14: Composite bidirectionnel $0/90^\circ$ - Macroporosités interlaminaires

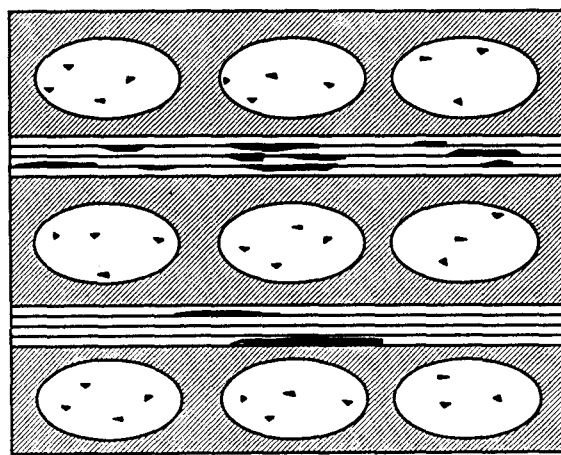
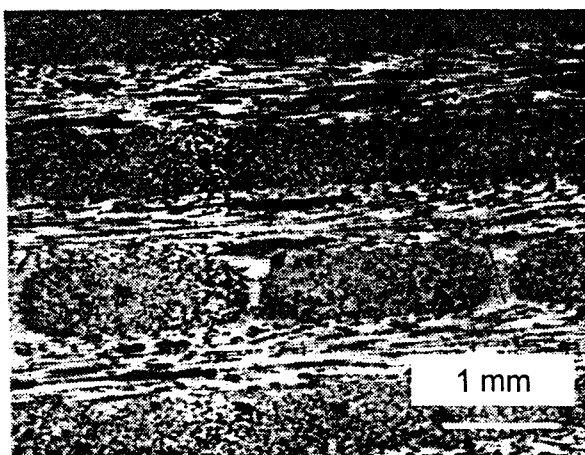


Fig. 4.15 Composite bidirectionnel $0/90^\circ$ - Miroporosités dans les mèches

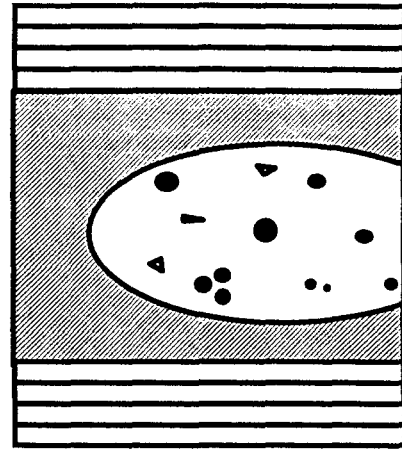
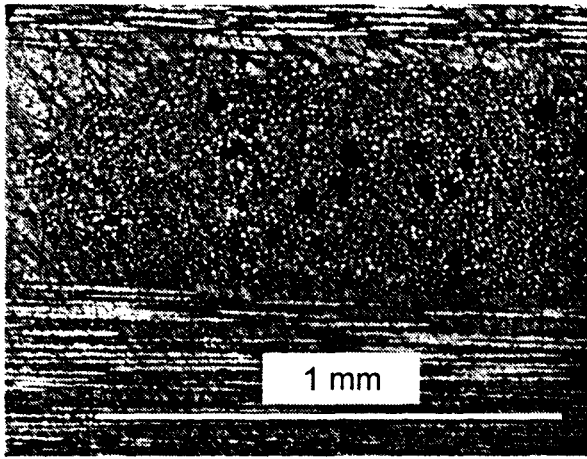


Fig. 4.16: Composite bidirectionnel 0/90° - Microporosités dans les mèches parallèles

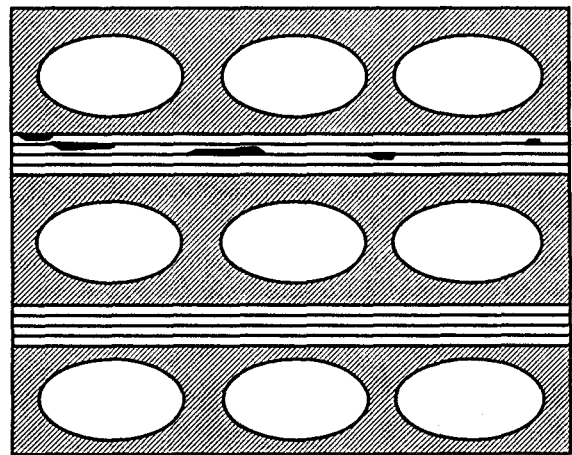
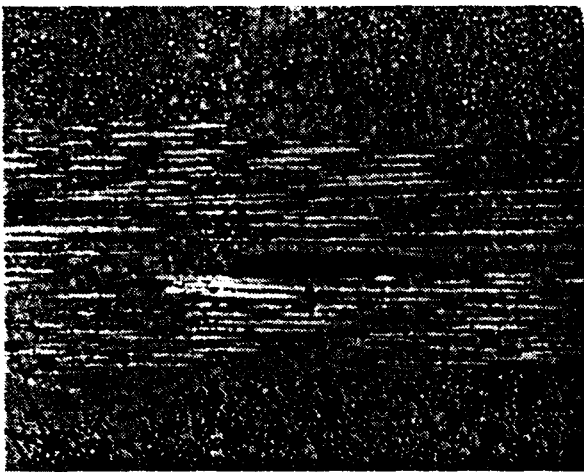


Fig. 4.17: Composite bidirectionnel 0/90° - Porosité dans les mèches perpendiculaires

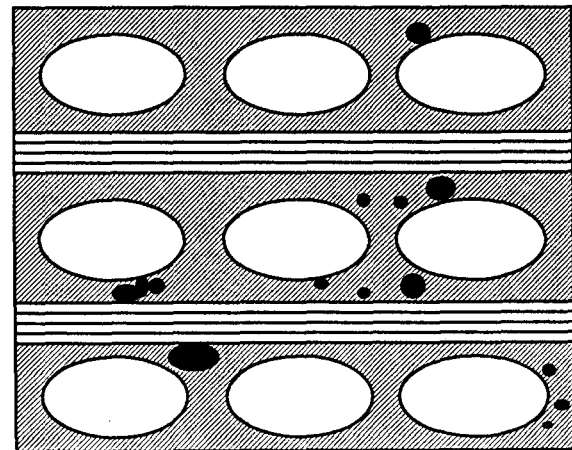
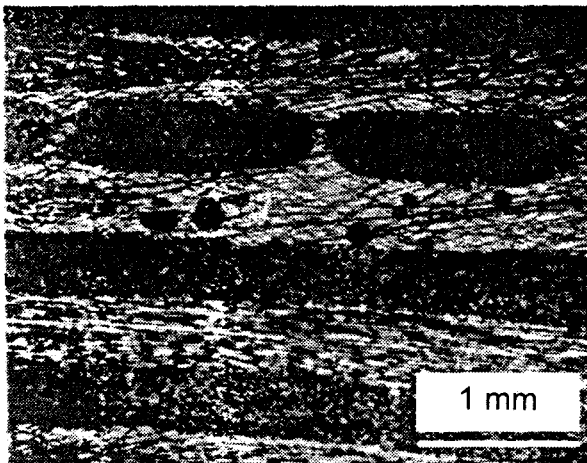


Fig. 4.18: Composite bidirectionnel 0/90° - Porosité dans la matrice en dehors des mèches

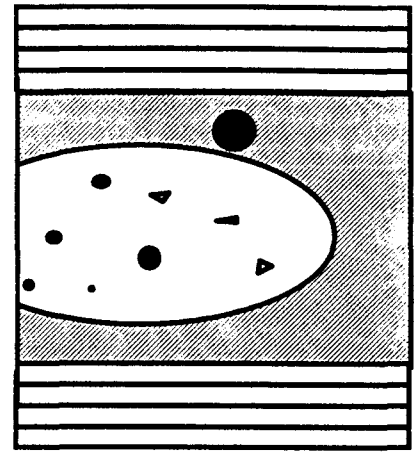
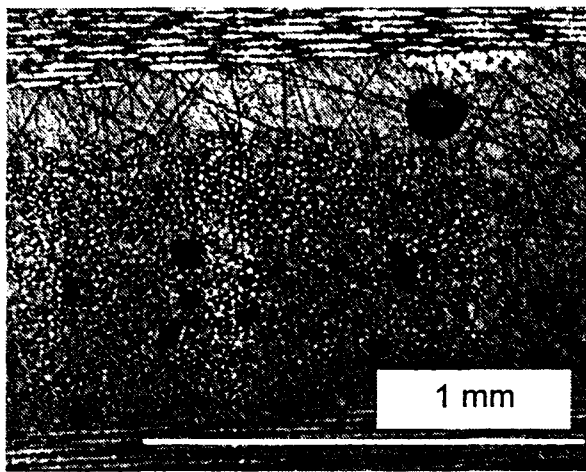


Fig. 4.19: Composite bidirectionnel 0/90° - Porosité dans et en dehors des mèches

Dans le cas des composites unidirectionnels, les légères fluctuations de taux de fibres observées le long de la poutre (cf. 4.1.2) conduisent à distinguer:

- d'une part, les taux de fibres élevés (68% en masse) pour lesquels on distingue des espaces inter-mèches (paquets de fibres cernés de résine). Les porosités sont alors principalement de type microscopique, de géométrie cylindrique (parallèle aux fibres) et localisées dans la matrice (fig. 4.20) ou, majoritairement (60 à 65%) dans les mèches (fig. 4.21 et 4.22).
- d'autre part, les taux de fibres très élevés (>71% en masse) pour lesquels la notion de mèche ne peut plus être définie (fig. 4.23). Des porosités microscopiques de géométrie cylindrique apparaissent alors avec des distributions plus ou moins homogènes.

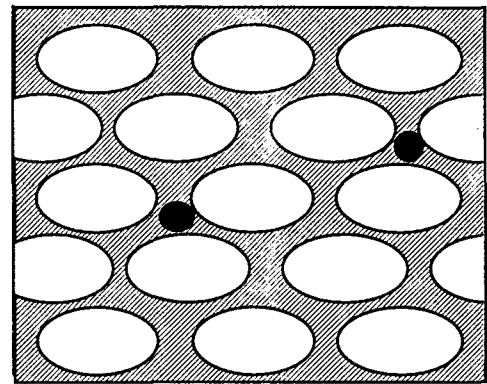
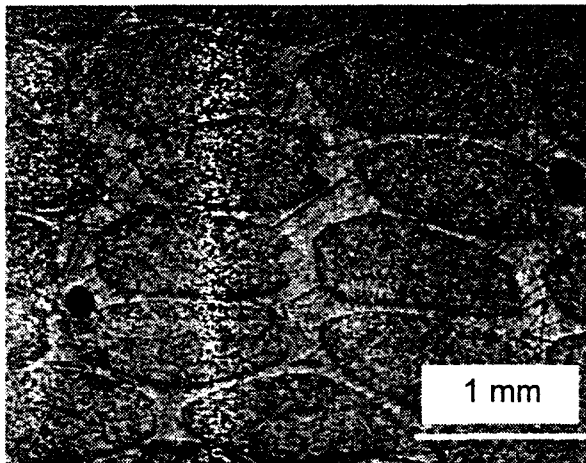


Fig. 4.20: Composite unidirectionnel - Porosité dans la matrice en dehors des mèches

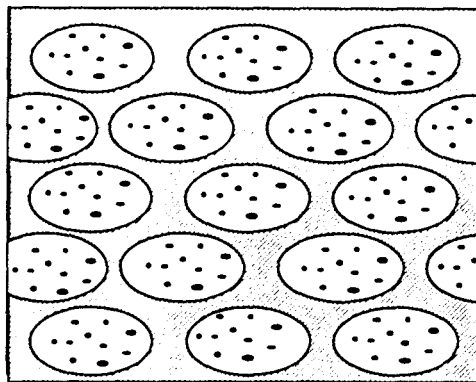
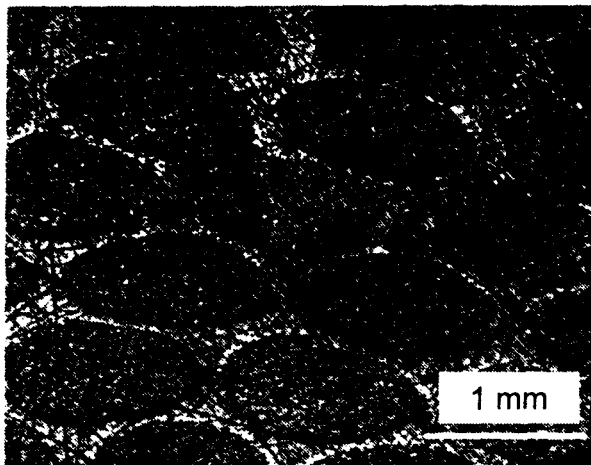


Fig. 4.21: Composite unidirectionnel - Microporosité dans les mèches parallèles (coupe perpendiculaire à la direction des fibres)

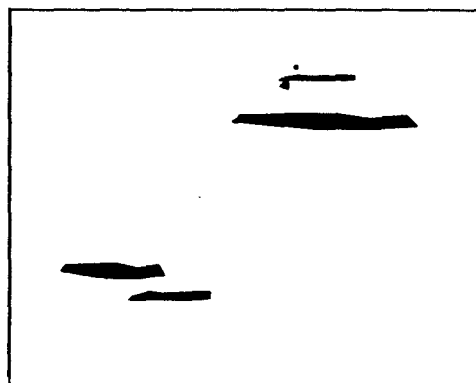
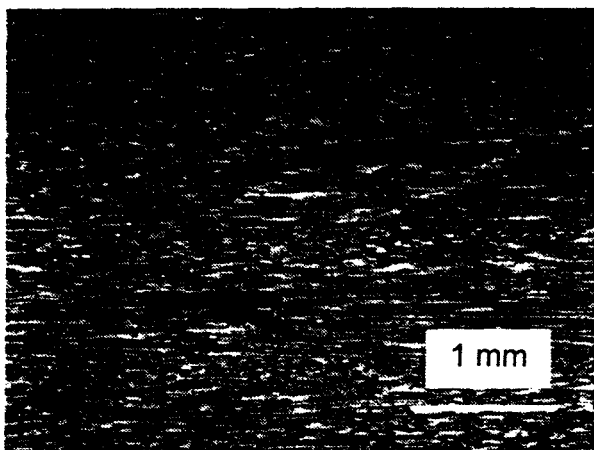


Fig. 4.22: Composite unidirectionnel - Porosité dans les mèches parallèles (coupe parallèle à la direction des fibres)

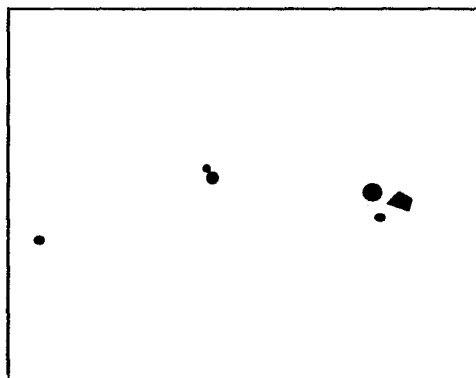
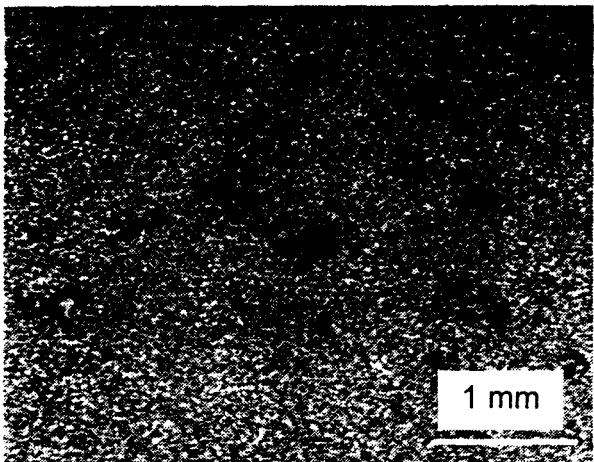


Fig. 4.23: Composite unidirectionnel - Porosité pour des taux de fibres élevés

Il résulte de l'analyse précédente que les porosités générées au sein des pièces en composites moulées par RTM sont plutôt de type cylindrique, orientées parallèlement aux fibres et localisées soit dans les mèches de renfort, soit autour des mèches dans la matrice. Le cas des macroporosités interlaminaires est marginal et ne concerne que les composites bidirectionnels du fait de leur structure particulière (entrecroisements de fibres piégeant les volatiles).

4.2.1.2. Influence des porosités sur les performances en cisaillement interlaminaire

Après avoir analysé l'influence des paramètres de mise en oeuvre sur les taux et typologies de porosité dans les composites RTM, il s'agit de s'intéresser, ici, à l'incidence de ces défauts sur les propriétés mécaniques, en l'occurrence sur la résistance au cisaillement interlaminaire, dont on a montré qu'il s'agissait de la propriété mécanique la plus sensible aux porosités (cf. Chapitre 3). Le schéma de découpe des éprouvettes a été présenté au § 4.1. et la méthode de caractérisation mécanique est celle décrite au § 2.4.1. On distinguera dans l'analyse les éprouvettes uni et bidirectionnelles, mais on ne distinguera pas, dans ces types de composites, les taux volumiques de renfort, sachant d'une part qu'ils sont très peu différents (cf. § 4.1.), d'autre part qu'ils affectent peu, dans la gamme de leur variation, la résistance au cisaillement interlaminaire (cf. Chapitre 1 et § 4.2.2.). La figure 4.24 montre les résultats obtenus en terme de résistance au cisaillement interlaminaire en fonction du taux volumique de porosité du composite.

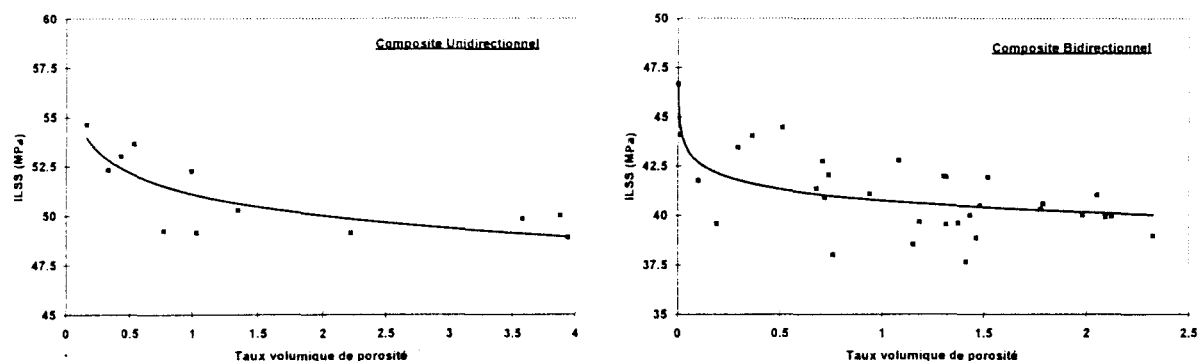


Fig. 4.24. : Influence du taux volumique de porosité sur la résistance au cisaillement interlaminaire de composites fabriqués par RTM

La résistance au cisaillement interlaminaire des composites bidirectionnels est plus faible, de l'ordre de 10 MPa à taux volumique de porosité donné, que celle des composites unidirectionnels. Elle varie de 45 à 55 Mpa (respectivement de 38 à 48 Mpa) pour les composites unidirectionnels (respectivement bidirectionnels). De plus, quel que soit le type de composite, on observe une décroissance rapide de la résistance au cisaillement interlaminaire aux faibles taux de porosité, plus lente aux taux de porosité élevés. La longueur de la zone de forte sensibilité aux taux volumique de porosité de la résistance au cisaillement interlaminaire est plus étroite pour les composites bidirectionnels que pour les composites unidirectionnels.

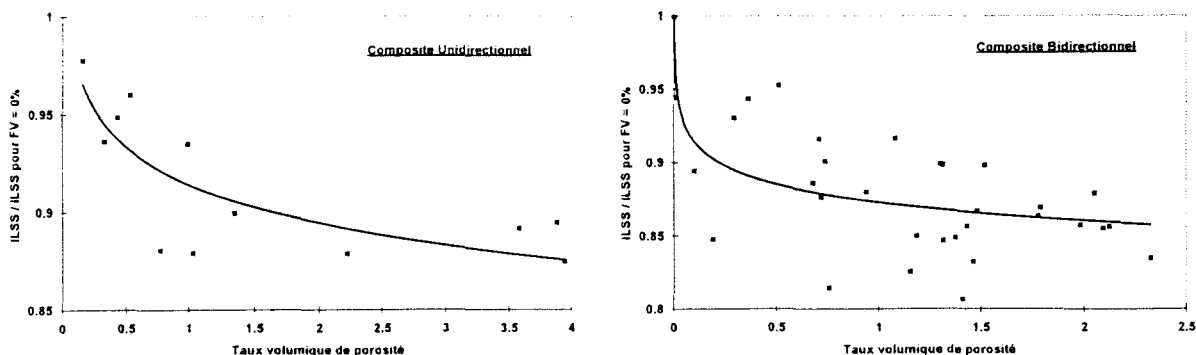


Fig. 4.25. : Sensibilité au taux volumique de porosité de la résistance au cisaillement interlaminaire de composites fabriqués par RTM

Par ailleurs, la chute relative de résistance au cisaillement interlaminaire en fonction du taux volumique de porosité est plus importante pour les composites bidirectionnels (cf. Fig. 4.25). Un taux volumique de porosité de 2% se traduit par une chute de résistance au cisaillement interlaminaire voisine de 10% pour un composite unidirectionnel et de l'ordre de 14% pour un composite bidirectionnel.

4.2.2. Analyse théorique

4.2.2.1. Objectif

L'analyse expérimentale de la typologie des porosités précédemment réalisée en 4.2.1.1. a montré que coexistaient dans les composites industriels différents types de porosités qu'il convient de distinguer:

- porosités microscopiques dans la matrice au sein des mèches de fibres
- porosités micro- ou macroscopiques dans la matrice à l'extérieur des mèches
- porosités macroscopiques interlaminaires.

L'objet de cette partie est de prendre en compte autant que faire se peut ces différents types de porosités dans les calculs de prévision des propriétés mécaniques de composites unidirectionnels. Deux approches peuvent être adoptées.

La première est directement dérivée de l'analyse micromécanique proposée par Greszczuk, qui calcule les concentrations de contraintes locales dues aux filaments de renfort d'une part, aux porosités d'autre part puis à leur interaction. Cette modélisation, mise en oeuvre en 4.2.2.2.1, permet de prendre en compte les porosités microscopiques au sein de la résine mais ne tient pas compte de l'existence de mèches (paquets de filaments) dans le composite et ne distingue pas les porosités situées à l'intérieur des mèches des porosités situées dans la matrice, notamment à l'extérieur des mèches.

La seconde approche adoptée est inspirée des modèles de Hashin et Aboudi et consiste à séparer l'influence de la porosité située au sein des mèches de fibres de celle située à l'extérieur des mèches. Cette démarche est mise en oeuvre en 4.2.2.2.2.

Les résultats théoriques de ces deux modélisations, pour des cas proches des cas expérimentaux présentés précédemment sur composites unidirectionnels, sont comparés au § 4.2.2.2.3., dans lequel on insiste sur l'éventuel intérêt de la prise en compte de l'influence séparée des deux types de porosité sur la résistance au cisaillement interlaminaire du composite.

Le § 4.2.2.2.4. est consacré à la comparaison de résultats expérimentaux (sur résine pure, issus de la bibliographie et des plaques injectées par RTM) et de ceux des deux modélisations, compte tenu, dans ce dernier cas, des typologies de porosités mises en évidence au § 4.2.1.1.

4.2.2.2. Modèles analytiques

4.2.2.2.1. Analyse micromécanique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels (modèles de GRESZCZUK)

Si l'on considère la dispersion des résultats expérimentaux, la formulation d'un critère de rupture prévoyant la résistance transverse ou en cisaillement de composites est loin d'être simple. Néanmoins, une étude de la microstructure des matériaux considérés permet à la fois d'expliquer la dispersion des résultats expérimentaux et de fournir les bases pour la formulation d'un critère de rupture. Les composites comportent en effet en pratique des porosités au sein de la matrice, des vides contigus aux fibres et des fibres inefficaces, i.e. des fibres non adhérentes ou se désolidarisant de la matrice lors d'un chargement initial (qui sont autant de contributions à la porosité efficace). Ces porosités et fibres inefficaces affectent de manière très complexe la résistance transverse et la résistance au cisaillement des matériaux. Ces propriétés sont cependant gouvernées moins par l'influence de la seule porosité que par l'interaction entre l'influence de la porosité et celle des fibres. En effet, la présence de fibres dans la résine induit au sein de celle-ci des concentrations de contraintes triaxiales lorsque le composite est soumis à un chargement, notamment à un chargement transverse. Si la résine contient en outre des porosités, les concentrations de contraintes sont amplifiées. Ainsi, la résistance du composite est gouvernée par le produit des concentrations de contraintes dues aux fibres et aux vides, plutôt que par les concentrations de contraintes résultant des fibres ou des vides seuls. La figure 4.26 illustre dans le cas du chargement transverse d'un composite unidirectionnel l'importance de prendre en compte l'interaction des contraintes locales résultant de la présence des fibres et des porosités.

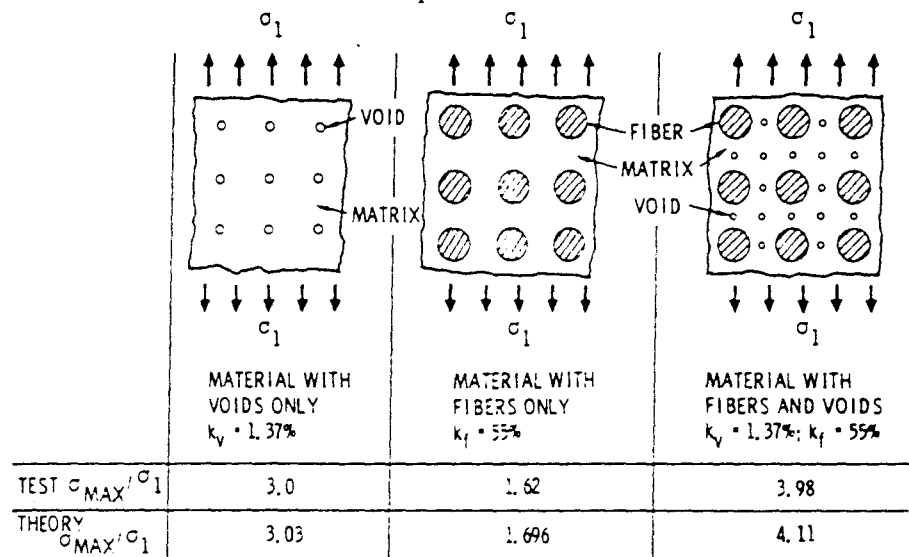


Fig. 4.26: Interaction entre les contraintes dues aux fibres et aux vides [Gre74a]

(k_v = taux volumique de vides, k_f = taux volumique de fibres, σ_1 = contrainte transverse appliquée, σ_{max} = contrainte locale maximale résultante)

En utilisant une approche schématisée figure 4.27, GRESZCZUK [Gre71, Gre74a] propose des critères de rupture approchés permettant de prédire la résistance transverse et la résistance au cisaillement de composites unidirectionnels à partir des propriétés de leurs constituants (fibres et résine) et en prenant en compte les fractions volumiques:

- des constituants (fibres et résine)
- de la porosité
- des fibres inefficaces,

ceci en calculant les concentrations de contraintes multiaxiales résultant:

- des fibres
- des porosités

- de l'interaction entre fibres et porosités.

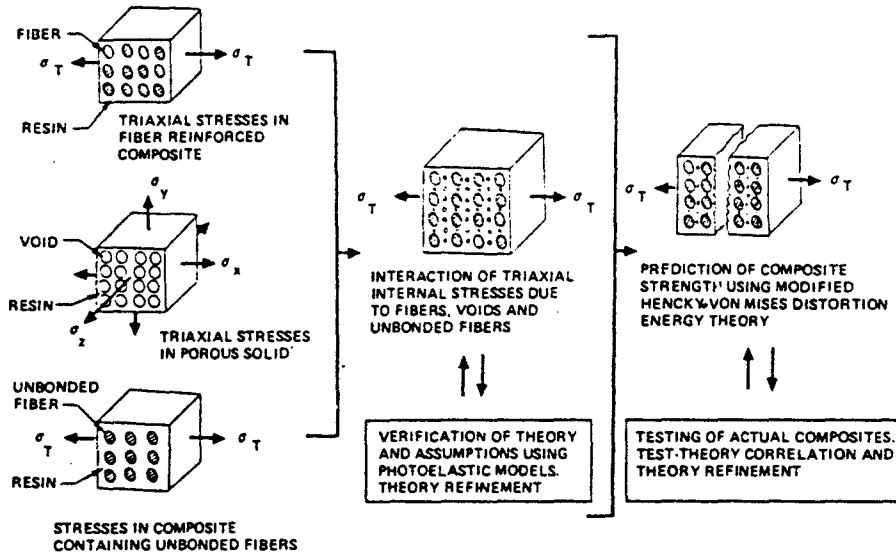


Fig. 4.27: Approche retenue pour l'étude de la résistance transverse (et en cisaillement) [Gre74a]

4.2.2.1.1. Concentrations de contraintes dues aux fibres

On s'intéresse dans un premier temps à un composite unidirectionnel exempt de porosités et l'on cherche à calculer les concentrations de contraintes dues aux fibres seules [Gre70].

Dans le cas d'un chargement en traction transverse, en faisant l'hypothèse - vérifiée en pratique - d'une répartition carrée de fibres cylindriques élastiques noyées dans la résine (figure 4.28), il apparaît que les contraintes locales interfibres sont maximales à mi-distance entre les fibres (pour une fraction volumique de fibres k_f supérieure à 30%). La distribution de contraintes interfibres est représentée figure 4.29 pour une plaque contenant des inclusions cylindriques (fibres ou autres). Il apparaît que les contraintes locales triaxiales dans la matrice σ_x, σ_y et σ_z décroissent au fur et à mesure que l'on s'éloigne du point médian interfibres (point 0 sur la figure 4.28) [Gre71].

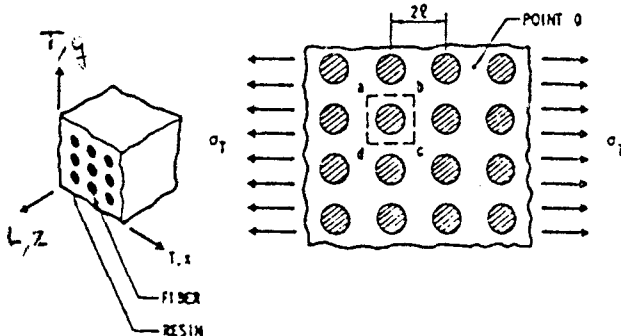


Fig. 4.28: Modèle de répartition carrée de fibres [Gre71]

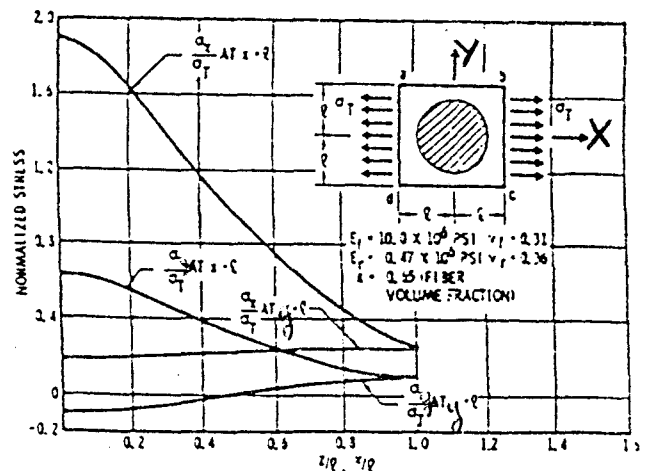
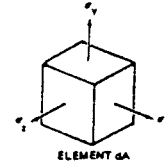
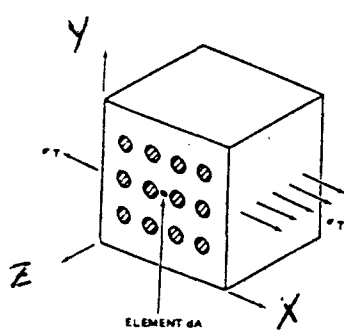


Fig. 4.29: Distribution des contraintes locales interfibres dans une plaque contenant des inclusions cylindriques [Gre71]

E_f/E_r	$k_f = 40\%$			$k_f = 55\%$			$k_f = 70\%$			$k_f = 75\%$			$k_f = 78\%$		
	K_x	K_z	K_y	K_x	K_z	K_y	K_x	K_z	K_y	K_x	K_z	K_y	K_x	K_z	K_y
5	1.464	0.619	0.633	1.434	0.645	0.651	1.410	0.661	0.663	1.405	0.666	0.666	1.403	0.669	0.558
10	1.595	0.762	0.770	1.602	0.793	0.794	1.652	0.837	0.833	1.686	0.859	0.854	1.713	0.976	0.870
20	1.669	0.847	0.851	1.727	0.893	0.893	1.908	0.999	0.995	2.036	1.070	1.064	2.148	1.132	1.125
40	1.705	0.892	0.894	1.805	0.953	0.953	2.136	1.136	1.133	2.425	1.292	1.287	2.740	1.462	1.456
100	1.725	0.918	0.919	1.859	0.993	0.993	2.349	1.259	1.257	2.900	1.555	1.553	3.778	2.028	2.024
200	1.731	0.926	0.927	1.877	1.007	1.007	2.441	1.311	1.310	3.163	1.700	1.698	4.697	2.525	2.522
400	1.733	0.931	0.931	1.887	1.014	1.014	2.493	1.341	1.340	3.332	1.792	1.791	5.597	3.012	3.010



$$K_x = \sigma_x / \sigma_T$$

$$K_y = \sigma_y / \sigma_T$$

$$K_z = \sigma_z / \sigma_T$$

E_f = Young's modulus of fibers
 E_r = Young's modulus of resin
 k_f = Fiber volume fraction
 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ = Stresses in the resin
 σ_T = Remotely applied stress

Fig. 4.30: Facteurs de concentration de contraintes locales triaxiales au sein de la matrice, dues aux fibres, pour un composite soumis à un chargement en traction transverse [Gre71, Gre74a]

G_f/G_r	$k_f = 40\%$		$k_f = 55\%$		$k_f = 70\%$		$k_f = 75\%$		$k_f = 78\%$	
	τ_M / τ_{LT}	τ_m / τ_{LT}	τ_M / τ_{LT}	τ_m / τ_{LT}	τ_M / τ_{LT}	τ_m / τ_{LT}	τ_M / τ_{LT}	τ_m / τ_{LT}	τ_M / τ_{LT}	τ_m / τ_{LT}
5.63	1.44	0.69	1.48	0.55	1.54	0.42	1.57	0.38	1.60	0.35
11.27	1.54	0.63	1.63	0.47	1.81	0.32	1.92	0.26	2.02	0.25
22.5	1.60	0.60	1.74	0.42	2.06	0.25	2.31	0.19	2.58	0.15
45.0	1.63	0.58	1.80	0.40	2.25	0.22	2.70	0.15	3.31	0.14
112.5	1.65	0.57	1.84	0.39	2.41	0.20	3.10	0.13	4.49	0.07
225.0	1.66	0.57	1.85	0.38	2.47	0.19	3.29	0.12	5.40	0.05
450.0	1.66	0.57	1.86	0.38	2.51	0.18	3.41	0.11	6.19	0.03
1127.0	1.67	0.57	1.87	0.38	2.53	0.18	3.48	0.11	6.89	0.04

τ_M - Maximum shear stress (at Point "A")
 τ_m - Shear stress (at Point "A")
 τ_{LT} - Remotely applied shear stress
 G_f - Shear modulus of fiber
 G_r - Shear modulus of resin
 k - Fiber volume fraction

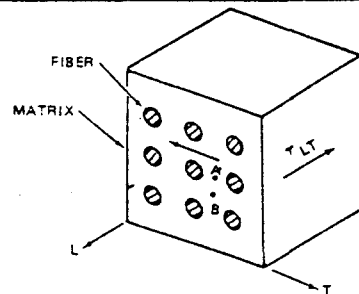


Fig. 4.31: Facteurs de concentration de contraintes de cisaillement au sein de la matrice, dues aux fibres, pour un composite soumis à un chargement en cisaillement [Gre74a]

La figure 4.30 donne, en fonction du taux volumique de fibre k_f et du rapport des modules d'Young des constituants, les valeurs maximales (au point 0) des facteurs de concentration de contraintes locales triaxiales K_x , K_y et K_z au sein de la matrice, dues aux fibres, pour un composite soumis à un chargement en traction transverse σ_T , sachant que par définition:

$$K_x = \sigma_x / \sigma_T \quad K_y = \sigma_y / \sigma_T \quad \text{et} \quad K_z = \sigma_z / \sigma_T \quad \{1\}$$

De la même manière, la figure 4.31 donne, en fonction du taux volumique de fibre k_f et du rapport des modules de Coulomb des constituants, les valeurs maximales du facteur de concentration de contraintes locales de cisaillement K_{xz} au sein de la matrice, dues aux fibres, pour un composite soumis à un chargement en cisaillement plan τ_{LT} , sachant que par définition:

$$K_{xz} = \tau_M / \tau_{LT} \quad \{2\}$$

où τ_M est la contrainte de cisaillement locale maximale.

En appliquant alors un critère de rupture du type Von-Mises, il devient alors possible de prévoir la résistance du composite [Gre71]. Dans le cas d'un chargement transverse par exemple:

$$F_r^2 = \sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x \sigma_y - \sigma_x \sigma_z - \sigma_y \sigma_z \quad \{3\}$$

où F_r est la résistance en traction de la résine, σ_x , σ_y et σ_z les contraintes locales triaxiales au sein de la résine résultant de l'application d'un chargement externe en traction transverse σ_T . En remplaçant σ_x , σ_y et σ_z par leurs expressions en fonction de K_x , K_y , K_z et de la résistance en traction transverse du composite σ_T , il vient (figure 4.32):

$$\sigma_T = F_r \left(K_x^2 + K_y^2 + K_z^2 - K_x K_y - K_x K_z - K_y K_z \right)^{\frac{1}{2}} \quad \{4\}$$

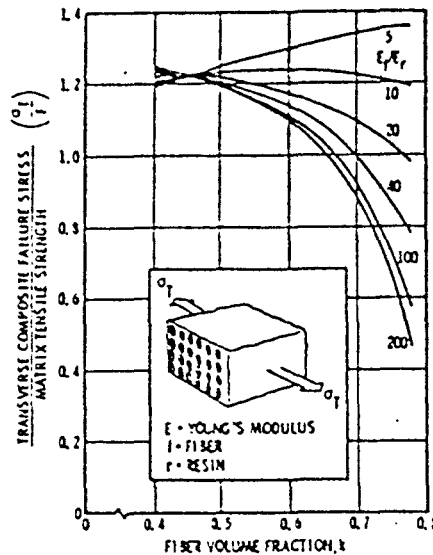


Fig.4.32: Influence des caractéristiques des constituants sur la résistance en traction transverse d'un composite unidirectionnel [Gre71]

4.2.2.2.1.2. Concentrations de contraintes dues aux porosités

Dans la mesure cependant où les composites réels comportent des vides (ou porosité), il est néanmoins nécessaire d'établir quelle est l'influence de ce type de défaut sur la

résistance du matériau. La porosité affecte en effet à la fois la distribution des contraintes locales interfibres et la résistance F_r ou τ_r de la matrice [Gre71].

Les contraintes locales interfibres sont en fait affectées par la diminution des modules d'Young ou de Coulomb de la résine engendrée par la présence de vides ce qui peut s'exprimer par les équations suivantes:

* dans le cas d'un solide contenant une répartition cubique de porosités sphériques de même taille:

$$\bar{E}_r = E_r \left[\frac{2}{\sqrt{\pi(1-\zeta^2)}} \tan^{-1} \frac{\zeta}{\sqrt{1-\zeta^2}} + 1 - \frac{2\zeta}{\sqrt{\pi}} \right]^{-1} \quad \text{avec} \quad \zeta^2 = \frac{\pi}{4} \left(\frac{6}{\pi} k_v \right)^{\frac{2}{3}} \quad \{5\}$$

* dans le cas d'un solide contenant une répartition carrée de porosités cylindriques de même taille:

$$\bar{E}_{r1} = \bar{E}_{r2} = E_r \left[\frac{2}{\sqrt{1-\lambda^2}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1+\lambda}{1-\lambda}} - \frac{\pi}{2} - \frac{1-\lambda}{1-\frac{\pi}{4}\lambda^2} \right]^{-1} \quad \text{avec} \quad \lambda^2 = \frac{4}{\pi} k_v \quad \{6\}$$

$$\bar{E}_{r3} = (1-k_v)E_r = \left(1 - \frac{\pi}{4}\lambda^2\right)E_r \quad \{7\}$$

$$\bar{G}_{r13} = \bar{G}_{r23} = G_r \left[\frac{2}{\sqrt{1-\lambda^2}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1+\lambda}{1-\lambda}} + 1 - \lambda - \frac{\pi}{2} \right]^{-1} \quad \{8\}$$

$$\bar{G}_{r12} = G_r (1+\nu_r) \left[\frac{2}{\sqrt{1-2\lambda^2}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1+\sqrt{2}\lambda}{1-\sqrt{2}\lambda}} - \frac{\pi}{2} + \frac{1-\sqrt{2}\lambda}{1-\frac{\pi}{2}\lambda^2} \right]^{-1} \left[1 + \nu_r \left(1 - \frac{\pi}{2}\lambda^2 \right) \right]^{-1} \quad \{9\}$$

où $\bar{E}_{rj}$ et $\bar{G}_{rj}$ sont les modules de la résine poreuse, E_r , G_r et ν_r les modules et coefficient de Poisson de la résine exempte de porosité, k_v la fraction volumique de vides. On notera que $k_v = V_v / (V_r + V_v)$ doit être remplacé par:

$$k_v / (1-\bar{k}) = V_v / (V_r + V_v) \quad \text{soit} \quad \lambda^2 = \frac{4}{\pi} \left(\frac{k_v}{1-\bar{k}} \right) \quad \{10\}$$

pour tenir compte de la présence de fibres dans le cas d'un composite. Dans ce cas, $\bar{k}$ est la fraction volumique réelle de fibres reliée à la fraction volumique apparente de fibres k par:

$$\bar{k} = (1-k_v) k \quad \{11\}$$

En d'autre termes, si V_v , V_f et V_r sont respectivement les volumes de vides, de fibres et de résine au sein du composite, ϕ_f et ϕ_r les fractions massiques et ρ_f et ρ_r les densités de fibres et de résine:

$$k_v = \frac{V_v}{V_v + V_f + V_r} \quad \bar{k} = \frac{V_f}{V_v + V_f + V_r} \quad k = \frac{V_f}{V_f + V_r} = \left(1 + \frac{\phi_r \rho_f}{\phi_f \rho_r} \right)^{-1} \quad \{12\}$$

La résistance d'un matériau poreux (pores de même taille) homogène soumis à un chargement uniaxial (respectivement en cisaillement) est donné quant à elle par les équations suivantes (fig. 4.33) en fonction de la résistance F (ou τ) du matériau non poreux:

Répartition cubique de porosités sphériques:

$$F_s = F \left[1 - \frac{\pi}{4} \left(\frac{6k_v}{\pi} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \quad \text{en traction}$$

$$\tau_s = \tau \left[1 - \frac{\pi}{4} \left(\frac{6k_v}{\pi} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \quad \text{en cisaillement}$$

{13}

Répartition carrée de porosités cylindriques:

$$F_c = F \left[1 - \left(\frac{4k_v}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \right] \quad \text{en traction}$$

$$\tau_c = \tau \left[1 - \left(\frac{4k_v}{\pi} \right)^{\frac{1}{2}} \right] \quad \text{en cisaillement}$$

{14}

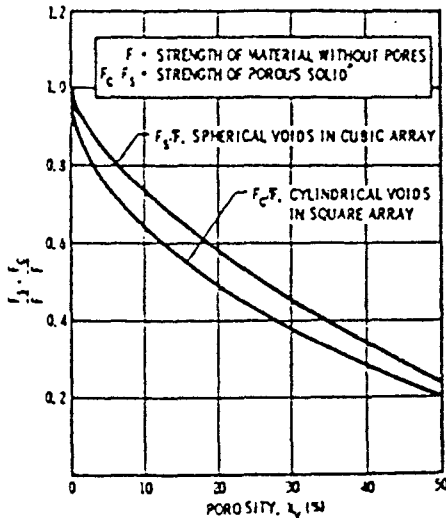


Fig.4.33: Influence de la géométrie et du taux de porosité sur la résistance d'un solide homogène [Gre71]

Dans un composite réel, constitué de fibres et de résine, sollicité en traction transverse (σ_T), la résine est en fait soumise localement, on l'a vu en .1, à un chargement triaxial (σ_1 , σ_2 , σ_3), en raison des concentrations de contraintes dues aux fibres. En conséquence, si la matrice contient des porosités, ce solide poreux est soumis à un état de contrainte triaxial. De ce fait, la résistance d'un composite constitué de fibres, de résine et de vides est gouvernée à la fois par les contraintes triaxiales causées par les fibres et par les concentrations de contraintes que les contraintes précitées induisent autour des vides.

Dans le cas d'un solide poreux homogène contenant une répartition carrée de vides cylindriques et soumis à un chargement triaxial σ_1 , σ_2 et σ_3 (figure 4.34), les contraintes maximales au sein de la résine sont alors données par les équations approchées suivantes, issues d'une approche similaire à celle présentée dans la référence [Gre70]:

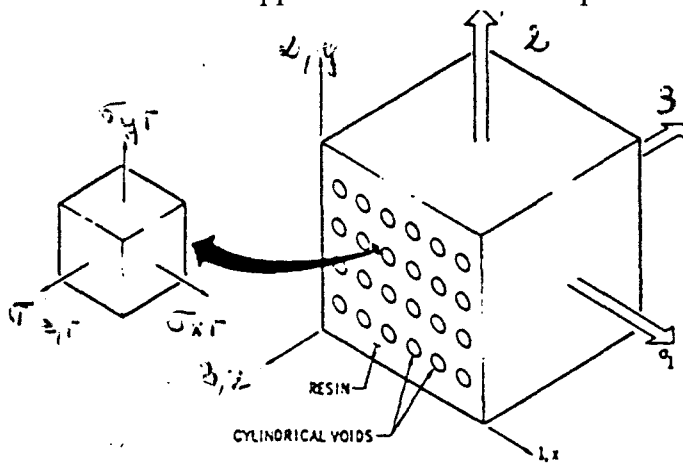


Fig.4.34: Solide poreux homogène soumis à un chargement triaxial [Gre71]

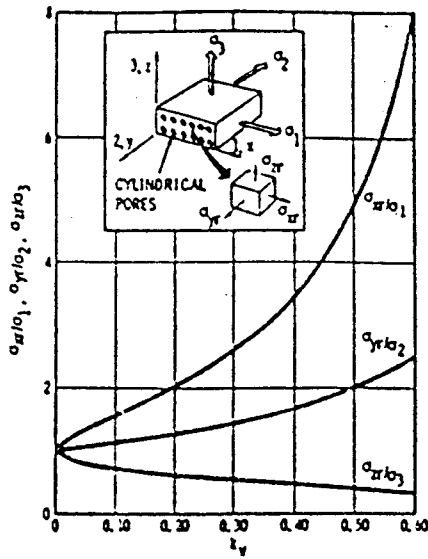
$$\sigma_{xr} = \frac{\sigma_1}{1 - \left[\frac{4V_v}{\pi(V_v + V_r)} \right]^{\frac{1}{2}}}$$

$$\sigma_{yr} = \frac{\left(1 - \left[\frac{4V_v}{\pi(V_v + V_r)} \right]^{\frac{1}{2}} \right) \sigma_2}{1 - \frac{V_v}{(V_v + V_r)}}$$

$$\sigma_{zr} = \frac{\sigma_3}{1 - \frac{V_v}{(V_v + V_r)}}$$

{15}

Ces expressions représentent les contraintes s'exerçant sur un élément de résine situé à mi-distance entre les vides, tel qu'indiqué figure 4.34. Leur variation en fonction du taux de porosité k_v est donnée figure 4.35.



$\sigma_{xr}, \sigma_{yr}, \sigma_{zr}$ = Contraintes locales induites dans la résine

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ = Contraintes externes appliquées

k_v = fraction volumique de vides cylindriques

Fig.4.35: Contraintes triaxiales générées au sein d'une résine comportant une distribution carrée de vides [Gre71]

4.2.2.2.1.3. Interactions fibres / porosités

On connaît ainsi:

- * les contraintes locales triaxiales générées dans un composite (fibre + résine) soumis à un chargement transverse uniaxial σ_T ,
- * les contraintes locales triaxiales générées dans un solide poreux (résine + vides) soumis à un chargement triaxial.

Les concentrations de contraintes dans un composite (fibres + résine + vides) tenant compte de l'interaction des contraintes internes dues aux fibres et aux vides peuvent être obtenues par superposition. Pour un composite triphasique contenant fibres, résine et porosités soumis à un chargement transverse σ_T , on a alors:

$$\sigma_1 \equiv \bar{\sigma}_x = \bar{K}_x \cdot \sigma_T \quad \sigma_2 \equiv \bar{\sigma}_y = \bar{K}_y \cdot \sigma_T \quad \sigma_3 \equiv \bar{\sigma}_z = \bar{K}_z \cdot \sigma_T \quad \{16\}$$

où $\bar{\sigma}_x, \bar{\sigma}_y$ et $\bar{\sigma}_z$ sont les contraintes locales triaxiales interfibres sollicitant la résine poreuse (données fig.x.5) et $\bar{K}_x, \bar{K}_y$ et $\bar{K}_z$ les concentrations de contraintes résultantes, les barres situées au dessus des différents termes signifiant que les expressions ont été évaluées pour $\bar{E}_r$ et $\bar{k}$, c'est à dire en prenant en compte la présence de porosités. Dans le cas d'un chargement transverse σ_T , les contraintes locales au sein de la résine deviennent alors:

$$\bar{\sigma}_{xr} = \frac{\bar{K}_x \cdot \sigma_T}{1 - \left[\frac{4k_v}{\pi(1-\bar{k})} \right]^{\frac{1}{2}}} \quad \bar{\sigma}_{yr} = \frac{\left(1 - \left[\frac{4k_v}{\pi(1-\bar{k})} \right]^{\frac{1}{2}} \right) \bar{K}_y \cdot \sigma_T}{1 - \frac{k_v}{1-\bar{k}}} \quad \bar{\sigma}_{zr} = \frac{\bar{K}_z \cdot \sigma_T}{1 - \frac{k_v}{1-\bar{k}}} \quad \{17\}$$

On notera que $k_v = V_v / (V_r + V_v)$ a été remplacé par $k_v/(1-\bar{k}) = V_v / (V_r + V_v)$ pour tenir compte de la présence de fibres.

La résistance finale d'un solide poreux renforcé de fibres et soumis à un chargement transverse devient alors:

$$\sigma_T = F_r \left(\bar{\sigma}_{xr}^2 + \bar{\sigma}_{yr}^2 + \bar{\sigma}_z^2 - \bar{\sigma}_{xr} \bar{\sigma}_{yr} - \bar{\sigma}_{xr} \bar{\sigma}_z - \bar{\sigma}_{yr} \bar{\sigma}_z \right)^{\frac{1}{2}} \quad \{18\}$$

où F_r est la résistance en traction de la résine.

La résistance en cisaillement pourrait être évaluée par une approche analogue.

4.2.2.2.1.4. *Prise en compte des fibres inefficaces*

L'analyse de la microstructure d'un composite montre qu'il convient de distinguer différents types de vides:

- les vides macroscopiques, pour lesquels il existe une contiguïté fibres / vides,
- les vides microscopiques, dont la taille est telle qu'ils n'entrent pas en contact avec les fibres
- les vides à volume nul (ou vide d'interface), correspondant à des cavités cylindriques comblées par des fibres décollées de volume équivalent.

En particulier dans les composites présentant un taux de vide élevé, de nombreuses porosités sont contiguës aux fibres. Il est logique de penser que les fibres situées à la périphérie de ces porosités seront inefficaces dans le contrôle du comportement du matériau, en regard de celle totalement enrobées de résine. En outre, si un composite est soumis à un chargement transverse, les fibres "périphériques" seront sujettes à une décohésion de la matrice, mais à une charge très inférieure à celle qui cause la rupture finale du matériau. En conséquence, la charge à la rupture sera fonction non seulement du taux volumique de vide (micro- et macroscopique) mais également du volume occupé par les fibres décollées.

Le taux volumique de vides macroscopiques et microscopiques k_v peut être mesuré par les techniques classiques (gravimétrie par exemple). Ces techniques ne sont cependant pas applicables à la détermination du volume des vides comblés par les fibres décollées ou qui le seront lors des essais mécaniques. Une méthode de détermination de cette fraction volumique de fibres inefficaces est proposée par GRESZCZUK [Gre71], référence à laquelle on se reportera pour plus de détails.

Dans ce contexte, il convient donc de corriger les calculs de concentrations de contraintes dues aux fibres et aux vides précédemment présentés comme suit. En notant:

$k = V_f / (V_r + V_f)$	la fraction volumique apparente totale de fibres (efficaces et inefficaces),
$\bar{k} = V_f / (V_r + V_v + V_f)$	la fraction volumique réelle totale de fibres (efficaces et inefficaces),
$k_v = V_v / (V_r + V_v + V_f)$	la fraction volumique de vides (macro- et microscopiques) mesurée,
$k_{if} = V_{if} / (V_r + V_f)$	la fraction volumique apparente de fibres inefficaces,
$\bar{k}_{if} = V_{if} / (V_r + V_v + V_f)$	la fraction volumique réelle de fibres inefficaces,
$k_v + \bar{k}_{if} = (V_{if} + V_v) / (V_r + V_v + V_f)$	la fraction volumique réelle de porosité efficace,
$\bar{k} - \bar{k}_{if} = (V_f + V_{if}) / (V_r + V_v + V_f)$	la fraction volumique réelle de fibres efficaces,
et $\bar{K}_x$, $\bar{K}_y$ et $\bar{K}_z$ les facteurs de concentration de contraintes dues aux fibres efficaces, on a:	

$$\bar{\sigma}_x^* = \bar{K}_x^* \cdot \sigma_T \quad \bar{\sigma}_y^* = \bar{K}_y^* \cdot \sigma_T \quad \bar{\sigma}_z^* = \bar{K}_z^* \cdot \sigma_T \quad \{19\}$$

où $\bar{\sigma}_x^*$, $\bar{\sigma}_y^*$ et $\bar{\sigma}_z^*$ sont les contraintes locales triaxiales interfibres sollicitant la résine poreuse (données fig.4.30). Dans le cas d'un chargement transverse σ_T , les contraintes locales au sein d'une résine contenant des fibres efficaces, des fibres inefficaces et des porosités deviennent alors:

$$\bar{\sigma}_{xr}^* = \frac{\bar{K}_x^* \cdot \sigma_T}{1 - \left[\frac{4(k_v + \bar{k}_{if})}{\pi(1 - \bar{k} + \bar{k}_{if})} \right]^{\frac{1}{2}}} \quad \bar{\sigma}_{yr}^* = \frac{\left(1 - \left[\frac{4(k_v + \bar{k}_{if})}{\pi(1 - \bar{k} + \bar{k}_{if})} \right]^{\frac{1}{2}} \right) \bar{K}_y^* \cdot \sigma_T}{1 - \frac{k_v + \bar{k}_{if}}{1 - \bar{k} + \bar{k}_{if}}} \quad \bar{\sigma}_z^* = \frac{\bar{K}_z^* \cdot \sigma_T}{1 - \frac{k_v + \bar{k}_{if}}{1 - \bar{k} + \bar{k}_{if}}} \quad \{20\}$$

$$\text{avec } \lambda^{*2} = \frac{4(k_v + \bar{k}_{if})}{\pi[1 - (\bar{k} - \bar{k}_{if})]}$$

On notera que l'on tient compte ici du taux volumique réel de porosité efficace $k_v + \bar{k}_{if}$, du taux volumique réel de fibres efficaces $\bar{k} - \bar{k}_{if}$. De même, les facteurs de concentration de contraintes dues aux fibres efficaces $\bar{K}_x^*$, $\bar{K}_y^*$ et $\bar{K}_z^*$ ont été évalués en tenant compte des corrections de taux de fibre et de vide, c'est à dire pour un module de résine corrigé $\bar{E}_r^*$.

La résistance finale d'un solide poreux renforcé de fibres et soumis à un chargement transverse devient alors:

$$\sigma_T = F_r \left(\bar{\sigma}_{xr}^{*2} + \bar{\sigma}_{yr}^{*2} + \bar{\sigma}_z^{*2} - \bar{\sigma}_{xr}^* \bar{\sigma}_{yr}^* - \bar{\sigma}_{xr}^* \bar{\sigma}_z^* - \bar{\sigma}_{yr}^* \bar{\sigma}_z^* \right)^{\frac{1}{2}} \quad \{21\}$$

où F_r est la résistance en traction de la résine.

Comme précédemment, une approche analogue peut être adoptée pour calculer la résistance en cisaillement.

4.2.2.2.1.5. Formulation des critères de rupture

Les expressions des contraintes locales maximales générées au sein de la résine fournies jusqu'ici à titre d'exemple pour illustrer la démarche de prévision des résistances en traction transverse et en cisaillement ne sont que des expressions approchées et simplifiées. Les expressions exactes sont données dans la référence [Gre74b]. Les formulations finales des critères de rupture deviennent alors [Gre74a, Gre74b]:

* pour la résistance en traction transverse du composite F_{Tt} :

$$F_{Tt} = F_{rt} \left\{ \left(X_x \bar{K}_x^* + Y_x \bar{K}_y^* \right)^2 + \left(Y_y \bar{K}_y^* + X_y \bar{K}_x^* \right)^2 + \left(Z_z \bar{K}_z^* \right)^2 - \right. \quad \{22\}$$

$$\left. \left[\left(X_x \bar{K}_x^* + Y_x \bar{K}_y^* \right) \left(Y_y \bar{K}_y^* + X_y \bar{K}_x^* \right) + \left(Z_z \bar{K}_z^* \right) \left(X_x \bar{K}_x^* + Y_x \bar{K}_y^* \right) + \left(Z_z \bar{K}_z^* \right) \left(Y_y \bar{K}_y^* + X_y \bar{K}_x^* \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{2}}$$

où F_{rt} est la résistance en traction de la matrice, X_x , Y_x , X_y , Y_y et Z_z sont les concentrations de contraintes internes triaxiales au sein de la matrice, dues aux porosités, et $\bar{K}_x^*$, $\bar{K}_y^*$ et $\bar{K}_z^*$ les concentrations de contraintes internes triaxiales au sein de la matrice, dues aux fibres (évaluées pour un taux de fibres $\bar{k} - \bar{k}_{if}$ et pour $E_f/\bar{E}_r^*$ où $\bar{E}_r^*$ est le module de la matrice poreuse). On notera qu'à des fins de simplification les "petits" termes X_z , Y_z , Z_x et Z_y sont négligés.

* pour la résistance en cisaillement plan du composite F_{LT} :

$$F_{LT} = \frac{\tau_r}{\bar{K}_{xz} X_{xz}} \quad \{23\}$$

où X_{xz} est la concentration de contraintes de cisaillement au sein de la matrice due aux porosités et /ou fibres inefficaces et $\bar{K}_{xz}^*$ est la concentration de contraintes de cisaillement au sein de la matrice due aux fibres

Dans les deux cas, les valeurs numériques des facteurs de concentrations de contraintes peuvent être calculés pour $\bar{K}_{xz}^*$, $\bar{K}_x^*$, $\bar{K}_y^*$ et $\bar{K}_z^*$ par interpolation linéaire à partir des tableaux donnés figures 4.30 et 4.31, et pour X_x , Y_x , X_y , Y_y , Z_z et X_{xz} directement à partir des équations suivantes:

$$\begin{aligned} X_x &= \frac{1}{1-\lambda^*} & Y_x &= \left(\frac{1-\lambda^*}{2} \right) \cdot \left(\lambda^{*2} - \frac{3}{4} \lambda^{*4} \right) \cdot \xi^* \\ X_y &= \frac{3(\lambda^{*2} - \lambda^{*4})}{2-\lambda^{*2} - \lambda^{*4}} & Y_y &= \left(\frac{1-\lambda^*}{2} \right) \cdot \left(2-5\lambda^{*2} + 3\lambda^{*4} \right) \cdot \xi^* \\ Z_z &= \frac{1}{1-\frac{\pi}{4} \lambda^{*2}} & X_{xz} &= \frac{1}{1-\lambda^*} \\ \lambda^* &= \sqrt{\frac{4(k_v + \bar{k}_{if})}{\pi[1-(\bar{k} - \bar{k}_{if})]}} & \xi^* &= \frac{2}{\sqrt{1-\lambda^{*2}}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1+\lambda^*}{1-\lambda^*}} - \frac{\pi}{2} + \frac{1-\lambda^*}{1-\frac{\pi}{4} \lambda^{*2}} \end{aligned} \quad \{24\}$$

La figure 4.36 présente les résultats des calculs de superposition obtenus dans un cas particulier, d'une part pour un chargement en traction transverse et d'autre part pour un chargement en cisaillement.

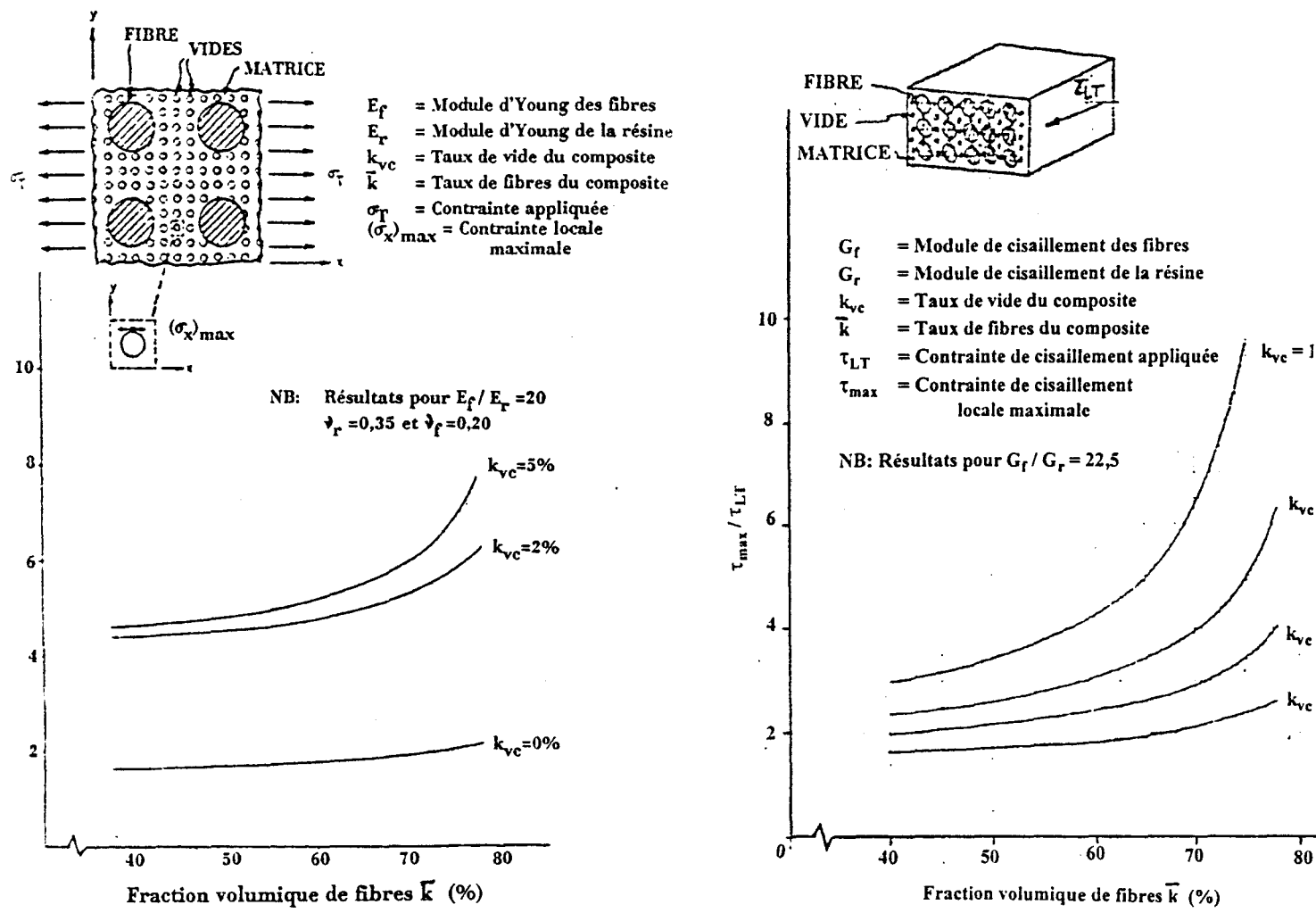


Fig. 4.36: Interaction des concentrations de contraintes dues aux fibres et aux vides dans un composite unidirectionnel soumis à un chargement transverse (gauche) ou à un chargement en cisaillement (droite) [Gre71]

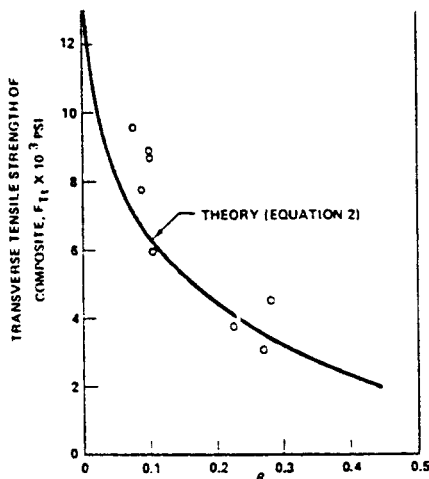
4.2.2.2.1.6. Validation expérimentale

Les critères de rupture précédemment présentés ont été validés par GRESZCZUK sur la base de rares résultats expérimentaux, d'une part en traction transverse, d'autre part en cisaillement interlaminaire. La démarche suivie pour les calculs est rappelée figure 4.37. Les résultats obtenus sont présentés figure 4.38 à 4.40.

Fig.4.37: Démarche des calculs de résistance transverse et résistance au cisaillement de composites présentant une double répartition carrée de fibres et de vides cylindriques [Gre74b]

Données: E_f = module d'Young des fibres E_r = module d'Young de la résine σ_r = résistance en traction de la résine $\bar{k}$ = taux de fibres en volume k_v = taux de porosités en volume $\bar{k}_{if}$ = taux de fibres inefficaces en volume
Calcul de λ^* et ξ^*: selon équation {24} : $\lambda^* = \sqrt{\frac{4(k_v + \bar{k}_{if})}{\pi[1 - (\bar{k} - \bar{k}_{if})]}}$ et $\xi^* = \frac{2}{\sqrt{1 - \lambda^{*2}}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1 + \lambda^*}{1 - \lambda^*}} - \frac{\pi}{2} + \frac{1 - \lambda^*}{1 - \frac{\pi}{4}\lambda^{*2}}$
Calcul de $\bar{E}_r^*$: selon équation {6} : $\bar{E}_r^* = E_r \left[\frac{2}{\sqrt{1 - \lambda^{*2}}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1 + \lambda^*}{1 - \lambda^*}} - \frac{\pi}{2} - \frac{1 - \lambda^*}{1 - \frac{\pi}{4}\lambda^{*2}} \right]^{-1}$
Calcul de $\bar{K}_x^*$, $\bar{K}_y^*$ et $\bar{K}_z^*$ concentrations de contraintes dues aux fibres: pour $E_f/\bar{E}_r^*$ et $\bar{k} - \bar{k}_{if}$ (tableau fig.4.30)
Calcul de X_x, Y_x, X_y, Y_y, Z_z concentrations de contraintes dues aux vides: selon équations {24}
Calcul de la résistance transverse F_{Tt}: selon équation {22}

Données: G_f = module de Coulomb des fibres ou $G_f = E_f / [2(1 + \nu_f)]$ G_r = module de Coulomb de la résine ou $G_r = E_r / [2(1 + \nu_r)]$ τ_r = résistance en cisaillement de la résine $\bar{k}$ = taux de fibres en volume k_v = taux de porosités en volume $\bar{k}_{if}$ = taux de fibres inefficaces en volume
Calcul de λ^*: selon équation {24} : $\lambda^* = \sqrt{\frac{4(k_v + \bar{k}_{if})}{\pi[1 - (\bar{k} - \bar{k}_{if})]}}$
Calcul de $\bar{G}_r^*$: selon équation (H) : $\bar{G}_r^* = G_r \left[\frac{2}{\sqrt{1 - \lambda^{*2}}} \tan^{-1} \sqrt{\frac{1 + \lambda^*}{1 - \lambda^*}} + 1 - \lambda^* - \frac{\pi}{2} \right]^{-1}$
Calcul de $\bar{K}_{xz}^*$ concentration de contraintes dues aux fibres: pour $G_f/\bar{G}_r^*$ et $\bar{k} - \bar{k}_{if}$ (tableau fig.4.31)
Calcul de X_{xz} concentration de contraintes dues aux vides: selon équation {24}
Calcul de la résistance au cisaillement τ_{LT}: selon équation {23}



(a)

OF 3 TESTS)

— THEORY BASED ON THE FOLLOWING AVERAGE PROPERTIES OF CONSTITUENTS

$E_f = 12.4 \times 10^6$ PSI

$E_r = 0.548 \times 10^6$ PSI

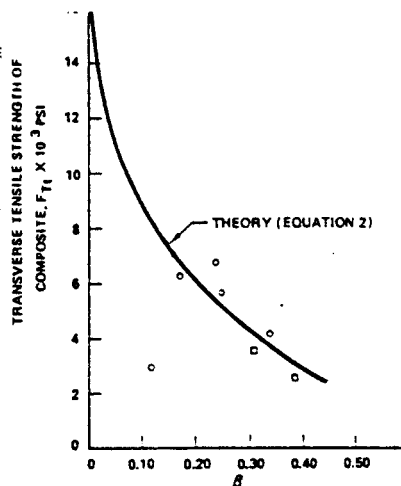
$\nu_f = 0.2$

$\nu_r = 0.35$

$\sigma_r = 11.95 \times 10^3$ PSI

$\beta = \frac{k_v + k_{if}}{1 - (k_f - k_{if})}$

$k_f = 0.55$ (APPROXIMATELY AVERAGE FOR ALL COMPOSITES FOR WHICH DATA ARE SHOWN)



(b)

Fig.4.38: Comparaison calcul/expérience - Résistance en traction transverse de composites verre / résine (a) et graphite /résine (b) [Gre74a, Gre74b]

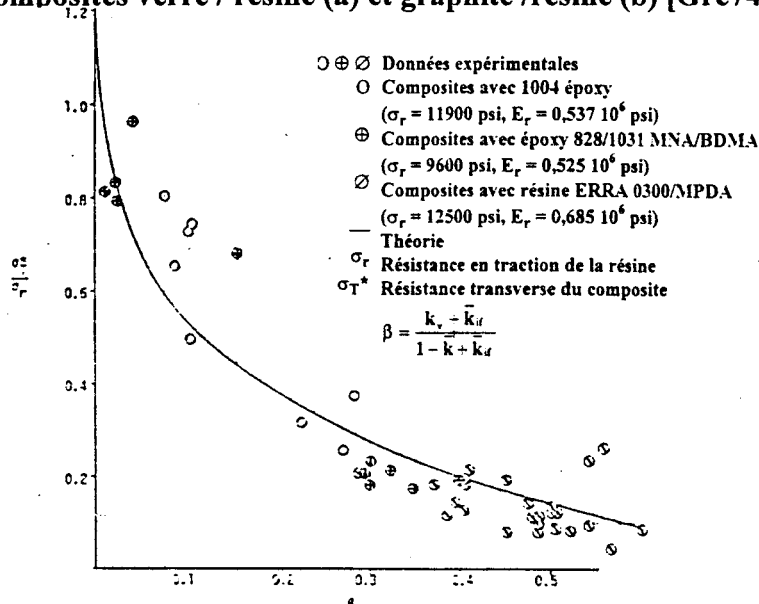
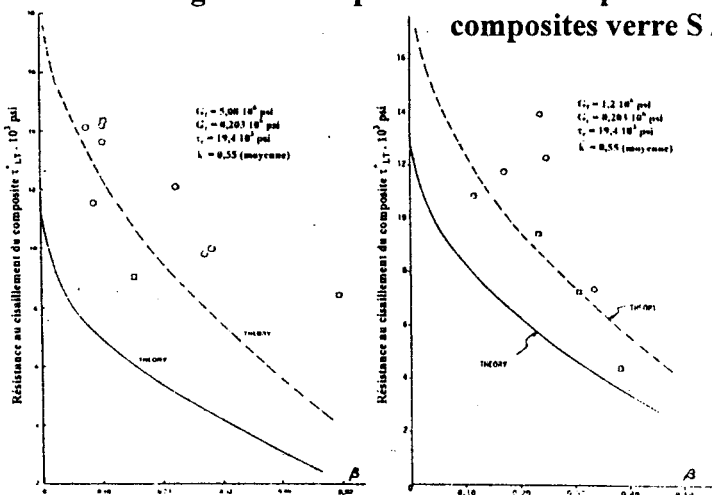


Fig.4.39: Comparaison calcul/expérience - Résistance en traction transverse de composites verre S / résine [Gre74b]



(a) Composites verre/résine (b) Composites graphite / résine

Fig.4.40: Comparaison calcul/expérience - Résistance en cisaillement de composites verre / résine et graphite /résine [Gre74b]

□ □ Données expérimentales

○ Composites avec résine époxy

□ Composites avec résine phénolique

— Théorie

--- Théorie avec $\bar{K}_{XZ} = 1$ (concentrations de contraintes dues aux fibres relaxées par le comportement inélastique de la matrice sollicitée en cisaillement)

$\beta = \frac{k_v + \bar{k}_{if}}{1 - k + k_{if}}$

4.2.2.2.2. Analyse mésomécanique de l'influence de la porosité sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels (modèles de Hashin, Aboudi et Greszczuk)

L'objectif est ici de modifier l'analyse proposée par Greszczuk, qui ne prend en compte que les porosités contenues dans la matrice, par les modèles de Hashin qui s'intéresse aux composites à renfort poreux, et de Aboudi qui étudie les milieux homogènes contenant des inclusions (par exemple des porosités), ceci afin de déterminer l'influence relative des porosités de la matrice à l'extérieur du renfort et des mèches sur les propriétés mécaniques de composites unidirectionnels.

Hashin [Has64] propose une méthode d'approximation, basée sur le principe de la minimisation de l'énergie potentielle, du module de cisaillement G d'un composite unidirectionnel dans lequel les mèches fibreuses poreuses sont réparties aléatoirement dans la matrice non poreuse. Il montre que, pour cette configuration, le module de cisaillement G peut s'écrire:

$$G = G_s \frac{G_f (1 - \varphi_{v_f})(1 + \varphi_f^*) + G_s (1 + \varphi_{v_f})(1 - \varphi_f^*)}{G_f (1 - \varphi_{v_f})(1 - \varphi_f^*) + G_s (1 + \varphi_{v_f})(1 + \varphi_f^*)} \quad \{25\}$$

où: G_s est le module de cisaillement de la matrice
 G_f est le module de cisaillement de la fibre
 φ_{v_f} est le taux volumique partiel de porosités dans les mèches
 φ_f^* est le taux volumique apparent (fibres+porosités) de fibres dans le composite

Aboudi [Abo91], quant à lui, propose une méthode d'estimation du module de cisaillement d'un corps solide continu élastique (qui sera pour nous la matrice) contenant une suspension diluée d'inclusions sphériques (qui seront pour nous des porosités) en supposant que les interactions entre particules sont négligeables. Dans ce cas, le module de cisaillement du corps solide, G_s , peut s'écrire:

$$G_s = G_m \left[1 - \frac{15(1 - \nu_m) \left(1 - \frac{G_i}{G_m} \right) \varphi_{i_m}}{7 - 5\nu_m + 2(4 - 5\nu_m) \frac{G_i}{G_m}} \right] \quad \{26\}$$

où: G_s est le module de cisaillement du corps solide avec inclusion
 G_m est le module de cisaillement du corps solide sans inclusion
 ν_m est le coefficient de poisson du corps solide sans inclusion
 G_i est le module de cisaillement de l'inclusion
 φ_{i_m} est le taux volumique d'inclusion dans le corps solide

Dans le cas où l'inclusion est une porosité (dont le module de cisaillement est nul) cette équation se simplifie en:

$$G_s = G_m \left[1 - \frac{15(1-\nu_m)\phi_{i_m}}{7-5\nu_m} \right] \quad \{27\}$$

On se propose ici de combiner ces deux méthodes pour estimer le module de cisaillement G d'un composite unidirectionnel contenant des mèches poreuses réparties aléatoirement dans une matrice elle même poreuse, qui peut alors s'exprimer de la façon suivante:

$$G = G_m \left[1 - \frac{15(1-\nu_m)\phi_{v_m}}{7-5\nu_m} \right] \frac{G_f(1-\phi_{v_f})(1+\phi_f^*) + G_m(1+\phi_{v_f})(1-\phi_f^*)}{G_f(1-\phi_{v_f})(1-\phi_f^*) + G_m(1+\phi_{v_f})(1+\phi_f^*)} \quad \{28\}$$

où: G_f est le module de cisaillement des mèches non poreuses (i.e. des fibres)
 G_m est le module de cisaillement de la matrice non poreuse
 ν_m est le coefficient de Poisson de la matrice non poreuse
 ϕ_{v_m} est le taux volumique partiel de porosité dans la matrice
 ϕ_{v_f} est le taux volumique partiel de porosité dans les mèches
 ϕ_f^* est le taux volumique apparent de fibres (fibres + porosités dans les fibres) du composite

Parmi ces taux volumiques, seuls les taux volumiques de fibre, de matrice et le taux volumique global de porosité sont mesurables expérimentalement par calcination et mesure de densités. On peut par ailleurs faire des hypothèses sur la contribution des mèches et de la matrice à la porosité totale. Le composite peut être modélisé suivant le schéma de la Fig.4.41

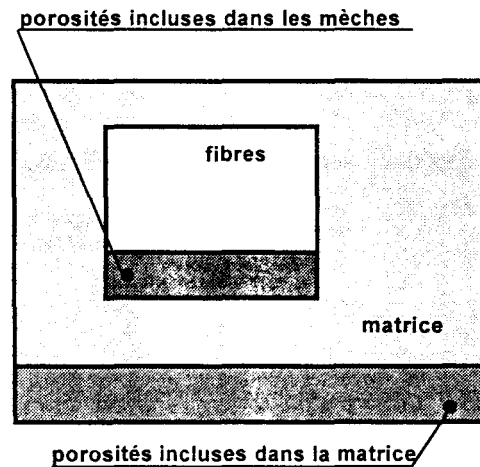


Fig. 4.41.:Schématisation de la répartition des porosités dans un composite UD

on note:

U_f le volume de fibres dans le composite
 U_m le volume de matrice dans le composite
 U_v le volume global de porosité dans le composite
 U_{v_f} le volume de porosité contenu dans les mèches
 U_{v_m} le volume de porosité contenu dans la matrice

U_f^* le volume apparent de fibres (fibres + porosités dans les mèches)
 U_m^* le volume apparent de matrice (matrice + porosités dans la matrice)
 U le volume total du composite

Les taux volumiques partiels de porosité dans les mèches et dans la matrice sont définis comme:

$$\begin{cases} \varphi_{v_f} = \frac{U_{v_f}}{U_f + U_{v_f}} \\ \varphi_{v_m} = \frac{U_{v_m}}{U_m + U_{v_m}} \end{cases} \quad \{29\}$$

soit:
$$\begin{cases} U_{v_f} = \varphi_{v_f} (U_f + U_{v_f}) \\ U_{v_m} = \varphi_{v_m} (U_m + U_{v_m}) \end{cases} \quad \{30\}$$

ou:
$$\begin{cases} U_{v_f} (1 - \varphi_{v_f}) = \varphi_{v_f} U_f \\ U_{v_m} (1 - \varphi_{v_m}) = \varphi_{v_m} U_m \end{cases} \quad \{31\}$$

soit:
$$\begin{cases} U_{v_f} = \frac{\varphi_{v_f}}{1 - \varphi_{v_f}} U_f \\ U_{v_m} = \frac{\varphi_{v_m}}{1 - \varphi_{v_m}} U_m \end{cases} \quad \{32\}$$

Le volume total des porosités U_v est la somme des volumes des porosités contenues dans les mèches et dans la matrice, soit:

$$U_v = U_{v_f} + U_{v_m} \quad \{33\}$$

soit, en combinant les équations 32 et 33:

$$U_v = \frac{\varphi_{v_f}}{1 - \varphi_{v_f}} U_f + \frac{\varphi_{v_m}}{1 - \varphi_{v_m}} U_m \quad \{34\}$$

En divisant par le volume total du composite, U , on peut donc exprimer le taux volumique global de porosités φ_v , en fonction des taux volumiques partiels de porosité dans les mèches, φ_{v_f} , et dans la matrice, φ_{v_m} , et des taux volumiques de fibres, φ_f , et de matrice φ_m :

$$\boxed{\varphi_v = \frac{\varphi_{v_f}}{1 - \varphi_{v_f}} \varphi_f + \frac{\varphi_{v_m}}{1 - \varphi_{v_m}} \varphi_m} \quad \{35\}$$

A partir de l'équation 32, on peut également exprimer les taux volumiques partiels de porosité dans les mèches, φ_{v_f} , et dans la matrice, φ_{v_m} , en fonction des contributions des mèches, c_f , et

de la matrice, c_m , à la porosité totale. En effet, en divisant l'équation 32 par U , volume total du composite, on obtient:

$$\begin{cases} \frac{U_{vf}}{U} = c_f = \frac{\phi_{vf}}{1 - \phi_{vf}} \frac{U_f}{U} \\ \frac{U_{vm}}{U} = c_m = \frac{\phi_{vm}}{1 - \phi_{vm}} \frac{U_m}{U} \end{cases} \quad \{36\}$$

soit:
$$\begin{cases} \phi_{vf} = \frac{c_f}{\phi_f + c_f} \\ \phi_{vm} = \frac{c_m}{\phi_m + c_m} \end{cases} \quad \{37\}$$

Les volumes apparents de mèches et de matrice poreuses sont définis comme:

$$\begin{cases} U_f^* = U_f + U_{vf} \\ U_m^* = U_m + U_{vm} \end{cases} \quad \{38\}$$

sachant que:

$$U_f^* + U_m^* = U \quad \{39\}$$

Soit, en divisant l'équation 14 par le volume total du composite:

$$\begin{cases} \frac{U_f^*}{U} = \frac{U_f}{U} + \frac{U_{vf}}{U} \\ \frac{U_m^*}{U} = \frac{U_m}{U} + \frac{U_{vm}}{U} \end{cases} \quad \{40\}$$

Soit finalement:

$$\begin{cases} \phi_f^* = \phi_f + c_f \\ \phi_m^* = \phi_m + c_m \end{cases} \quad \{41\}$$

Le module de cisaillement du composite unidirectionnel peut donc s'exprimer en fonction des modules de cisaillement des fibres et de la matrice non poreuses, du coefficient de Poisson de la matrice non poreuse, du taux volumique mesuré de fibres et de la contribution des fibres et de la matrice au taux volumique global mesuré du composite de la façon suivante:

$$G = G_s \frac{G_f (1 - \phi_{vf}) (1 + \phi_f^*) + G_s (1 + \phi_{vf}) (1 - \phi_f^*)}{G_f (1 - \phi_{vf}) (1 - \phi_f^*) + G_s (1 + \phi_{vf}) (1 + \phi_f^*)}$$

$$\text{avec: } \left\{ \begin{array}{l} G_s = G_m \left[1 - \frac{15(1-\nu_m)\varphi_{v_m}}{7-5\nu_m} \right] \\ \varphi_{v_f} = \frac{c_f}{\varphi_f + c_f} \\ \varphi_{v_m} = \frac{c_m}{\varphi_m + c_m} \\ \varphi_f^* = \varphi_f + c_f \end{array} \right. \quad \{42\}$$

Les concentrations de contraintes dues aux fibres et aux porosités situées dans la matrice sont quant à elles estimées à partir des travaux de Greszczuk.

Ainsi, Greszczuk [Gre66] a étudié l'influence de l'incorporation de mèches fibreuses dans une matrice homogène sur la répartition de contraintes dans la matrice, notamment en cisaillement. Il a montré que la présence de fibres de verre entraîne une concentration de contrainte, et que la contrainte maximale en cisaillement peut être exprimée, avec une bonne approximation, de la façon suivante:

$$\frac{\tau_{\max}}{\tau} = \left[\beta + (1-\beta) \left[1 - 2\beta \left(1 - \frac{G_r}{\left(1 - 2 \frac{\nu_r^2}{1-\nu_r} \right) G_f} \right) \right] \right]^{-1} \quad \{43\}$$

$$\text{avec: } \beta = \sqrt{\frac{\varphi_f}{\pi}}$$

φ_f = taux volumique de fibres du composite

G_r = module de cisaillement de la résine

G_f = module de cisaillement de la fibre

ν_r = coefficient de Poisson de la résine

Dans le cas qui nous intéresse, on utilisera cette formule dans laquelle on aura remplacé le module de la résine par celui de la matrice poreuse G_s . La concentration de contrainte engendrée par la présence des fibres pourra alors être déterminée par la formule:

$$K_f = \frac{\tau_{\max}}{\tau} = \left[\beta + (1-\beta) \left[1 - 2\beta \left(1 - \frac{G_m \left[1 - \frac{15(1-\nu_m)\varphi_{v_m}}{7-5\nu_m} \right]}{\left(1 - 2 \frac{\nu_m^2}{1-\nu_{mr}} \right) G_f} \right) \right] \right]^{-1} \quad \{44\}$$

Le facteur de concentration de contraintes due aux porosités contenues dans la matrice est déterminé par la formule de Greszczuk (formule N du § 4.2.2.2.1.) dans laquelle le taux volumique de vide k_v est remplacé par le taux volumique partiel de porosités dans la matrice φ_{v_m} , soit :

$$K_m = 1 - \left(4 \frac{\Phi_{v_m}}{\pi} \right)^{1/2} \quad \{45\}$$

Le facteur de concentration de contrainte total est alors calculé comme le produit des deux facteurs de concentration de contraintes partiels K_f et K_m .

L'organigramme général du calcul peut être représenté de la façon suivante :

Données

E_m : module d'Young de la matrice
 E_f : Module d'Young des fibres
 ν_m : Coefficient de Poisson de la matrice
 ν_f : Coefficient de Poisson des fibres
 ϕ_f : Taux volumique de fibres
 ϕ_v : Taux volumique total de porosités
 c_f : Contribution des mèches à la porosité totale

Calcul des autres paramètres et des taux volumiques partiels de porosité

$G_m = \frac{E_m}{2(1+\nu_m)}$ et $G_f = \frac{E_f}{2(1+\nu_f)}$ Modules de Coulomb de la matrice et des fibres
 $c_m = \phi_v - c_f$ Contribution de la matrice à la porosité totale
 $\phi_{v_f} = \frac{c_f}{\phi_f + c_f}$ et $\phi_{v_m} = \frac{c_m}{\phi_m + c_m} = \frac{c_m}{1 - \phi_f - \phi_v + c_m}$ taux volumiques partiels de porosités dans les mèches et la matrice
 $\phi_f^* = \phi_f + c_f$ Taux volumique de fibres apparent

Calcul des caractéristiques élastiques en cisaillement

$G_s = G_m \left[1 - \frac{15(1-\nu_m)\phi_{v_m}}{7-5\nu_m} \right]$ Module de Coulomb de la matrice poreuse
 $G = G_s \frac{G_f(1-\phi_{v_f})(1+\phi_f^*) + G_s(1+\phi_{v_f})(1-\phi_f^*)}{G_f(1-\phi_{v_f})(1-\phi_f^*) + G_s(1+\phi_{v_f})(1+\phi_f^*)}$ Module de cisaillement du composite poreux (matrice + mèches poreuses)

Facteurs de concentration de contraintes du composite poreux

$K_f = \frac{\tau_{max}}{\tau} = \left[\beta + (1-\beta) \left[1 - 2\beta \left(1 - \frac{G_m \left[1 - \frac{15(1-\nu_m)\phi_{v_m}}{7-5\nu_m} \right]}{\left(1 - 2 \frac{\nu_m^2}{1-\nu_{mr}} \right) G_f} \right) \right] \right]^{-1}$ dû aux mèches

$K_m = 1 - \left(4 \frac{\phi_{v_m}}{\pi} \right)^{1/2}$ dû à la matrice poreuse

$K_t = K_f K_m$ Facteur de concentration de contraintes total

$\tau = \frac{\tau_m}{K_t}$: Résistance au cisaillement du composite poreux

$(\tau_m$: Résistance au cisaillement de la matrice non poreuse)

4.2.2.2.3. Résultats comparés des deux modèles

4.2.2.2.3.1. *Bilan des paramètres de l'analyse*

La présentation des résultats expérimentaux de résistance au cisaillement interlaminaire des composites réalisés par RTM montre que les taux massiques de fibres sont compris entre 60 et 70%. Le passage du taux massique au taux volumique de fibres se faisant par la formule suivante :

$$\varphi_f = \frac{1 - \varphi_v}{1 + \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{1}{\varphi_f^p} - 1 \right)} \quad \{46\}$$

où:

φ_f est le taux volumique de fibres du composite

φ_f^p est le taux massique de fibres du composite

ρ_f est la densité des fibres

ρ_m est la densité de la matrice

les densités respectives de la matrice et des fibres pouvant être estimées à $\rho_m = 1.25$ et $\rho_f = 2.6$, et pour des taux volumiques totaux de porosités compris entre 0 et 20%, les taux volumiques de fibres expérimentaux se situent entre 37 et 57%.

On s'intéressera donc à l'influence de la porosité sur les caractéristiques élastiques en cisaillement de la matrice et du composite unidirectionnel et à la résistance au cisaillement interlaminaire pour des composites unidirectionnels contenant de 35 à 60% en volume de fibres, de 0 à 15% de porosité localisée de 0 à 100% à l'intérieur des mèches fibreuses ($c_f = x \varphi_v$, avec $0 \leq x \leq 1$).

Par ailleurs, les calculs sont réalisés pour une résine époxy standard dont le module d'Young et le coefficient de Poisson sont estimés à 345 daN/mm² et 0,35, et pour un renfort de verre dont les mêmes caractéristiques sont estimées à 7300 daN/mm² et 0,17.

4.2.2.2.3.2. *Influence des paramètres de structure sur les caractéristiques élastiques en cisaillement de la résine et du composite*

On compare ici l'influence des paramètres de structure (taux volumiques de renfort et de porosité, contribution des mèches à la porosité totale) sur les modules de cisaillement de la résine et du composite calculés par les deux modèles (micro et mésomécanique). On s'attachera notamment à quantifier la sensibilité de ces modules à ces différents paramètres.

Taux volumique de fibres

Les figures 4.42 et 4.43 montrent l'influence du taux volumique de renfort du composite (entre 35 et 60%) sur le module de cisaillement de la résine poreuse pour différentes valeurs du taux volumique global de vide (de 0 à 15%) et de contribution des mèches à la porosité totale (pour le modèle mésomécanique). Ce module varie de 39 à 128

daN/mm² pour le modèle mésomécanique et de 65 à 128 daN/mm² pour le modèle de Greszczuk. Logiquement, les deux modèles montrent une diminution du module de cisaillement de la résine poreuse lorsque le taux volumique de fibres de verre augmente. En effet, à taux volumique de vide donné, si le taux volumique de renfort augmente, le taux de porosité dans la matrice augmente et entraîne une diminution de son module de cisaillement.

Dans le cas où les hypothèses des deux modèles sont similaires (c'est à dire lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, soit $cf = 0$) les modules de cisaillement calculés par le modèle mésomécanique sont systématiquement plus faibles à ceux calculés par le modèle de Greszczuk. Les ordres de grandeurs sont cependant comparables. De plus, les amplitudes de variation de ce module en fonction du taux volumique de fibres de verre sont plus marquées pour le modèle mésomécanique et d'autant plus importantes que le taux volumique global de porosité est élevé. Ainsi, pour le modèle de Greszczuk, l'amplitude de cette variation est comprise entre 0 (pour un taux volumique de vide nul) et 27% (pour un taux volumique global de vide de 15%) pour une fraction volumique de renfort située entre 35 et 60%, alors qu'elle est comprise entre 0 (pour un taux volumique de vide nul) et 47% (pour un taux volumique global de porosité de 15%) pour le modèle mésomécanique (cf Figures 4.44 et 4.45).

Par ailleurs, le modèle mésomécanique montre que l'influence du taux volumique de renfort sur le module de cisaillement de la résine poreuse est d'autant plus faible que la porosité est concentrée dans les mèches. De plus, le module de cisaillement de la résine poreuse est d'autant plus élevé que la contribution des mèches à la porosité totale est importante. Ainsi, lorsque toute la porosité est localisée dans la matrice, le module de cisaillement de la résine poreuse passe de 73 à 39 daN/mm² pour un taux volumique global de porosité de 15% et reste constant à 128 daN/mm² lorsque toute la porosité est concentrée dans le renfort.

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique global de porosité $\leq 5\%$, contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%), les variations de module de cisaillement de la résine en fonction du taux volumique de renfort sont relativement modestes ($\leq 7\%$ pour le modèle micromécanique et $\leq 4\%$ (soit deux fois moins) pour le modèle mésomécanique)

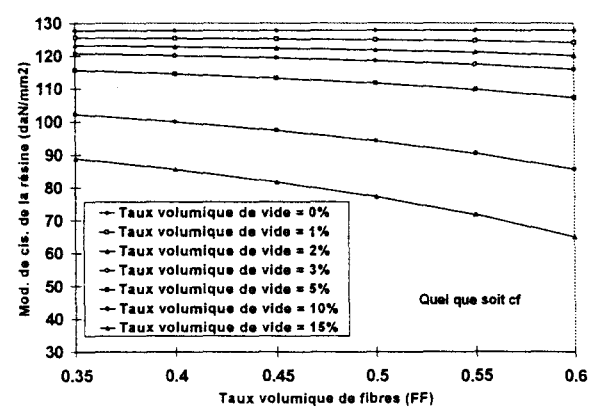


Fig. 4.42: Influence du taux volumique de fibres du composite sur le module de cisaillement de la résine poreuse - Modèle de Greszczuk

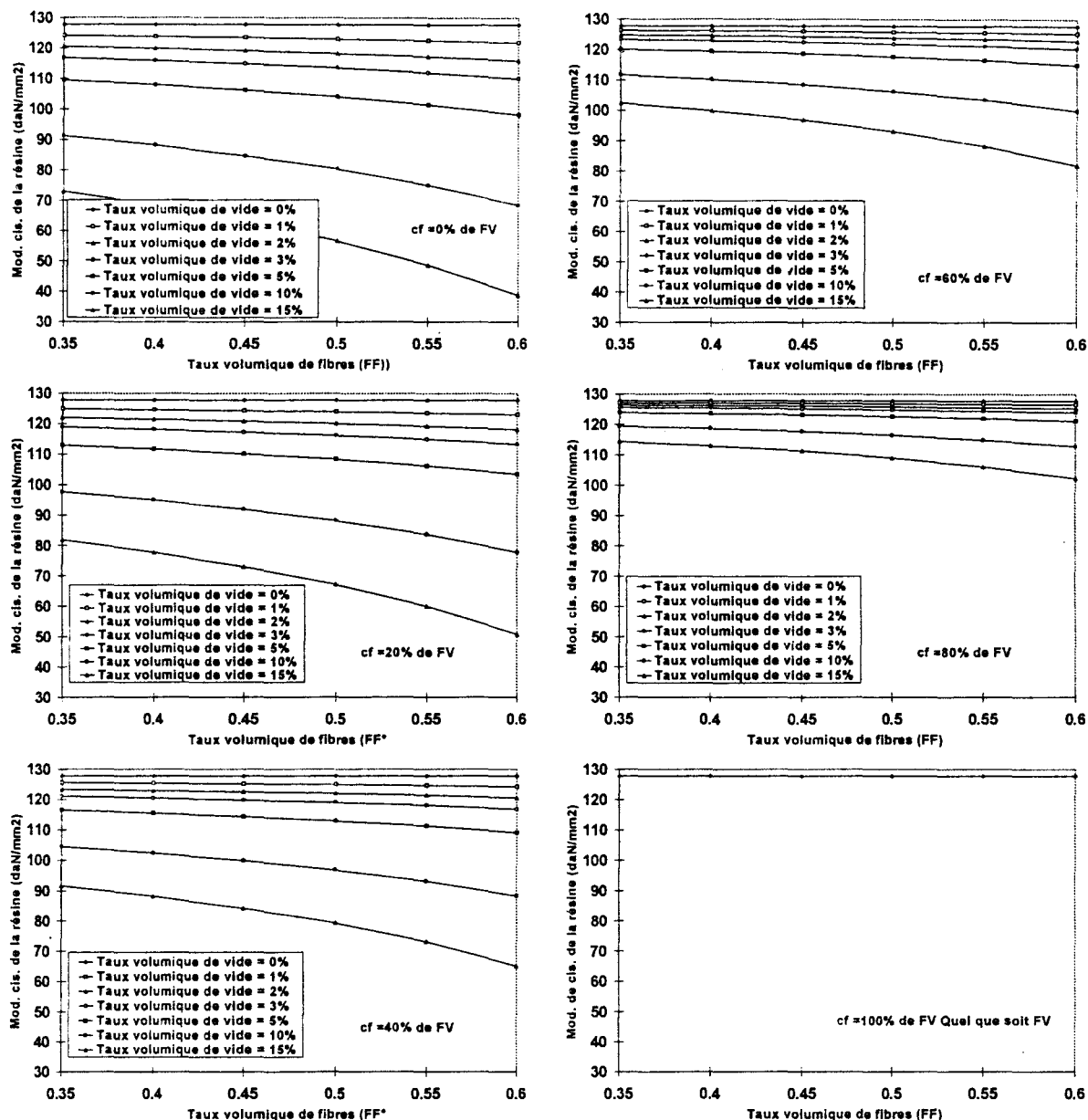


Fig. 4.43: Influence du taux volumique de fibres du composite sur le module de cisaillement de la résine poreuse - Modèle mésomécanique

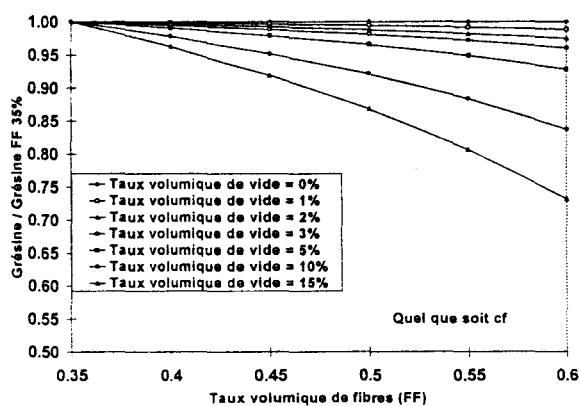


Fig. 4.44: Sensibilité du module de cisaillement de la résine poreuse au taux volumique de fibres du composite - Modèle micromécanique de Greszczuk

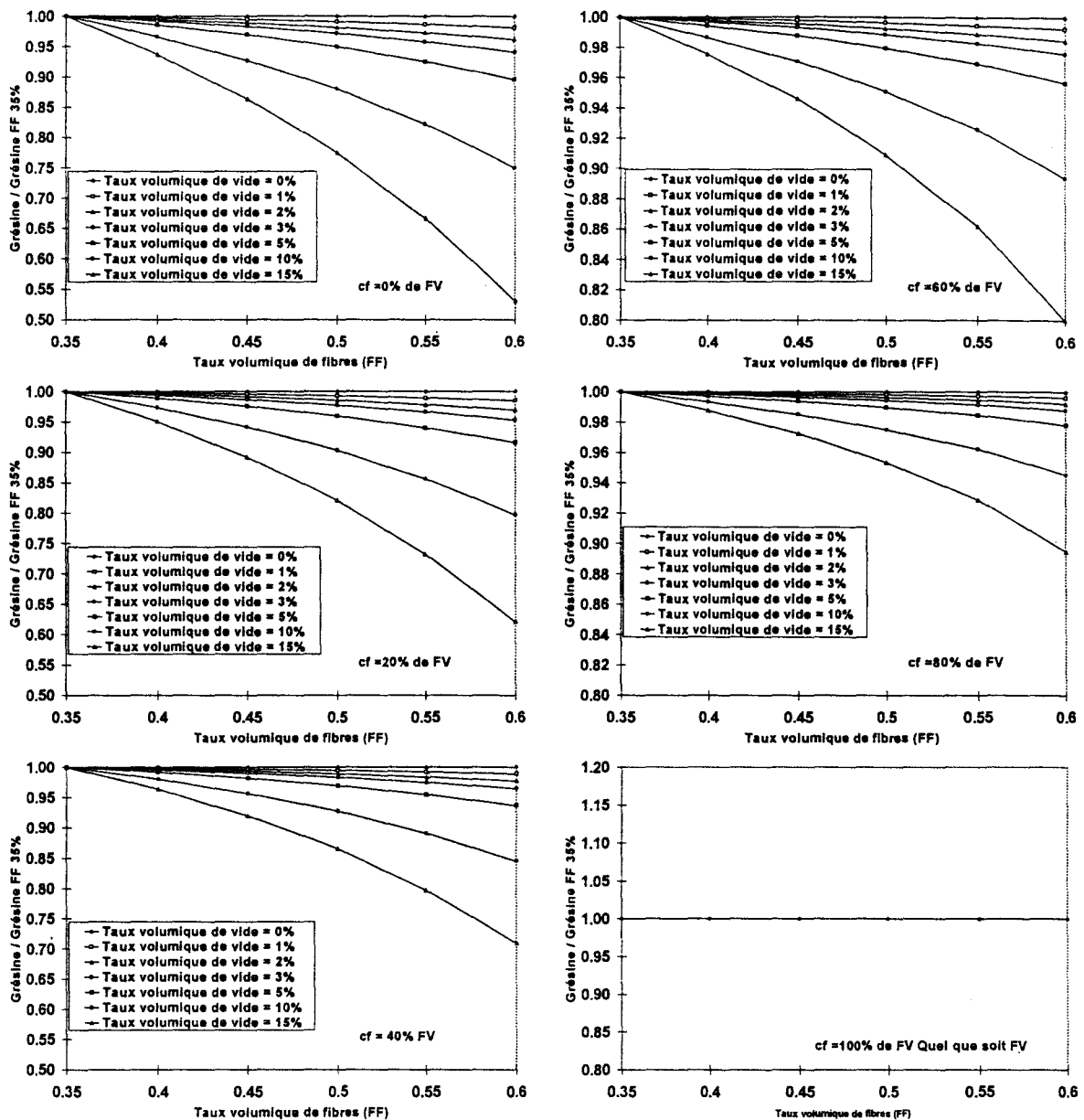


Fig. 4.45 : Sensibilité du module de cisailment de la résine poreuse au taux volumique de fibres du composite - Modèle mésomécanique

Ces variations de module de cisailment de la résine ont une incidence marquée sur celui du composite. Les figures 4.46 et 4.47 présentent l'influence du taux volumique de fibres sur le module de cisailment du composite poreux calculé par les deux modèles pour différentes valeurs du taux volumique global de porosité et, pour le modèle mésomécanique, différentes contributions des mèches à la porosité totale.

Pour le modèle de Greszczuk, on observe que le module de cisailment du composite (variable de 319 à 604 daN/mm² pour un taux volumique de porosité nul et de 226 à 352 daN/mm² pour un taux volumique global de porosité de 15%) est d'autant plus élevé que le taux volumique de renfort est important et que le taux volumique global de porosité est faible.

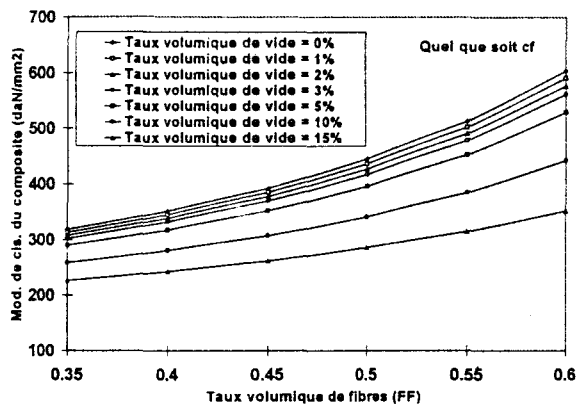


Fig. 4.46 : Influence du taux volumique de fibres sur le module de cisaillement du composite poreux - Modèle micromécanique de Greszczuk

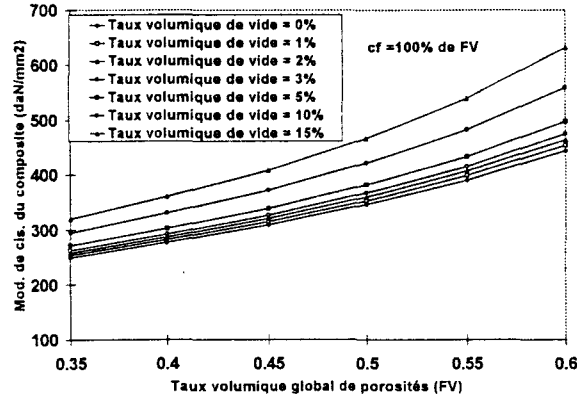
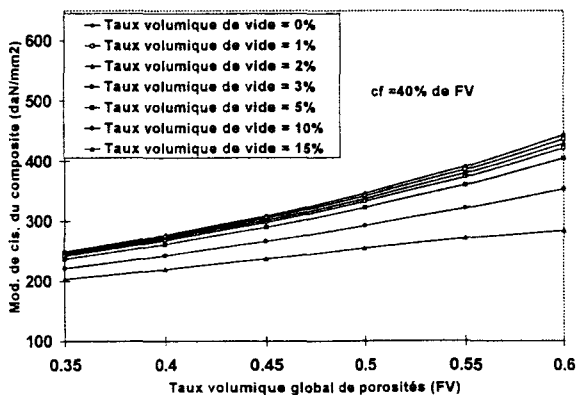
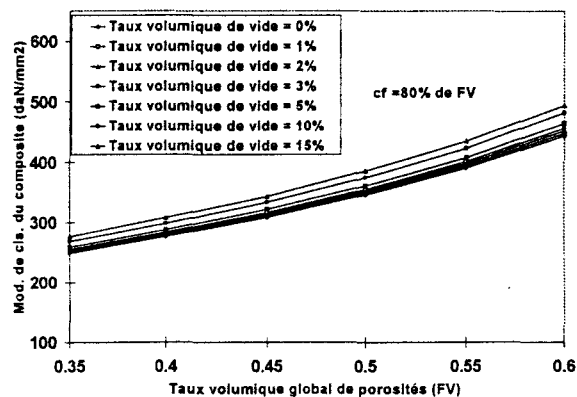
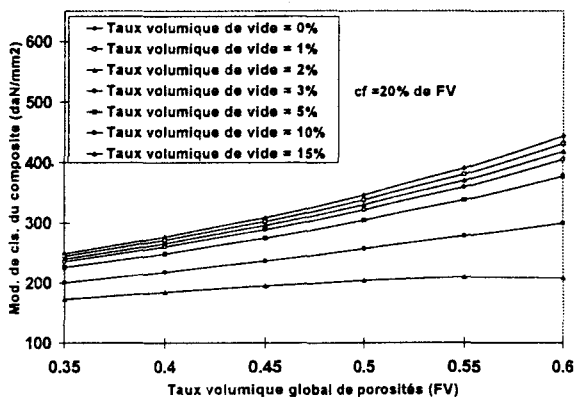
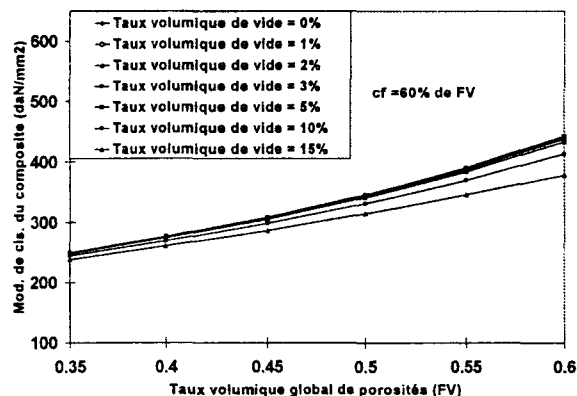
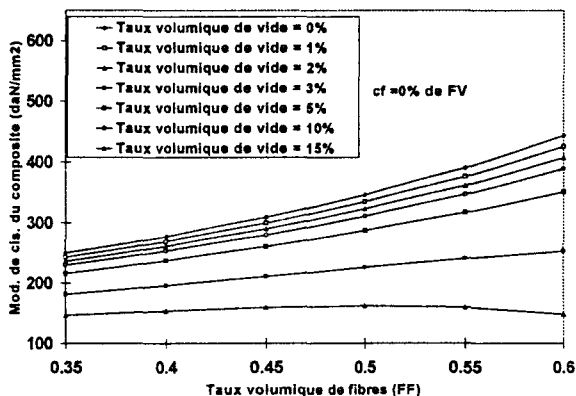


Fig. 4.47 : Influence du taux volumique de fibres sur le module de cisaillement du composite poreux - Modèle mésomécanique

On observe le même type de tendances pour le modèle mésomécanique, lorsque les hypothèses sont similaires à celles du modèle micromécanique de Greszczuk (toute la porosité

concentrée dans la matrice, soit $cf = 0$) avec une nuance cependant au taux volumique de vide le plus élevé (15%), où l'augmentation de rigidité due à l'augmentation du taux volumique de fibres semble compensée par la perte de rigidité due à l'augmentation du taux volumique de vide dans la résine. Dans le cas où toute la porosité est contenue dans la matrice, les modules issus du modèle mésomécanique sont systématiquement plus faibles que ceux obtenus par le modèles micromécanique de Greszczuk, l'écart entre les deux calculs variant de 22 à 54% (écart d'autant plus élevé que le taux volumique global de porosité et que le taux volumique des fibres sont élevés). Ces tendances sont conservées, avec une influence du taux volumique global de porosité moindre, pour le modèle mésomécanique, tant que la contribution des mèches à la porosité totale reste inférieure à 80%. Au delà, ce modèle conduit à un module de cisaillement du composite croissant avec le taux global de porosités.

On peut tout d'abord noter que le module de cisaillement du composite est beaucoup plus sensible au taux volumique de renfort que celui de la résine. De plus, tant que les deux modèles montrent des tendances d'évolution du module de cisaillement du composite semblables (c'est à dire tant que la contribution des mèches à la porosité totale reste inférieure à 80%) leur sensibilité à ce paramètre reste du même ordre de grandeur puisque les rapports entre le module de cisaillement du composite pour un taux volumique de fibres de 35% et le module de cisaillement du composite pour un taux volumique de fibres de 60%, à taux volumique global de vide donné, sont semblables (de l'ordre de 1,8 à 1,9 pour un taux volumique global de vide nul et de 1,3 à 1,7 pour un taux volumique global de vide de 10%), le modèle micromécanique de Greszczuk étant tout de même légèrement plus sensible au taux volumique de fibres que le modèle mésomécanique cf Fig. 4.48 et 4.49).

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique de porosité $\leq 5\%$ et contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%) les variations de module de cisaillement du composite sont très importantes ($\leq 82\%$ pour le modèle micromécanique et $\leq 75\%$ pour le modèle mésomécanique) mais d'ordre de grandeur comparable pour les deux modèles.

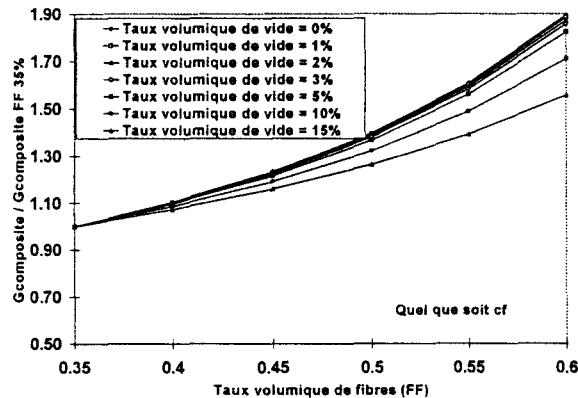


Fig. 4.48 : Sensibilité du module de cisaillement du composite au taux volumique de fibres du composite - Modèle de Greszczuk

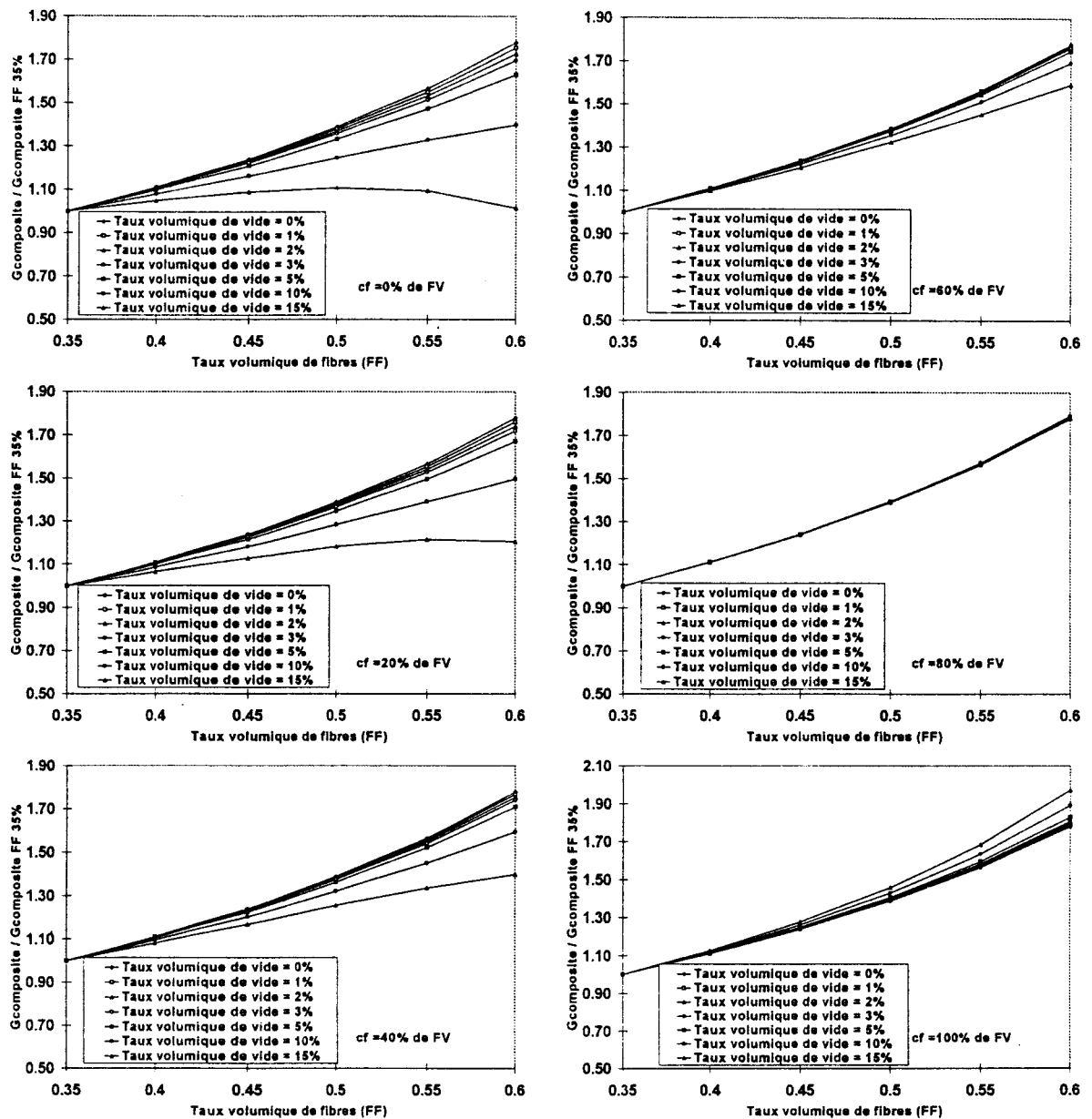
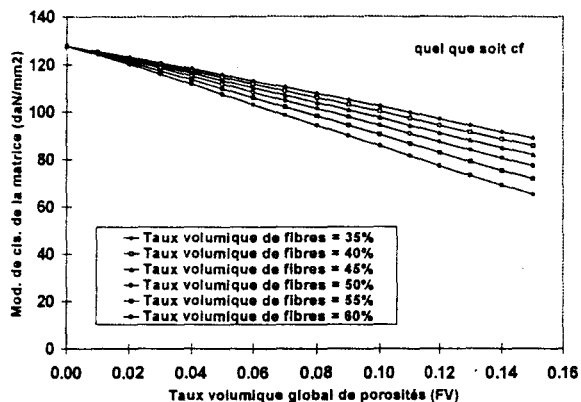


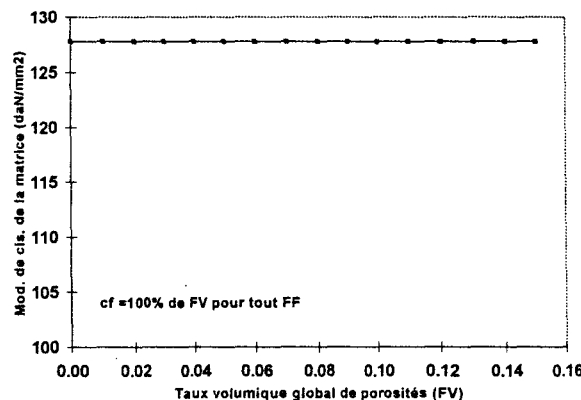
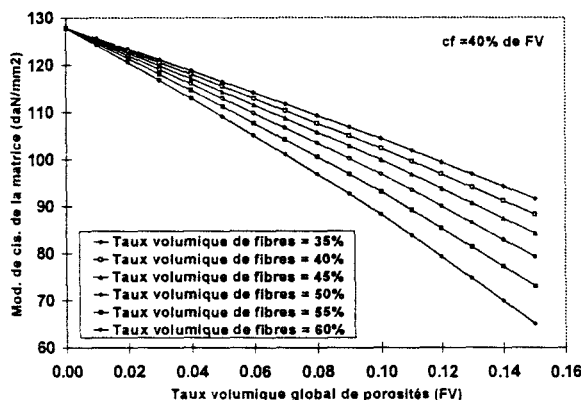
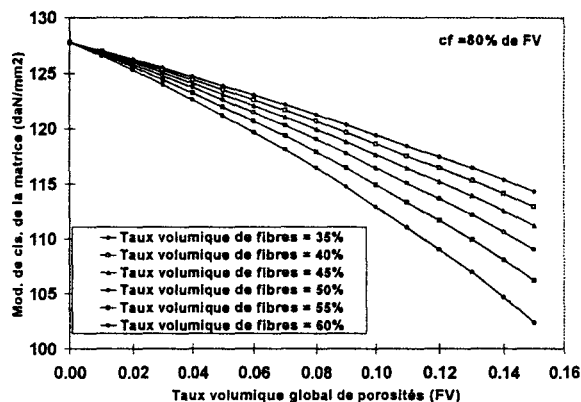
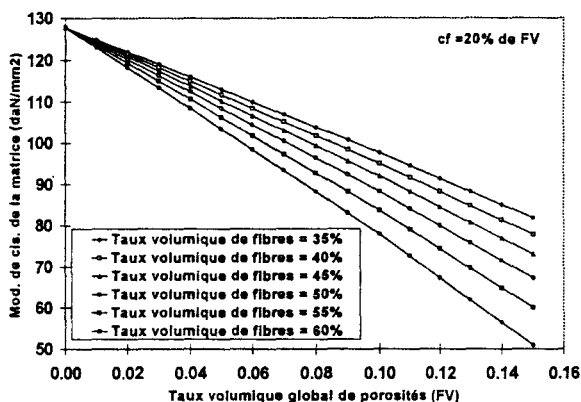
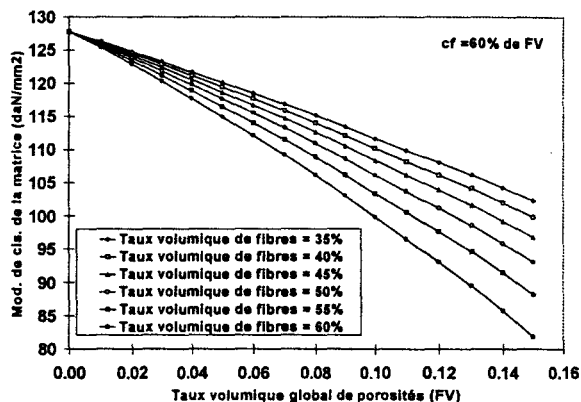
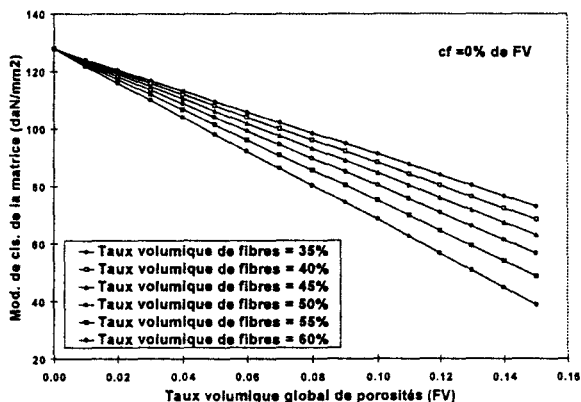
Fig. 4.49 : Sensibilité du module de cisaillement du composite en fonction du taux volumique de fibres du composite - Modèle mésomécanique

Taux volumique global de porosité

Les figures 4.50 et 4.51 montrent l'influence du taux volumique total de porosités sur le module de cisaillement de la résine pour différents taux volumiques de fibres et contributions des mèches à la porosité totale.



4.50 Influence du taux volumique total de porosité sur le module de cisaillement de la matrice - Modèle micromécanique



4.51 Influence du taux volumique total de porosité sur le module de cisaillement de la matrice - Modèle mésomécanique

Les deux modèles montrent que le module de cisaillement de la résine décroît lorsque le taux volumique total de porosité augmente, et ce d'autant plus que le taux volumique de fibre est élevé. Cette décroissance est linéaire, sur la gamme des paramètres de structure testés, pour le modèle micromécanique de Greszczuk. Le module de cisaillement de la matrice décroît de 128 à 89 daN/mm² (respectivement de 128 à 65 daN/mm²) lorsque le taux volumique de porosité passe de 0 à 15%, pour un taux volumique de fibres de 35% (respectivement pour un taux volumique de fibres de 60%)

La décroissance du module de cisaillement de la résine calculé par le modèle mésomécanique en fonction du taux volumique global de porosité est également pratiquement linéaire, mais d'autant moins marquée que la contribution des mèches à la porosité totale est forte. Lorsque les hypothèses des deux modèles sont identiques (c'est à dire lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, soit $cf = 0$), la chute de module de cisaillement de la résine en fonction du taux volumique de vide est nettement plus importante pour le modèle mésomécanique que pour le modèle micromécanique de Greszczuk : de 128 à 77 daN/mm² (respectivement de 128 à 39 daN/mm²) lorsque le taux de porosité passe de 0 à 15%, pour un taux volumique de fibres de 35% (respectivement pour un taux volumique de fibres de 60%).

Les figures 4.52 et 4.53 comparent la sensibilité du module de cisaillement de la résine au taux volumique total de porosités pour les deux modèles. Une augmentation du taux volumique de porosité de 0 à 15% se traduit, pour le modèle micromécanique, par une chute du module de cisaillement de la résine variant 30% (pour un taux volumique de fibres de 35%) à 49% (pour un taux volumique de fibres de 65%), soit une chute de 2% par pourcent de taux de vide supplémentaire au plus faible taux volumique de fibres et de 3,3% par pourcent de taux de vide supplémentaire pour le taux de fibre maximal. Pour des contributions des mèches à la porosité totale faibles ($0 \leq cf \leq 0.4 \phi_v$), le module de cisaillement de la résine calculé par le modèle mésomécanique est plus sensible au taux volumique total de porosité, puisque une augmentation du taux volumique global de vide se traduit alors par une chute de 43 à 30% (pour un taux volumique de fibres de 35%) et de 69 à 49% pour un taux volumique de fibres de 60%, soit une chute de 2,9 à 2% par pourcent de taux volumique de vide supplémentaire pour un taux volumique de fibres de 35% et une chute de 4,6 à 2% par pourcent de taux volumique de vide supplémentaire pour un taux volumique de fibres de 60%. Pour des contribution du renfort à la porosité totale supérieure, le module de cisaillement de la résine issu du calcul mésomécanique est moins sensible au taux volumique total de vide que celui issu du modèle micromécanique de Greszczuk. Lorsque toute la porosité est contenue dans les mèches, ce module est totalement indifférent au taux volumique de porosité.

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique total de porosité $\leq 5\%$, taux volumique de fibres de 35 à 60% et contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%) les variations de module de cisaillement de la matrice en fonction du taux de porosité sont plus importantes que celles notées en fonction du taux volumiques de fibres et légèrement inférieure pour le modèle mésomécanique de 10,2 à 12%) que pour le modèle micromécanique (de 10,2 à 16,5%).

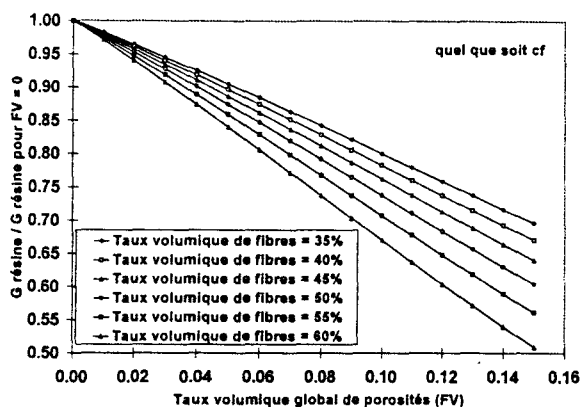


Fig. 4.52. Sensibilité du module de cisaillement de la résine au taux volumique total de porosités - Modèle micromécanique

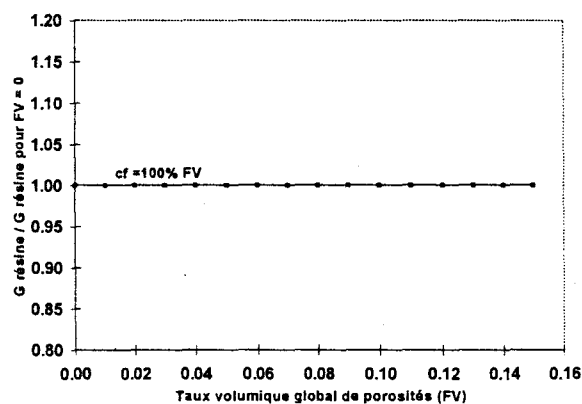
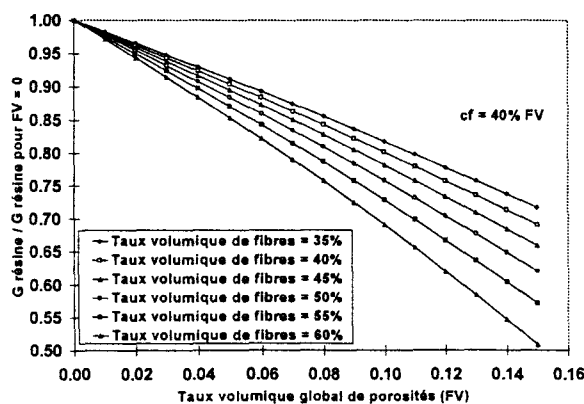
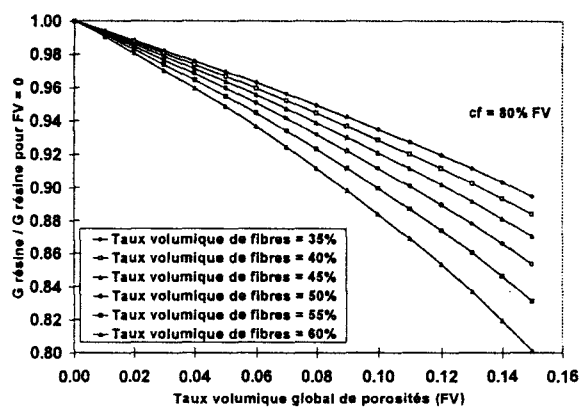
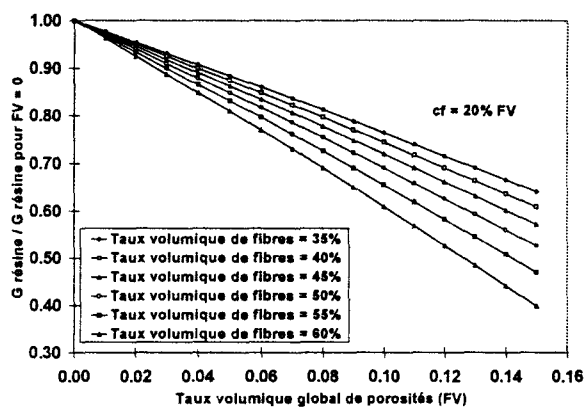
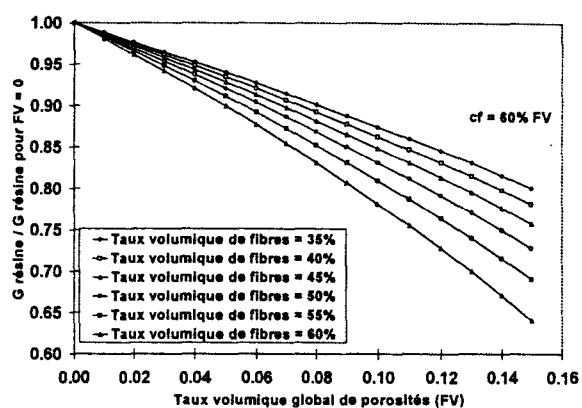
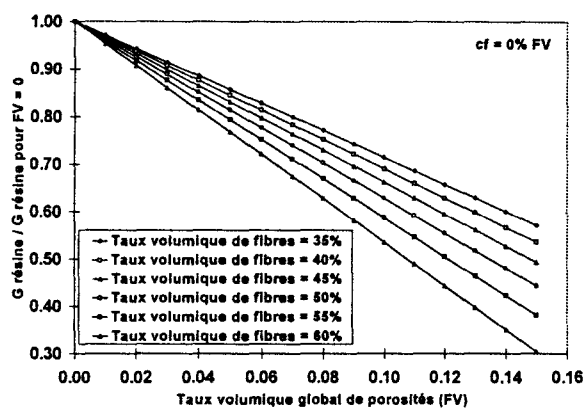


Fig. 4.53. Sensibilité du module de cisaillement de la résine au taux volumique total de porosités - Modèle mésomécanique

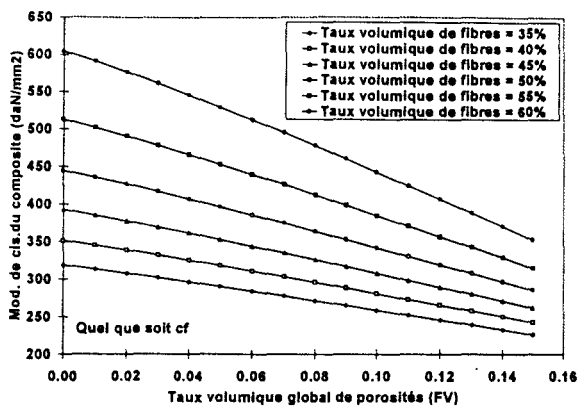
Les figures 4.54 et 4.55 montrent l'influence du taux volumique total de porosité sur le module de cisaillement interlaminaire du composite pour différents taux volumiques de fibres et contributions des mèches à la porosité totale. Pour le modèle micromécanique de Greszczuk, une augmentation du taux volumique de vide de 0 à 15% conduit à une diminution du module de cisaillement du composite de 319 à 226 daN/mm² pour le taux volumique de fibres minimal (35%) et de 604 à 352 daN/mm² pour le taux volumique de fibre maximal (60%). On observe une tendance de diminution du module de cisaillement du composite calculé par le modèle mésomécanique en fonction du taux volumique total de porosité, mais uniquement tant que la contribution des mèches à la porosité totale reste inférieure à 80%. Au delà, le module de cisaillement du composite issu du modèle mésomécanique augmente avec le taux volumique global de porosité.

La sensibilité au taux volumique de porosité du module de cisaillement du composite calculé par le modèle micromécanique (respectivement mésomécanique) est représentée sur la figure 4.56 (respectivement sur la figure 4.57). Pour le modèle micromécanique de Greszczuk, une augmentation du taux volumique de vide de 0 à 15% se traduit par une diminution linéaire du module de cisaillement du composite de 29% (pour le taux volumique de fibre minimal de 35%) à 42% (pour le taux volumique de fibres maximal de 60%) soit une chute de 1,9 à 2,8% par pourcent de taux volumique de vide supplémentaire. Pour le modèle mésomécanique, la même diminution du taux volumique global de porosité se traduit :

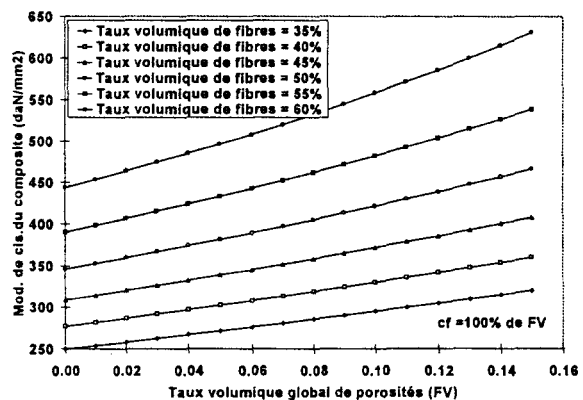
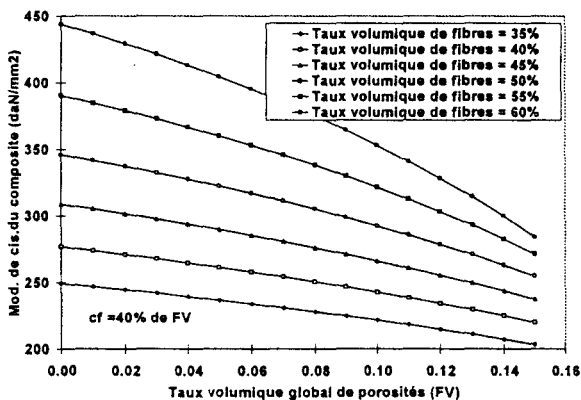
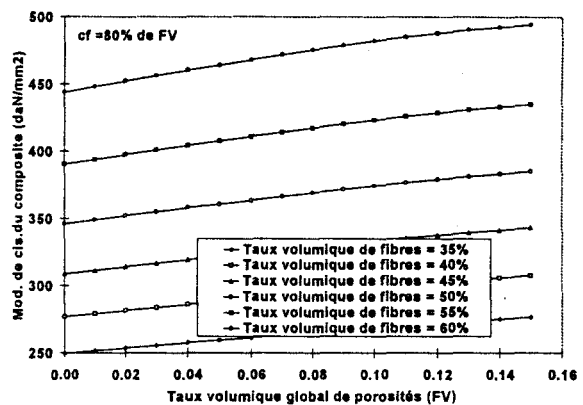
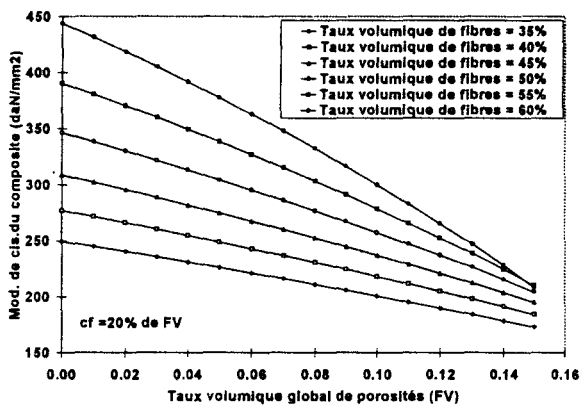
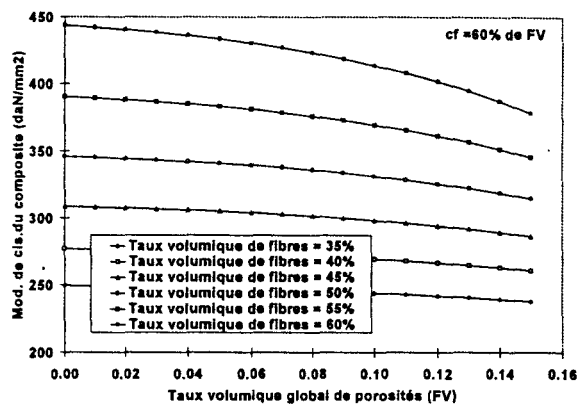
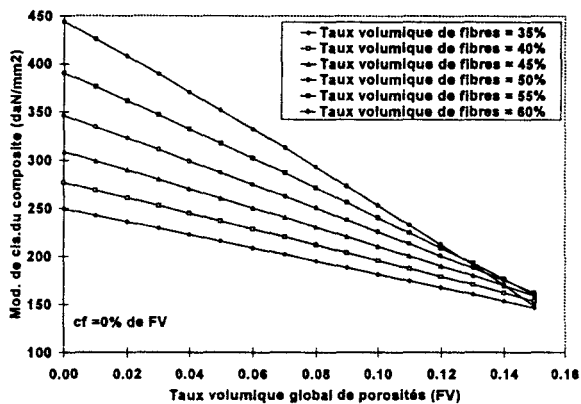
- pour une contribution des mèches à la porosité totale inférieure ou égale à 20%, une diminution pratiquement linéaire du module de cisaillement du composite de 41 à 31% (pour un taux volumique de fibres de 35%) et de 67 à 53% pour un taux volumique de fibres de 60%, soit une chute de module de 2,8 à 2,0% par pourcent de taux volumique de vide supplémentaire pour un taux de renfort de 35% et de 4,5 à 3,5% par pourcent de taux volumique de vide supplémentaire pour un taux de renfort de 60%
- pour une contribution des mèches à la porosité totale comprise entre 40 et 60%, une diminution non linéaire du module de cisaillement du composite de 18 à 4,4% pour un taux volumique de fibres de 35% et de 5 à 15% pour un taux volumique de fibres de 60%
- pour une contribution des mèches à la porosité totale supérieure à 60%, une augmentation du module de cisaillement du composite de 11% pour un taux volumique de fibres de 35% et de 28 à 42% pour un taux volumique de renfort de 60%.

Dans le cas où les hypothèses des deux modèles sont identiques (c'est à dire où toute la porosité est concentrée dans la matrice, soit $cf = 0$) le module de cisaillement du composite issu du modèle mésomécanique est plus sensible au taux volumique de porosité que le même module calculé par le modèle de Greszczuk.

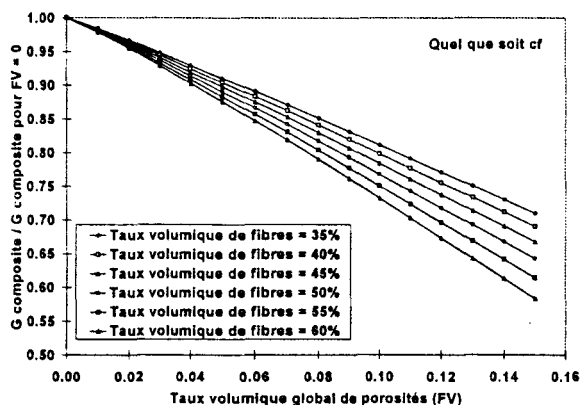
Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique de fibres compris entre 35 et 60%, taux volumique total de porosité $\leq 5\%$ et contribution des mèches à la porosité totale voisine de 60%) les variations de module de cisaillement du composite en fonction du taux volumique de porosité restent faibles pour le modèle micromécanique (de 9,7 à 13,9%), encore plus faibles pour le modèle mésomécanique (de 0,4 à 2,3%).



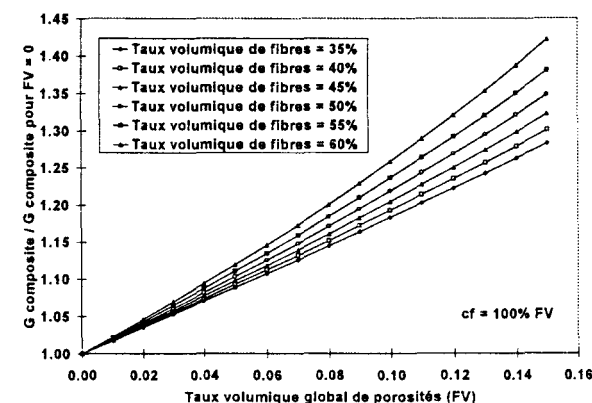
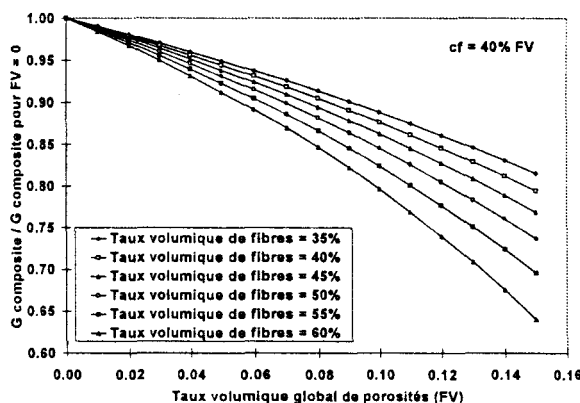
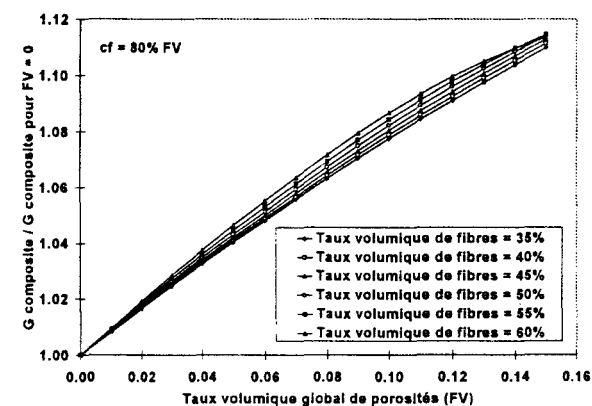
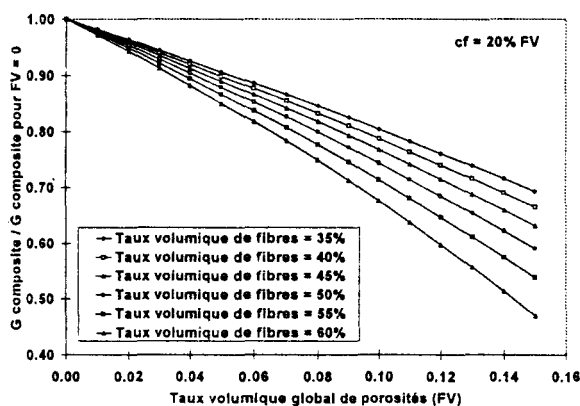
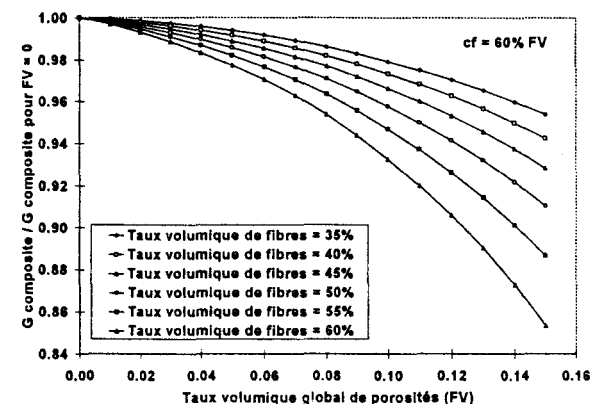
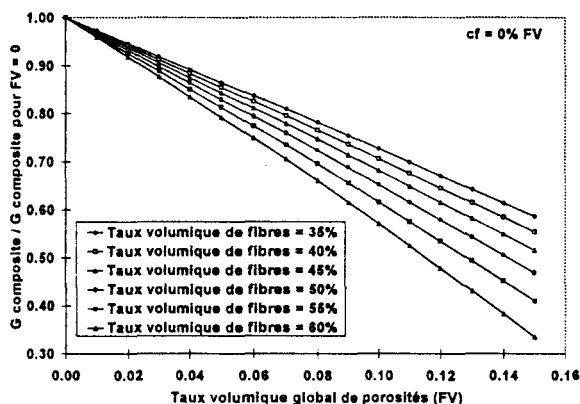
4.54 Influence du taux volumique total de porosité sur le module de cisaillement du composite - Modèle micromécanique de Greszczuk



4.55 Influence du taux volumique total de porosité sur le module de cisaillement du composite- Modèle mésomécanique



4.56 Sensibilité du module de cisaillement du composite au taux volumique total de porosité- Modèle micromécanique de Greszczuk



4.57 Sensibilité du module de cisaillement du composite au taux volumique total de porosité composite - Modèle mésomécanique

Contribution des mèches à la porosité totale

Les figures 4.58 et 4.59 montrent l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le module de cisaillement de la résine obtenu par les deux modèles. Dans le domaine retenu des paramètres de structure, le module de cisaillement varie de 39 à 128 daN/mm² pour le modèle mésomécanique et de 65 à 128 daN/mm² pour le modèle micromécanique. Il est à remarquer que si le modèle original de Greszczuk conduit logiquement à une indifférence du module de cisaillement de la résine à la contribution des mèches à la porosité totale, celui de Greszczuk modifié par ceux de Hashin et Aboudi montre que le module de cisaillement de la résine est d'autant plus élevé que la porosité est concentrée dans les mèches, ce qui paraît également logique.

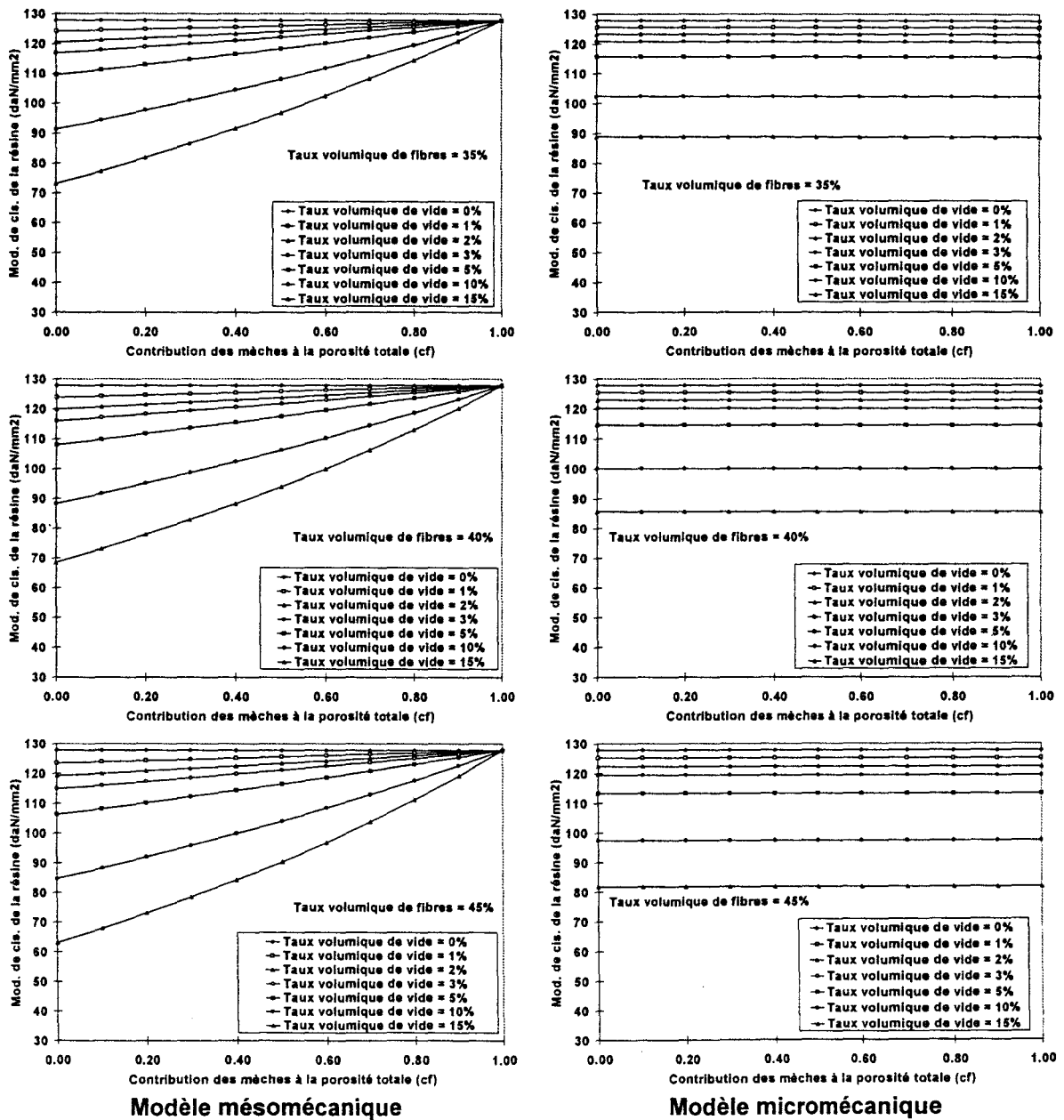


Fig. 4.58. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le module de cisaillement de la résine - $\phi_f = 35, 40$ et 45%

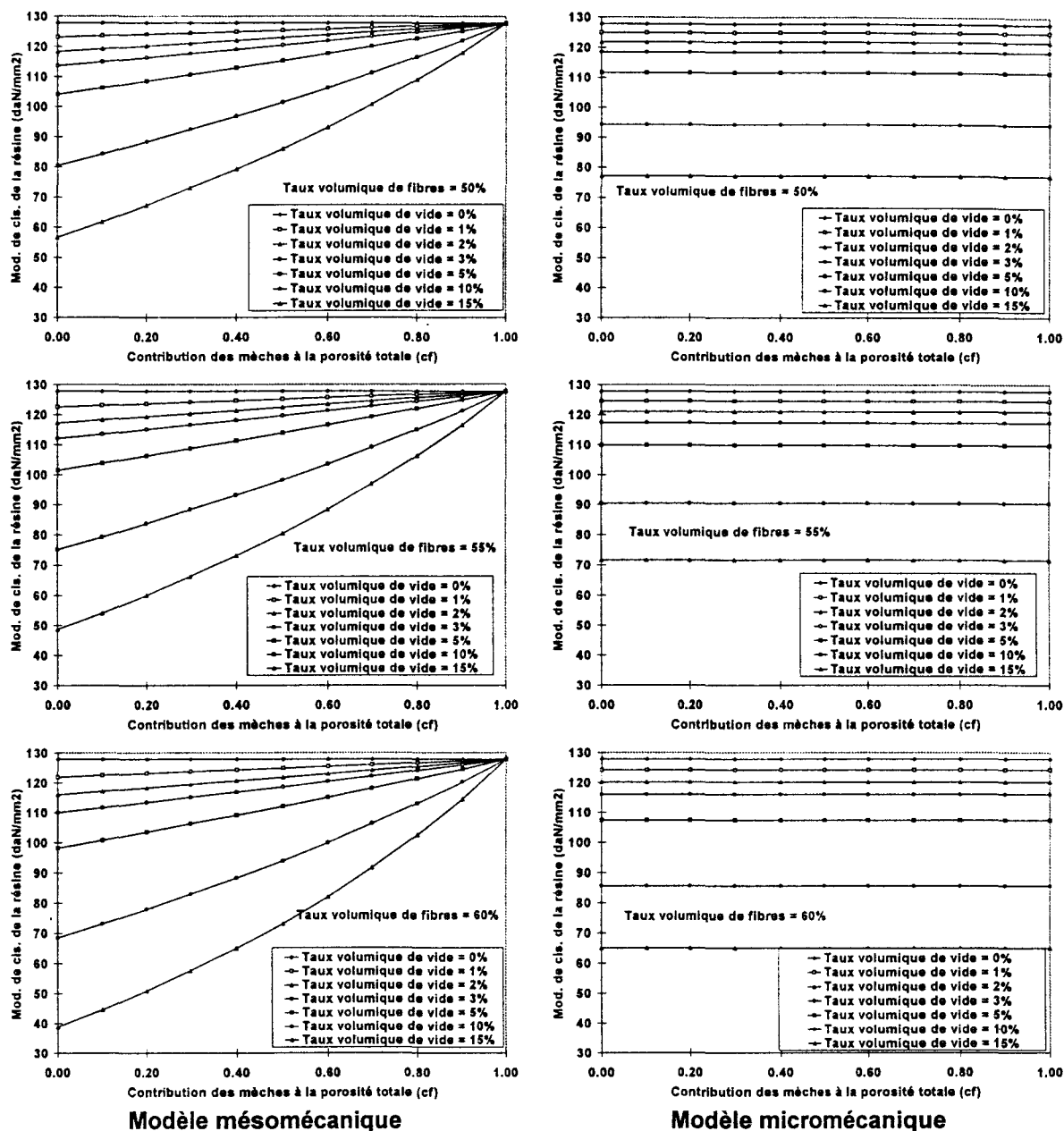


Fig. 4.59. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le module de cisaillement de la résine - $\phi_f = 50, 55$ et 60%

On peut noter par ailleurs, que la valeur minimale du module de cisaillement de la résine, obtenue lorsque toute la porosité est située dans la matrice par le modèle mésomécanique, est très proche de celle obtenue par le modèle de Greszczuk, pour des taux globaux de porosités faibles (inférieurs à 5%) puisque l'écart entre les deux modèles est alors inférieur à 10%. Par contre, pour un taux volumique total de porosités supérieur à 5%, les deux modèles divergent pour cette valeur de $c_f = 0$ et l'écart entre les deux analyses peut atteindre 40% pour un taux volumique de fibres de 60% et un taux volumique total de vide de 15%. Lorsque la porosité est entièrement concentrée dans les mèches fibreuses ($c_f = \phi_v$) le module de cisaillement obtenu par le modèle mésomécanique est de même très proche de celui obtenu par le modèle de Greszczuk pour un taux de porosité nul.

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique de fibres compris entre 35 et 60%, taux volumique global de porosité $\leq 5\%$, contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%) les écarts de modules de

cisaillement de la résine issus des deux modèles sont cependant relativement faibles (de l'ordre de 3%).

La figure 4.60. montre la sensibilité du module de cisaillement de la matrice à la contribution des mèches à la porosité totale pour le modèle mésomécanique. Ce module varie de façon significative et ce d'autant plus que le taux volumique de fibres et le taux volumique total de porosités sont importants. Ainsi, il est de 1,7 à 3,3 fois supérieur lorsque la porosité est entièrement contenue dans les mèches que lorsqu'elle est complètement située dans la matrice pour un taux volumique total de porosités de 15%. De plus, on peut admettre que pour des taux volumiques totaux de porosité inférieurs à 15%, le module de cisaillement de la matrice augmente linéairement avec la contribution des mèches à la porosité totale.

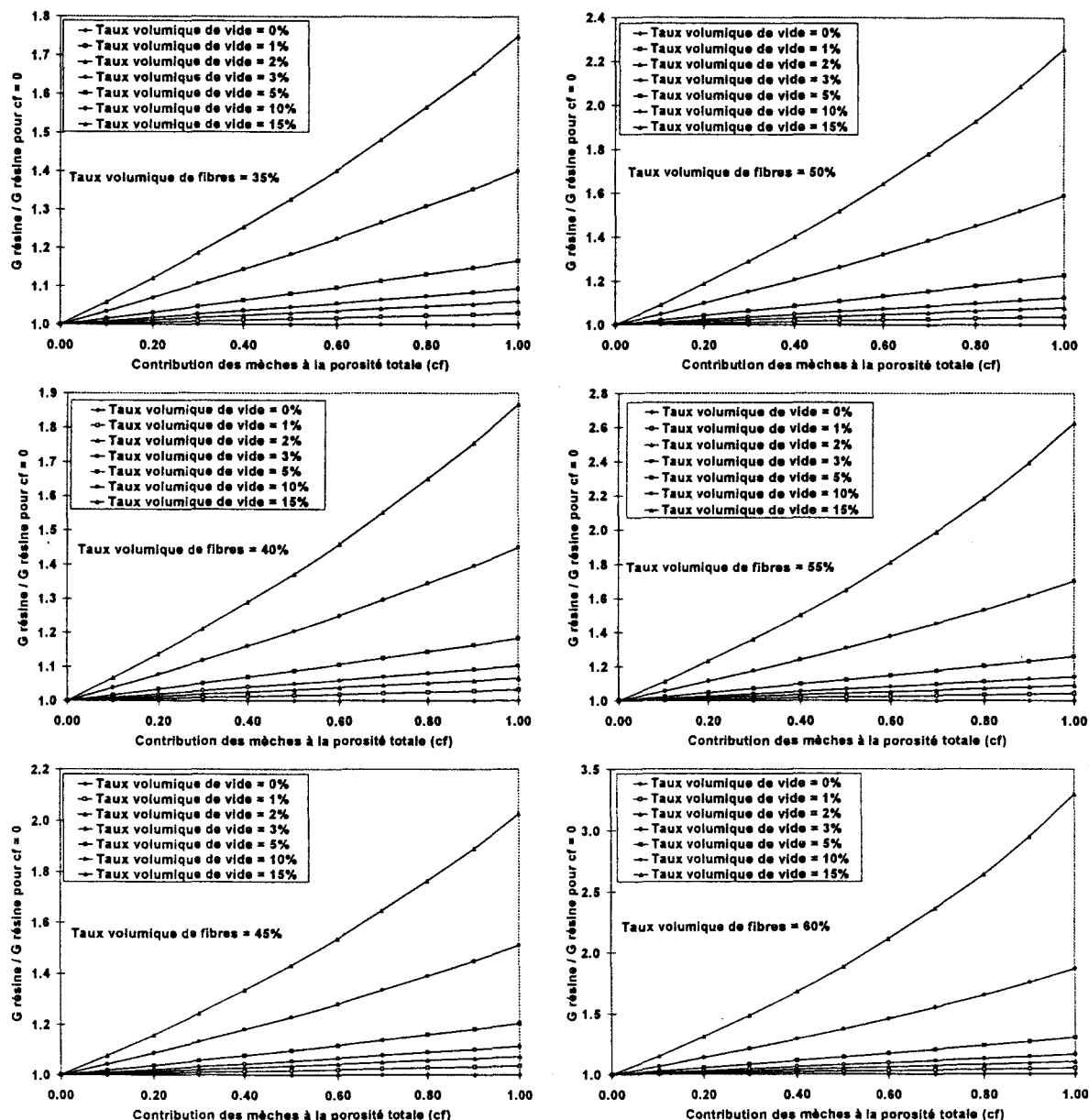


Fig. 4.60. : Sensibilité du module de cisaillement de la matrice à la contribution des mèches à la porosité totale - modèle mésomécanique

Les figures 4.61. et 4.62. montrent l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le module de cisaillement interlaminaire du composite. On peut remarquer

que, pour des conditions identiques c'est à dire lorsque toute le porosité est contenue dans la matrice (cf = 0), les modules obtenus par le modèle original de Greszczuk sont systématiquement plus élevés que ceux obtenus par le modèle mésomécanique, l'écart devenant supérieur à 30% pour des taux volumiques totaux de porosités supérieurs à 5% et ce d'autant plus que le taux volumique de fibres est élevé.

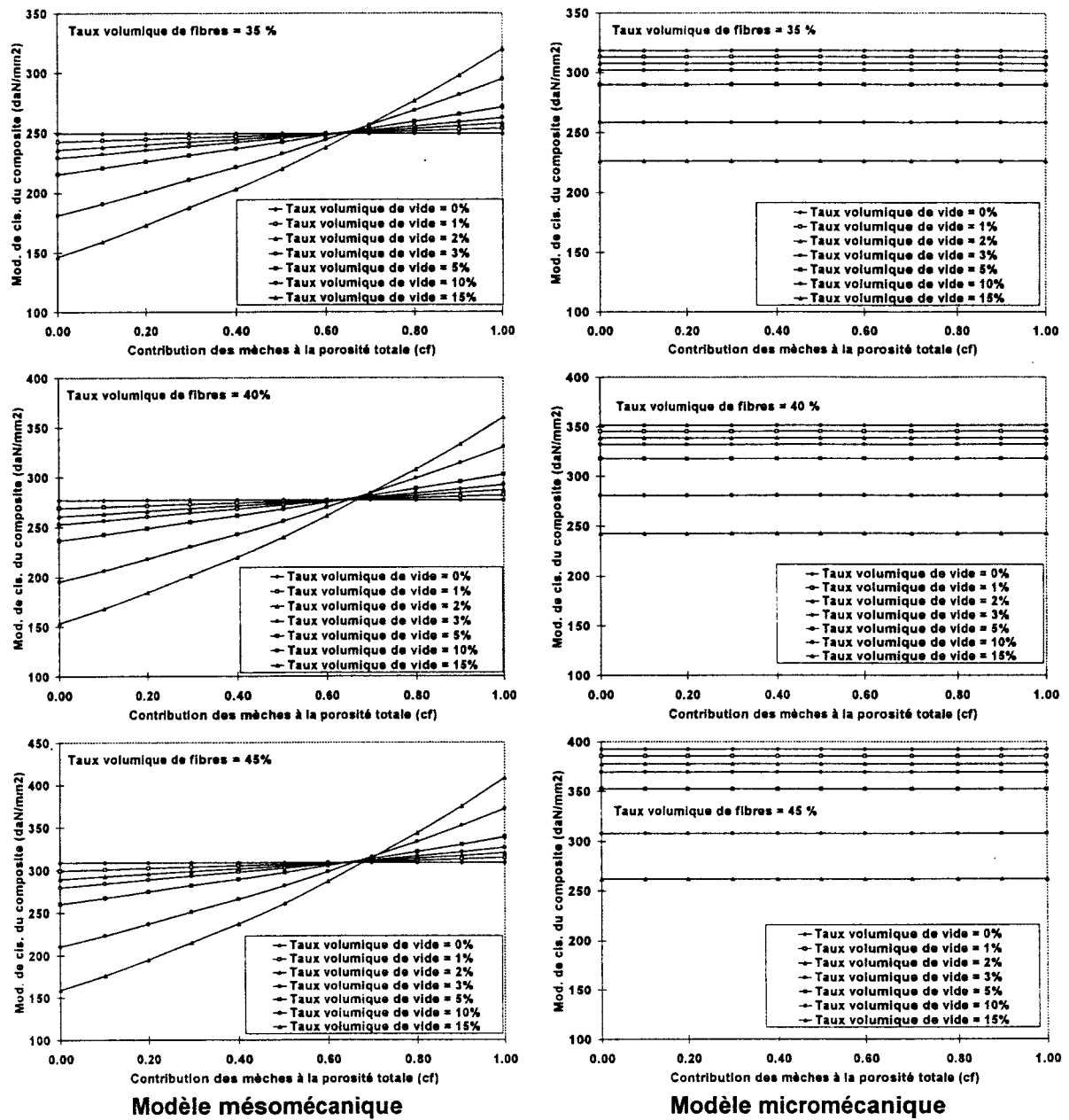


Fig. 4.61. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le module de cisaillement du composite - $\varphi_f = 35, 40$ et 45%

Par ailleurs, on observe que, comme pour le module de cisaillement de la résine, celui du composite déterminé par le modèle mésomécanique est d'autant plus élevé que la porosité est localisée dans les mèches fibreuses. Par ailleurs pour le modèle mésomécanique, le module de cisaillement interlaminaire du composite est d'autant plus faible que le taux global de porosité est élevé (tendance identique au modèle micromécanique) pour des contributions des mèches à la porosité totale faible, alors qu'il augmente avec le taux global de porosités pour des contributions des mèches à la porosité totale élevées. Il existe donc dans le modèle mésomécanique, pour chaque taux volumique de fibres, une contribution des mèches à la

porosité totale limite de l'ordre de 0,65 à 0,75 au delà de laquelle le composite est d'autant plus rigide en cisaillement que le taux de porosité total est élevé et en deçà de laquelle la module de cisaillement interlaminaire du composite diminue lorsque le taux volumique de porosité total augmente. Cependant, ce taux de contribution des mèches à la porosité totale est supérieur aux taux expérimentalement obtenus sur les composites unidirectionnels fabriqués par RTM (cf § 4.2.1.1.).

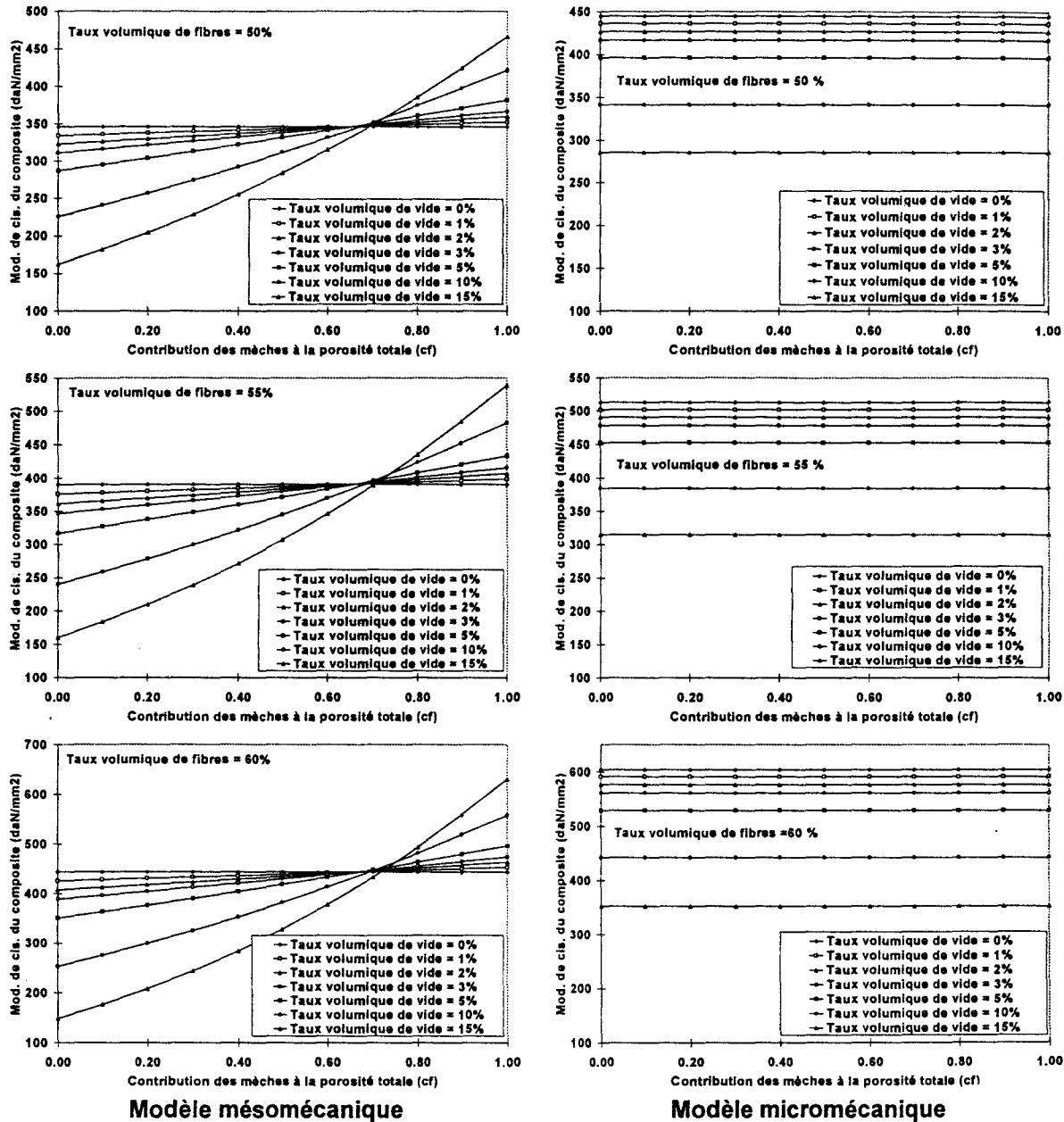


Fig. 4.62. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le module de cisaillement du composite - $\phi_f = 50, 55$ et 60%

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique de renfort compris entre 35 et 60%, taux volumique global de porosité $\leq 5\%$ et contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%) l'écart entre les modules de cisaillement du composite calculés par les deux modèles est supérieur à celui observé pour les modules de cisaillement de la résine mais reste néanmoins limité ($\leq 14\%$).

De plus, comme pour le module de cisaillement de la résine, le modèle mésomécanique conduit à un module de cisaillement interlaminaire du composite croissant

avec la contribution des mèches à la porosité totale, et ce d'autant plus que les taux volumiques totaux de porosité et de fibres augmente. Ainsi, le module de cisaillement interlaminaire du composite est de 2,2 à 4,3 fois supérieur lorsque toute la porosité est concentrée dans les mèches que lorsqu'elle est totalement contenue dans la matrice, pour un taux volumique total de porosité de 15% (cf. Figure 4.63). Là encore, on peut estimer que, pour des taux volumiques de porosité inférieurs à 15%, le module de cisaillement du composite augmente linéairement avec la contribution des mèches à la porosité totale.

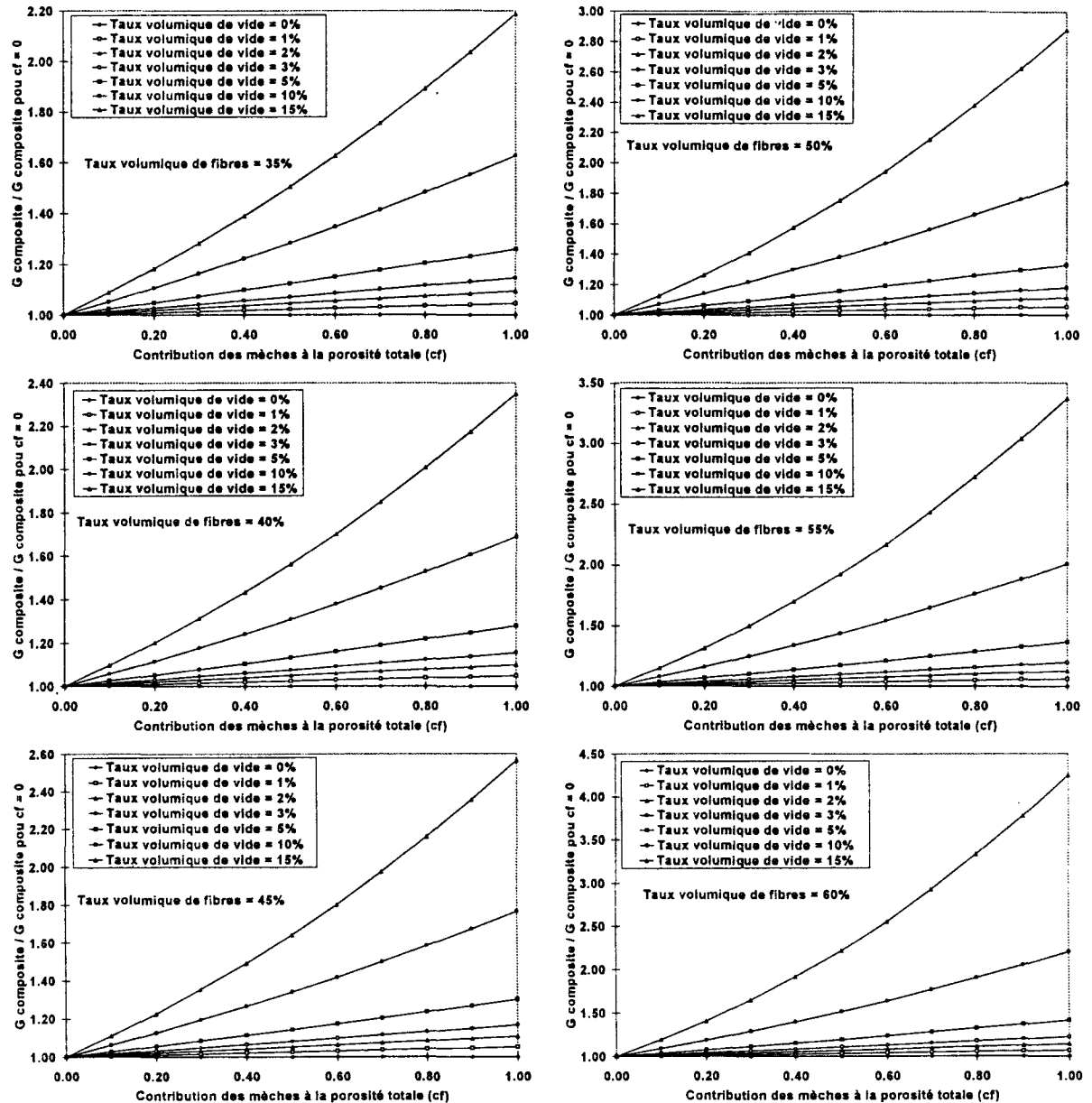


Fig. 4.63 : Sensibilité du module de cisaillement interlaminaire du composite à la contribution des mèches à la porosité totale - Modèle mésomécanique

En résumé, on peut dire que dans la gamme testée, tous les paramètres de structure influent sur les modules de cisaillement de la résine et du composite calculés par les deux modèles; les tendances d'évolution de ces caractéristiques en fonction des paramètres de structure étant similaires. La différence entre les deux modèles se situe au niveau de la prise en compte de la contribution des mèches à la porosité totale, qui peut, dans les cas extrêmes conduire à des différences de module significative. Cependant, dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique de fibres compris entre 35 et

60%, taux volumique global de porosité $\leq 5\%$ et contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%) les deux modèles conduisent à des caractéristiques élastiques en cisaillement du même ordre de grandeur et dont les sensibilités aux taux volumiques de fibres et de porosité sont similaires. Ainsi, les différences que l'on observera sur les facteurs de concentration de contraintes issus des deux modèles (cf. § 4.2.2.3.3.) ne seront pas imputables à des différences significatives des caractéristiques élastiques calculées de la résine ou du composite.

4.2.2.3.3. Influence des paramètres de structure sur les facteurs de concentration de contraintes

On compare ici l'influence des paramètres de structure (taux volumiques de renfort et de porosité, contribution des mèches à la porosité totale) sur les facteurs de concentration de contraintes (dues aux fibre, aux porosités, à leur interaction) calculés par les deux modèles (micro et mésomécanique). On s'attachera notamment à quantifier la sensibilité de ces facteurs à ces différents paramètres.

Taux volumique de fibres

La figure 4.64 présente l'influence du taux volumique de fibres sur le facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux fibres, estimée par le modèle micromécanique de Greszczuk, pour des taux de renfort compris entre 35 et 60% en volume. Ce facteur est indépendant du taux volumique global de porosité dans le composite et de la contribution des mèches à la porosité totale, et évolue de 1,46 (pour un taux volumique de fibres de 35%) à 1,86 pour un taux volumique de fibres de 60%. On peut remarquer l'allure relativement accidentée de cette évolution due au fait que ce facteur, pour ce modèle, n'est pas calculé à partir d'une expression analytique, mais interpolée entre des valeurs particulières de taux volumiques de fibres, pour des rapports de modules des fibres et de la résine particuliers.

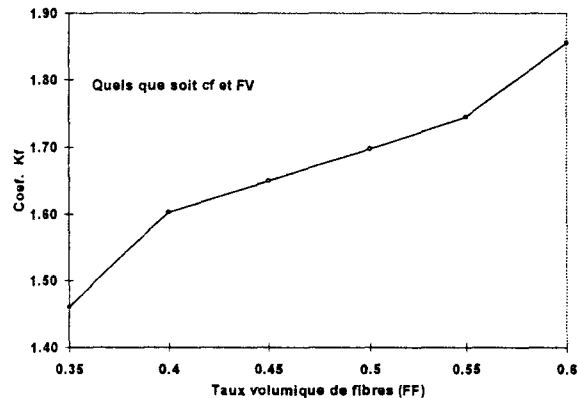


Fig. 4.64: Influence du taux volumique de fibres sur le facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux fibres
Modèle micromécanique de Greszczuk

La figure 4.65 présente l'évolution du même facteur de concentration de contraintes estimé par le modèle mésomécanique. Il dépend cette fois non seulement du taux volumique de renfort mais également, dans une faible mesure, du taux volumique de vide et de la contribution des mèches à la posorité totale. La tendance est cependant similaire à celle obtenue par le modèle micromécanique de Greszczuk, à savoir une augmentation de ce facteur de concentration de contraintes avec le taux volumique de fibres et les ordres de grandeurs sont également comparables puisque ce facteur varie de 1,71 à 1,93 pour un taux volumique de vide nul et de 1,75 à 1,93 pour un taux volumique de vide de 15%, lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice (cf =0). Enfin, le déplacement de la porosité de la matrice (cf = 0) aux mèches (cf = ϕ_v) dans ce dernier modèle a pour conséquence de limiter, voire d'annuler l'influence du taux volumique de vide.

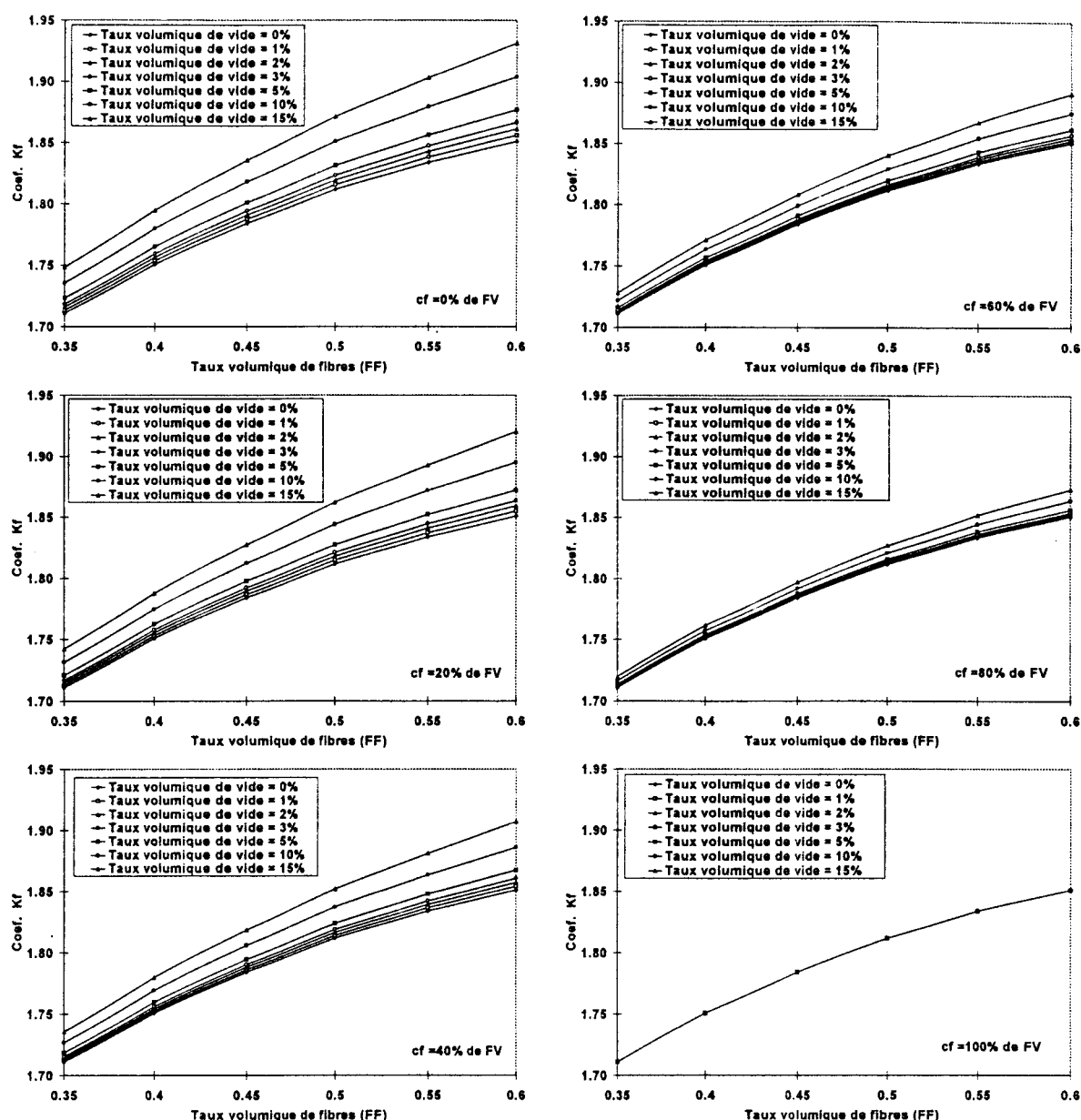


Fig. 4.65: Influence du taux volumique de fibres sur le facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux fibres - Modèle mésomécanique

Les figures 4.66 et 4.67 comparent les sensibilité au taux volumique de fibres du facteur de concentration de contraintes due aux fibres calculés par les deux méthodes. Elle est indépendante du taux volumique de vide et de la contribution des mèches à la porosité totale pour le modèle micromécanique de Greszczuk. Une agmentation du taux volumique de renfort de 25% (de 35 à 60%) se traduit, pour ce modèle, par une augmentation de 27% du coefficient de concentration de contraintes due aux fibres, soit à peu près 1% par pourcent de taux volumique de fibres supplémentaire. La sensibilité au taux volumique de fibres du facteur de concentration de contraintes due aux fibres issu du modèle mésomécanique est encore plus faible, et ce d'autant plus que le taux volumique global de vide et la contribution de la matrice à la porosité totale sont faibles, puisqu'une augmentation de 25% du taux volumique de fibres n'entraîne, au plus (lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, $cf = 0$ et que le taux volumique global de vide est élevé, 15%), qu'une augmentation de 10% du facteur de concentration de contraintes due aux fibres, soit 0,4% par pourcent de taux volumique de fibres supplémentaire.

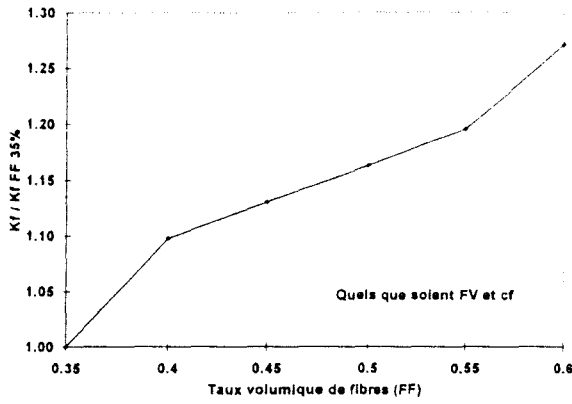


Fig. 4.66: Sensibilité du facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux fibres au taux volumique de fibres du composite
Modèle micromécanique de Greszczuk

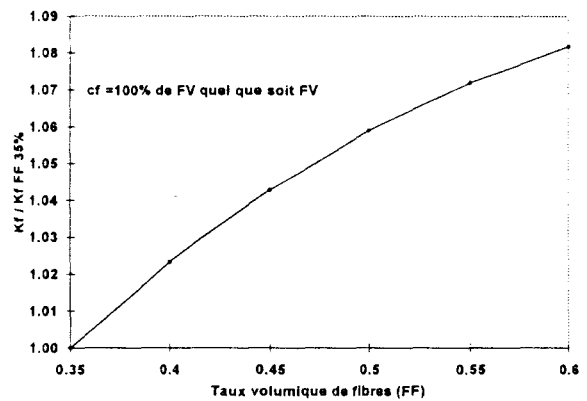
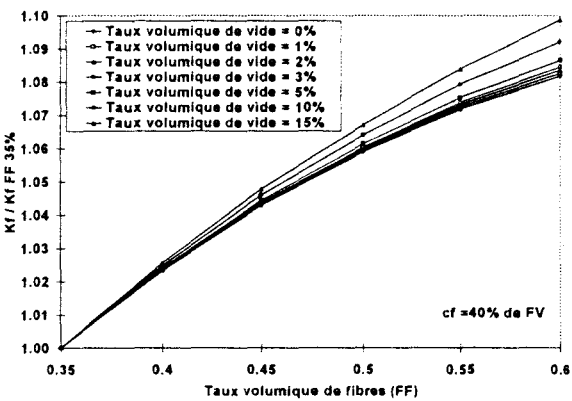
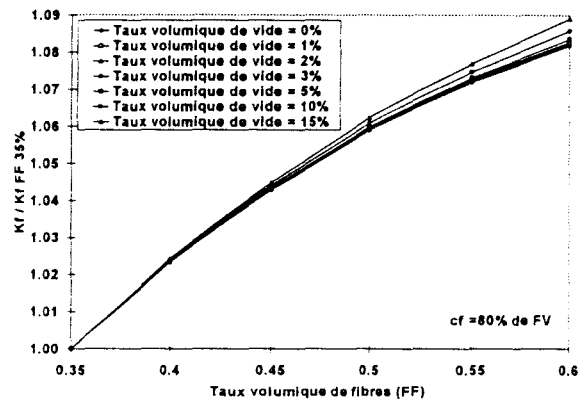
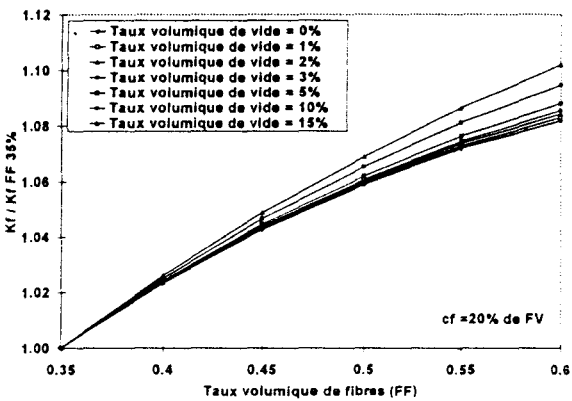
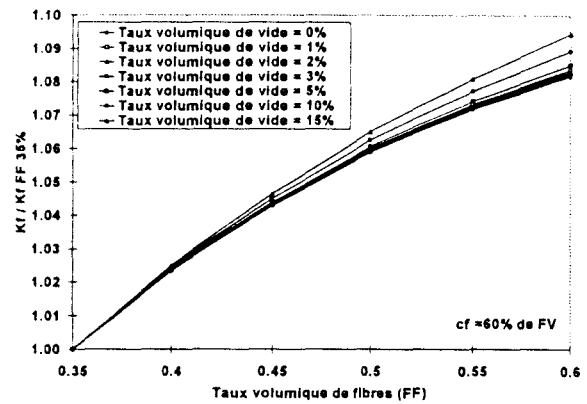
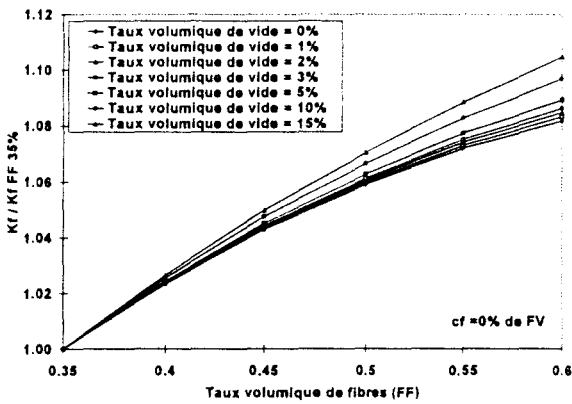


Fig. 4.67: Sensibilité du facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux fibres au taux volumique de fibres du composite - Modèle mésomécanique

La figure 4.68 présente l'influence du taux volumique de fibres du composite sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités, estimé par le modèle

micromécanique de Greszczuk, pour des taux volumiques de renfort compris entre 35 et 60%. On peut tout d'abord noter que ce facteur est toujours plus élevé que le facteur de concentration de contraintes due aux fibres elles mêmes et peut atteindre 3.24 pour un taux volumique global de porosité de 15% et un taux volumique de fibres de 60%. On note une augmentation du facteur de concentration de contraintes due aux porosités avec le taux volumique de fibres du composite, d'autant plus marquée que le taux volumique global de porosité est élevé.

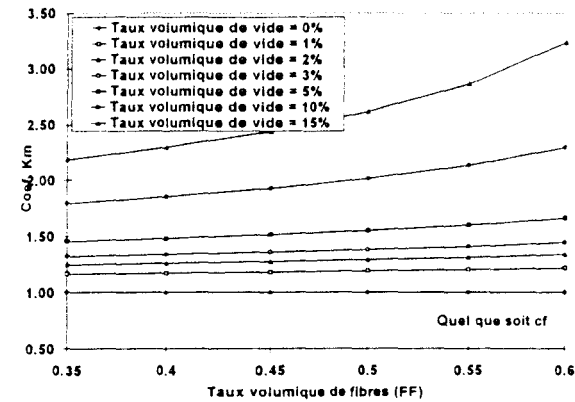


Fig. 4.68 : Influence du taux volumique de fibres du composite sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités - Modèle micromécanique de Greszczuk

La figure 4.69 présente l'évolution du même facteur de concentration de contraintes due aux porosités estimé par le modèle mésomécanique en fonction du taux volumique de renfort du composite. Il dépend cette fois non seulement des taux volumiques de fibres et de vide, mais également de la contribution des mèches à la porosité totale. La tendance observée en fonction du taux volumique de fibres est cependant similaire à celle obtenue avec le modèle de Greszczuk, et les ordres de grandeurs, lorsque les hypothèses des deux modèles sont identiques, c'est à dire lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, cf = 0, sont comparables. Les facteurs de concentrations de contraintes dues aux porosités calculés par le modèles micromécanique de Greszczuk sont cependant supérieurs à ceux issus du modèle mésomécanique dès que la contribution des mèches à la porosité totale, cf, n'est plus nulle et ce d'autant plus que la porosité est contenue dans le renfort. Ainsi, si toute la porosité est située à l'intérieur des mèches, on obtient, par le modèle mésomécanique, un facteur de concentration de contraintes due aux porosités constant égal à 1 quels que soient les taux volumiques de fibres et de vide.

Les figures 4.70 et 4.71 comparent les sensibilités au taux volumique de fibres du facteur de concentration de contraintes due aux porosités calculés par les deux méthodes. Elle est indépendante de la contribution des mèches à la porosité totale pour le modèle micromécanique de Greszczuk et une augmentation de 25% du taux volumique de fibres dans le composite (de 35 à 60%) se traduit par une augmentation du facteur de concentration de contraintes due aux porosités :

- linéaire pour des taux volumiques de vides inférieurs ou égaux à 10%, de 5, 7, 10, 12, et 28% pour des taux volumiques de vide de 1, 2, 3, 5 et 10%, soit de 0.2, 0.3, 0.4, 0.5 et 1.1% par % de taux de renfort supplémentaire.
- fortement non linéaire de 48% pour un taux volumique de vide de 15%.

La sensibilité au taux volumique de fibres du facteur de concentration de contraintes due aux porosités calculé par le modèle mésomécanique est systématiquement plus faible, et ce d'autant plus que la contribution des mèches à la porosité totale est élevée (cf = 1). Cependant, les tendances d'évolution sont similaires, puisque une augmentation de 25% du taux volumique de renfort se traduit par une augmentation du facteur de concentration de

contraintes due aux porosités linéaire pour des taux volumiques de vide inférieurs ou égaux à 10%, fortement non linéaire au delà.

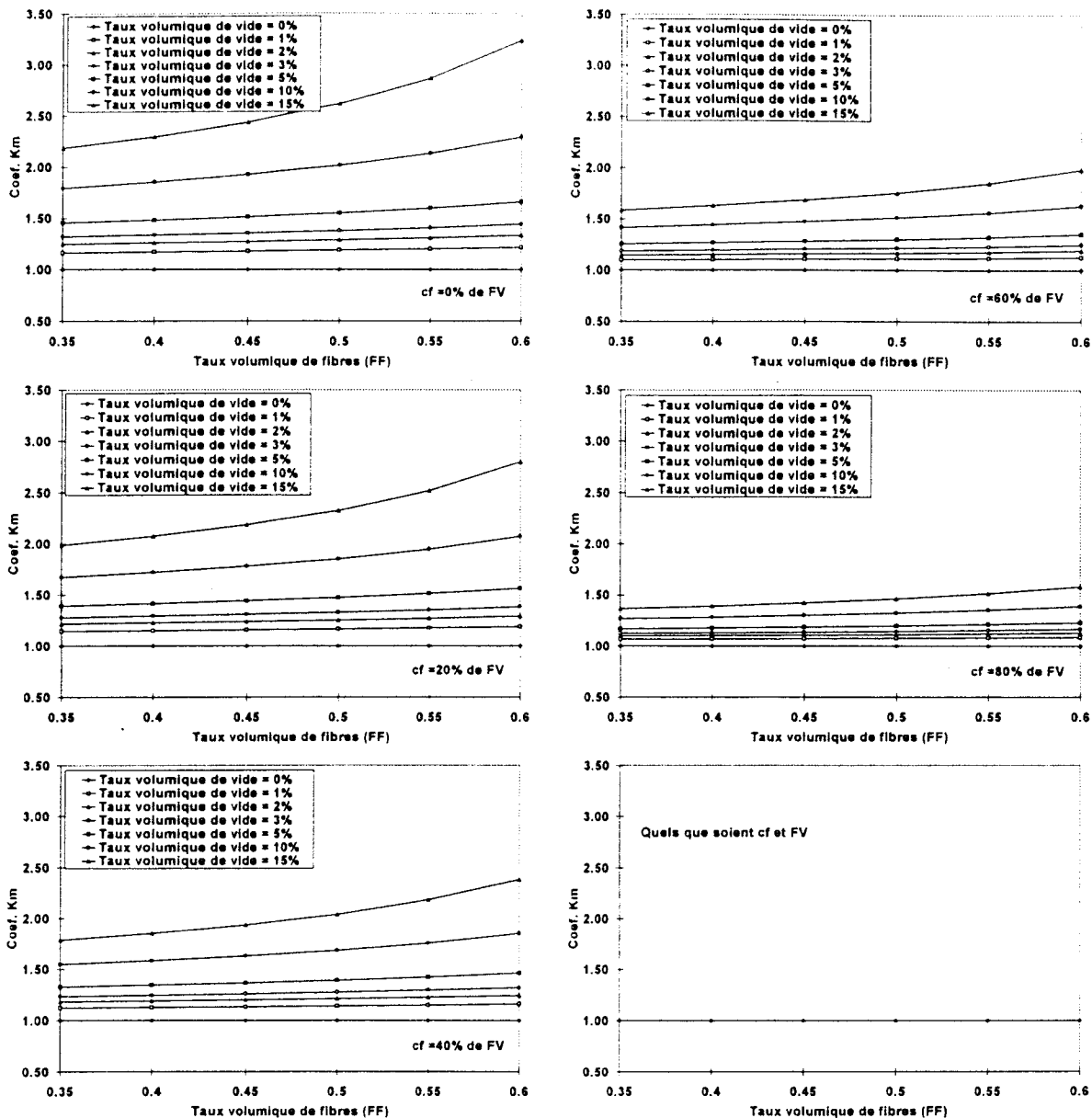
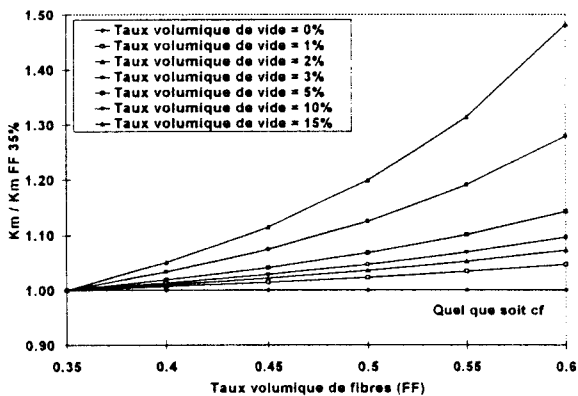


Fig. 4.69 : Influence du taux volumique de fibres du composite sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités - Modèle mésomécanique



**Fig. 4.70: Sensibilité du facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux porosités au taux volumique de fibres du composite
Modèle micromécanique de Greszczuk**

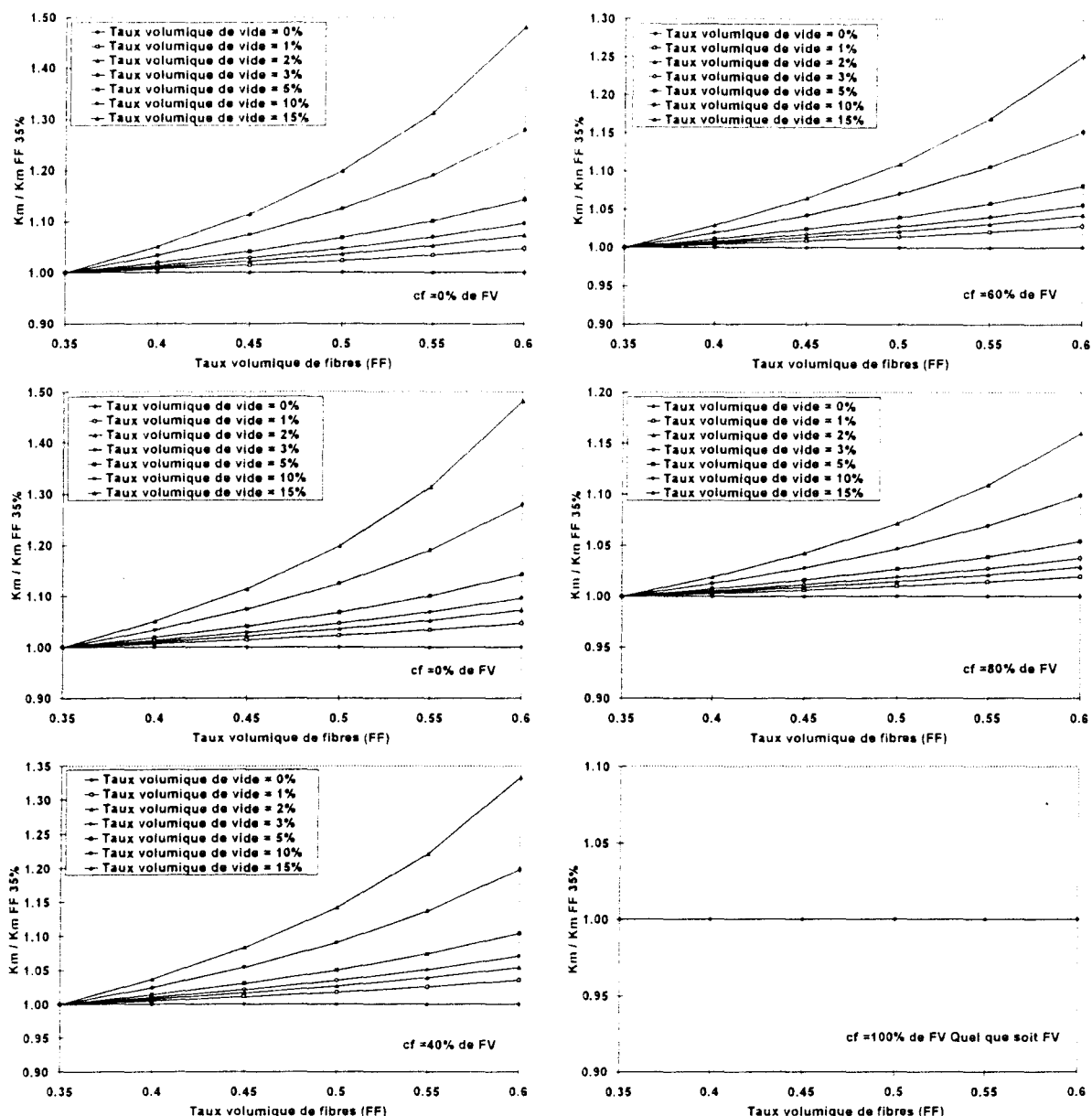


Fig. 4.71: Sensibilité du facteur de concentration de contraintes en cisaillement due aux porosités au taux volumique de fibres du composite - Modèle mésomécanique

La figure 4.72 présente l'influence du taux volumique de fibres du composite sur le facteur de concentration de contrainte total (due aux fibres et aux porosités), estimé par le modèle micromécanique de Greszczuk, pour des taux volumiques de fibres compris entre 35 et 60% et différents taux volumique globaux de vide. Ce facteur évolue de 1,46 à 1,86 pour un taux volumique de vide nul et de 3,19 à 6 pour un taux volumique de vide de 15%.

La figure 4.73 présente l'influence du taux volumique de fibres sur ce même facteur, calculé par le modèle mésomécanique pour différentes valeurs de taux volumiques de vide et de contribution des mèches à la porosité totale. Lorsque les hypothèses des deux modèles sont identiques (c'est à dire lorsque la porosité est entièrement concentrée dans la matrice, soit $cf = 0$) les facteurs calculés sont du même ordre de grandeur et leur évolution en fonction du taux volumique de fibres est similaire, les facteurs calculés par le modèle mésomécaniques étant cependant toujours supérieurs (de 0 à 20%) à ceux calculés par le modèle micromécanique de Greszczuk.

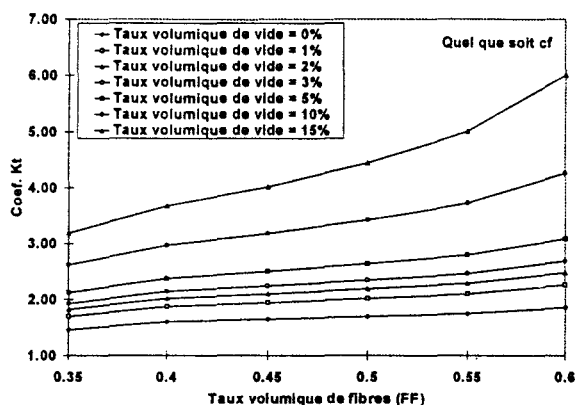


Fig. 4.72 : Influence du taux volumique de fibres du composite sur le facteur de concentration de contraintes total -Modèle micromécanique de Greszczuk

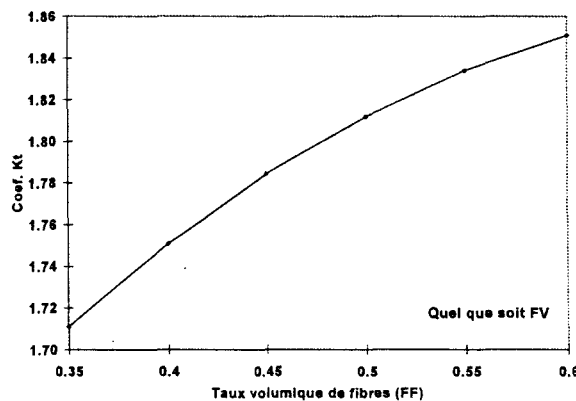
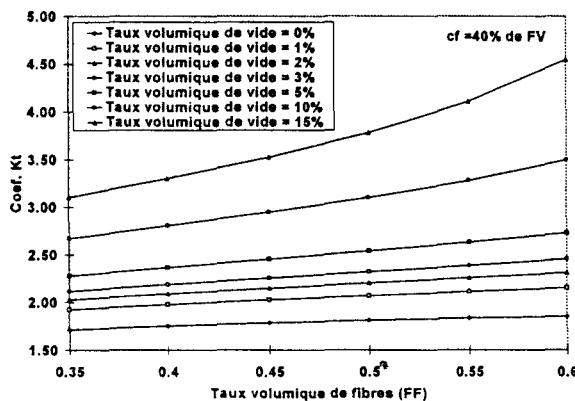
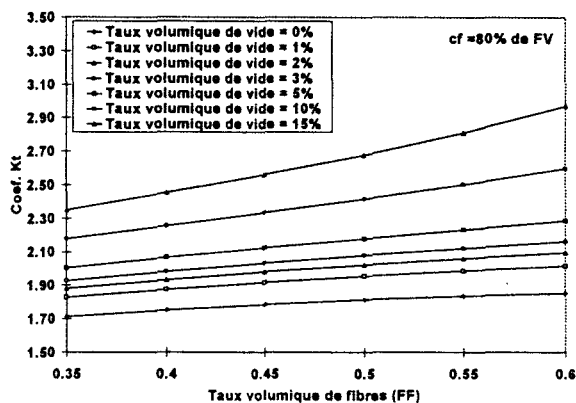
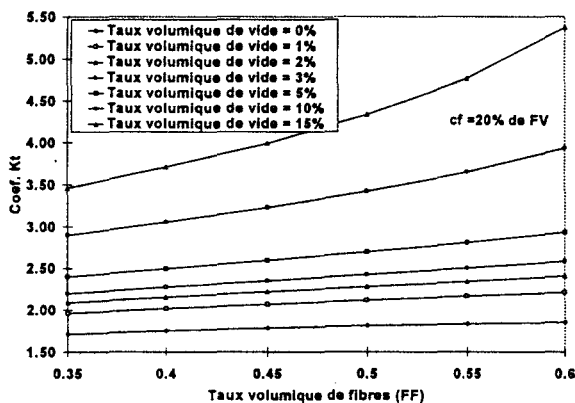
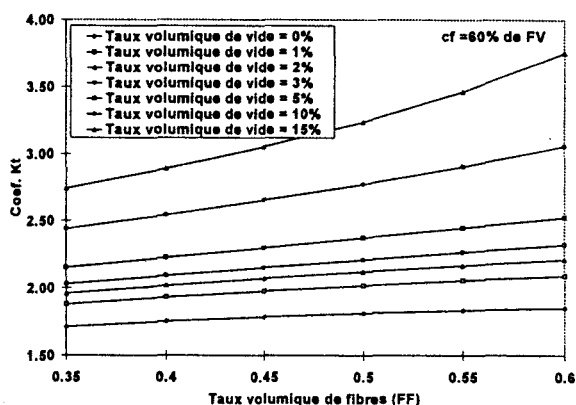
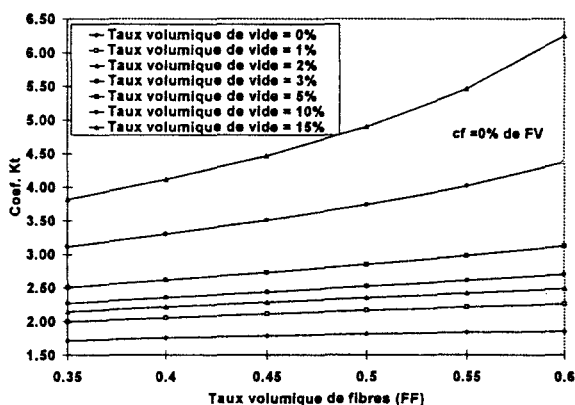


Fig. 4.73 : Influence du taux volumique de fibres du composite sur le facteur de concentration de contraintes total - Modèle mésomécanique

Plus les mèches contribuent à la porosité totale, plus les facteurs de concentration de contraintes totaux calculés par le modèle mésomécaniques sont faibles. Ils deviennent

inférieurs à ceux du modèle micromécanique de Greszczuk pour un coefficient c_f d'autant plus faible que le taux de porosité total est élevé. Cependant les tendances d'évolution en fonction du taux volumique de fibres sont similaires pour les deux modèles quels que soient le taux volumique de vide total et la contribution des mèches à la porosité totale.

Les figures 4.74 et 4.75 comparent les sensibilités au taux volumique de fibres des facteurs de concentration de contraintes totaux calculés par les deux méthodes. Pour le modèle micromécanique de Greszczuk, une augmentation de 25% (de 35 à 60%) du taux volumique de fibres dans le composite se traduit par une augmentation du facteur de concentration de contrainte total :

- pratiquement linéaire pour des taux volumiques de vide inférieurs ou égaux à 10%, de 33, 36, 39, 45 et 63% pour des taux volumiques de vide de 1, 2, 3, 5 et 10%, soit 1.3, 1.4, 1.6, 1.8 et 2.52% par pourcent de taux de fibres supplémentaire.
- non linéaire, de 88%, pour un taux volumique de vide de 15%.

La sensibilité au taux volumique de fibres du facteur de concentration de contraintes total calculé par le modèle mésomécanique est systématiquement plus faible, et ce d'autant plus que la contribution des mèches à la porosité totale est élevée ($c_f = \phi_v$). Cependant , les tendances d'évolution sont similaires.

Le tableau (Fig.4.76) résume l'influence du taux de fibres sur les différentes grandeurs calculées par les deux modèles. Les tendances indiquées correspondent à une augmentation de ϕ_f .

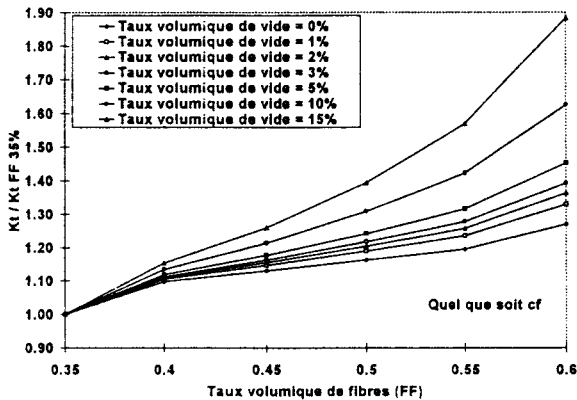


Fig. 4.74 : Variabilité du facteur de concentration de contraintes total en fonction du taux volumique de fibres du composite - Modèle micromécanique de Greszczuk

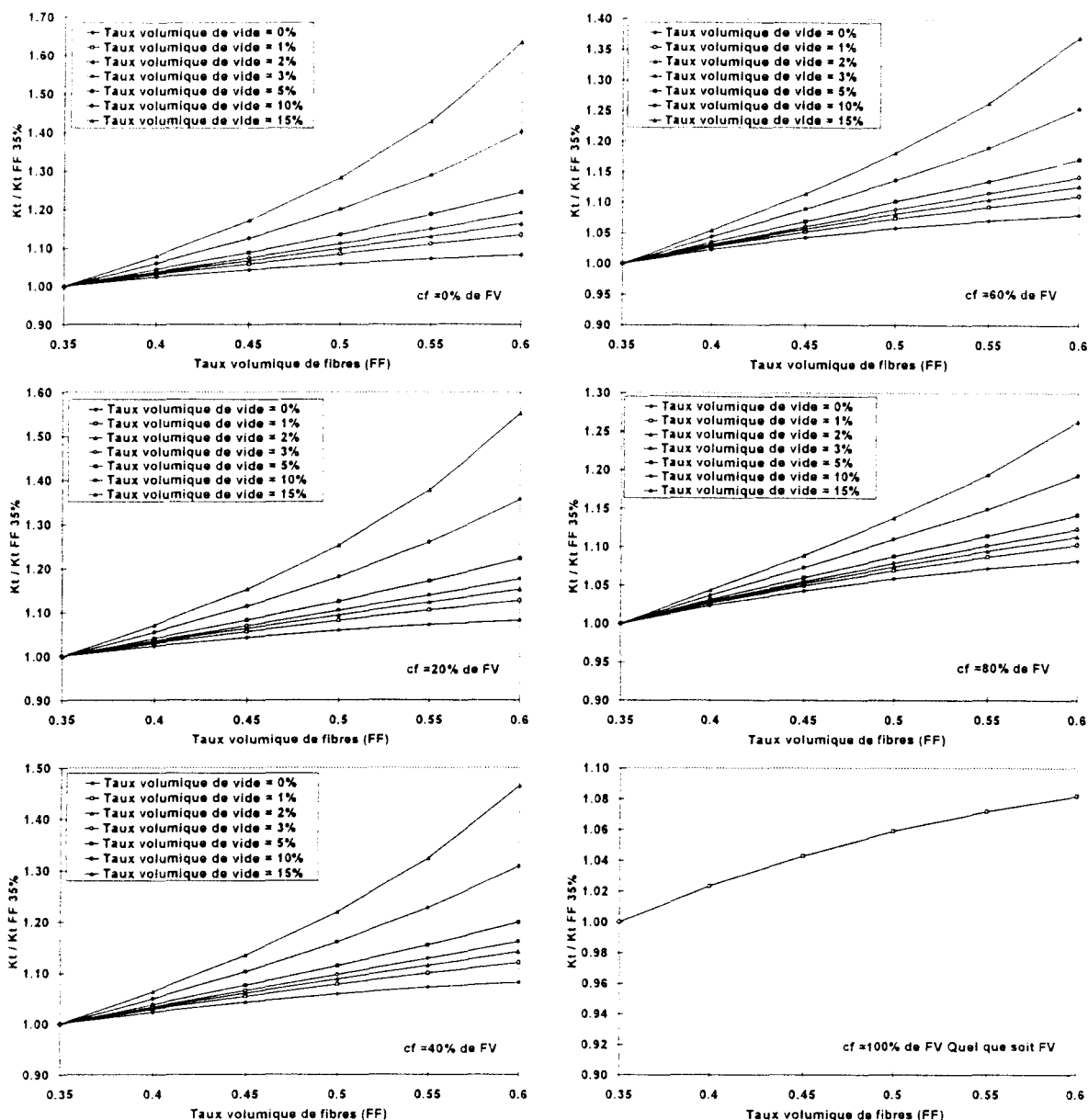


Fig. 4.75 : Sensibilité du facteur de concentration de contraintes total au taux volumique de fibres du composite - Modèle mésomécanique

Grandeur observée	Modèle micromécanique		Modèle mésomécanique	
	Sens de variation	Amplitude de variation	Sens de variation	Amplitude de variation
K fibres	augmentation	$\Delta < 30\%$	augmentation	$\Delta < 10\%$
K porosités	augmentation	$\Delta < 48\%$	augmentation	* $c_f = 0$, $\Delta < 48\%$ * $c_f = 100$ ϕ_v , $\Delta = 0$
K total	augmentation	Δ de 33 à 88%	augmentation	* $c_f = 0$, $\Delta < 65\%$ * $c_f = 100$ ϕ_v , $\Delta < 10\%$

Fig. 4.76. : Résumé de l'influence du taux de fibres sur les coefficients calculés.

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumique de porosité $\leq 5\%$ et contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de

60%), les coefficients de concentration de contrainte issus du modèle mésomécanique sont beaucoup moins sensibles au taux volumique de renfort que ceux calculés par le modèle micromécanique. Les variations observées étant de 27% pour K_f , 14% pour K_m et de 45% pour K_t pour le modèle micromécanique et seulement de 9% pour K_f , 8% pour K_m et 17% pour K_t pour le modèle mésomécanique.

Taux volumique global de porosité

Les figures 4.77 et 4.78 montrent l'influence du taux global de porosité sur le facteur de concentration de contraintes due aux fibres, K_f , issu des deux modèles, pour différents taux volumiques de fibres et contributions des mèches à la porosité totale.

L'analyse micromécanique de Greszczuk conduit à un facteur de concentration de contraintes K_f indépendant du taux global de porosité dans le composite et de la contribution des mèches à la porosité totale. Le facteur K_f issu du modèle mésomécanique est quant à lui une fonction croissante du taux de porosité global et de la contribution de la matrice à la porosité totale (c_f faibles). Il est compris entre 1,71 et 1,86 suivant la structure considérée. Dans tous les cas les ordres de grandeurs des deux modèles sont comparables, même si le modèle mésomécanique conduit à des valeurs de K_f légèrement supérieures.

La figure 4.79 montre la sensibilité au taux de porosité total du composite du facteur de concentration de contraintes due aux fibres obtenu par le modèle mésomécanique. Cette sensibilité est très faible puisque inférieure à 5% pour un taux volumique total de vide de 15% et très peu dépendante de la contribution des mèches à la porosité totale c_f .

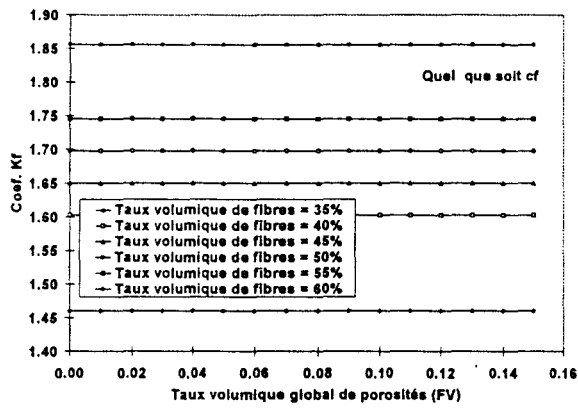


Fig. 4.77 Influence du taux de porosité total sur le facteur de concentration de contraintes due aux fibres - Modèle micromécanique

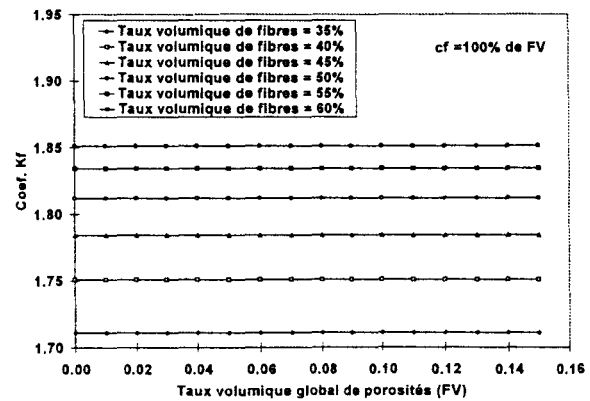
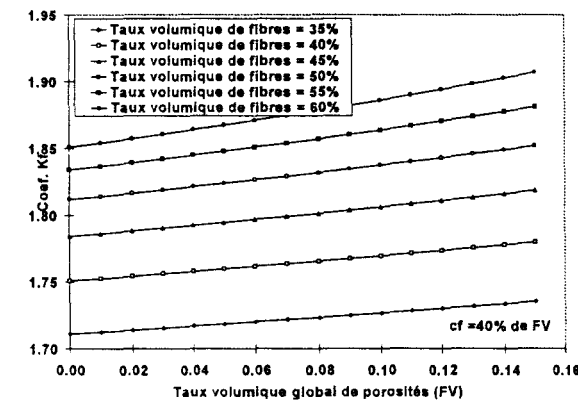
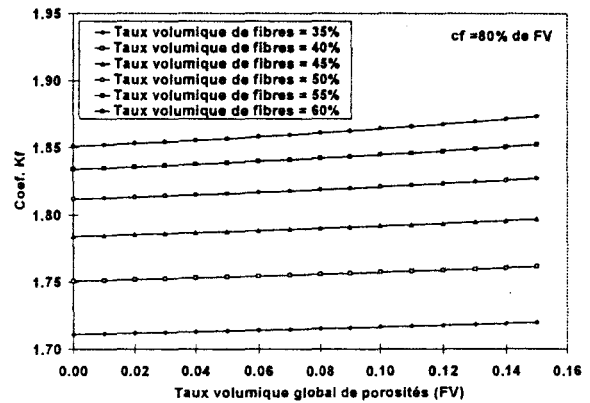
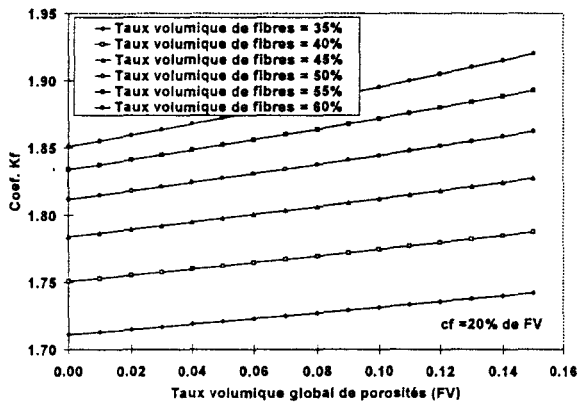
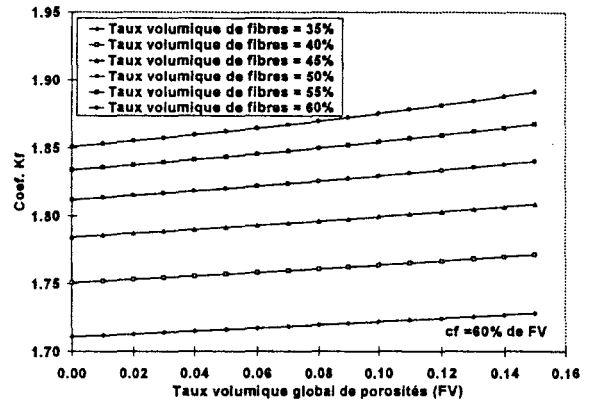
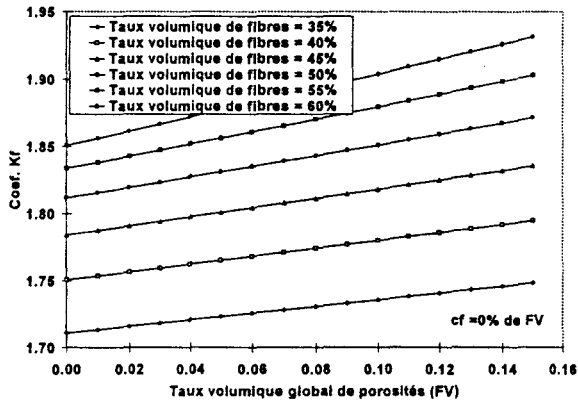


Fig. 4.78 Influence du taux de porosité total sur le facteur de concentration de contraintes due aux fibres - Modèle mésomécanique

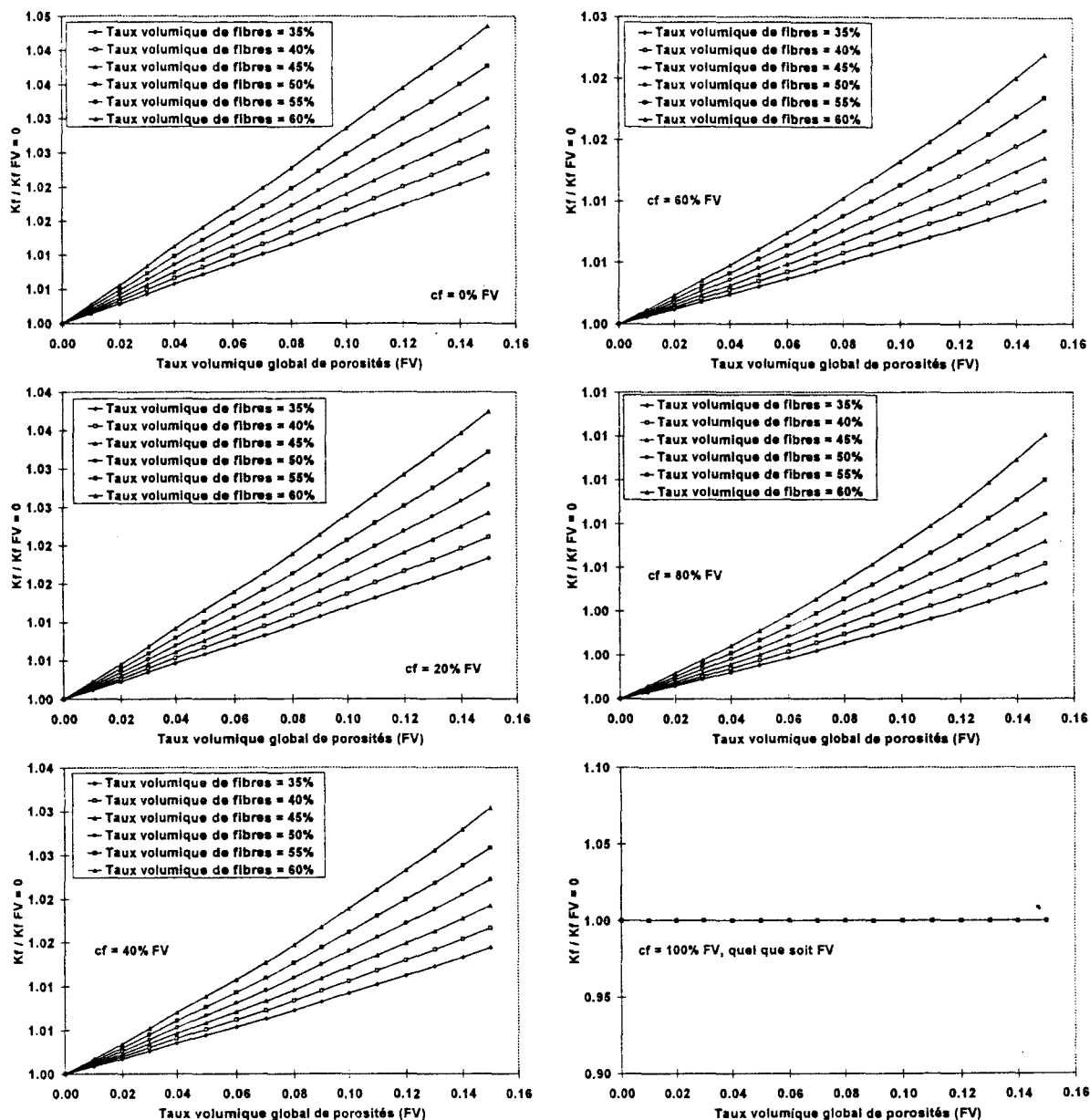


Fig. 4.79. Sensibilité du facteur de concentration de contraintes due aux fibres au taux volumique total de porosités - modèle mésomécanique

Les figures 4.80 et 4.81 montrent l'influence du taux global de vide sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités, pour les deux modèles. Il est toujours supérieur au facteur de concentration de contraintes due aux fibres. Pour le modèle micromécanique de Greszczuk, une augmentation du taux volumique de vide se traduit par une augmentation non linéaire du facteur de concentration de contraintes due aux porosités de 1 à 2,18 (respectivement 3,24) pour un taux volumique de fibres de 35% (respectivement de 60%). Pour le modèle mésomécanique, les tendances observées sont similaires.

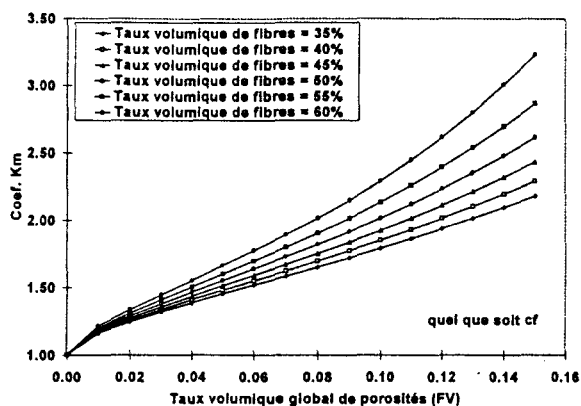


Figure 4.80 : Influence du taux de vide total sur le facteur de concentration de contraintes du aux porosités - Modèle micromécanique de Greszczuk

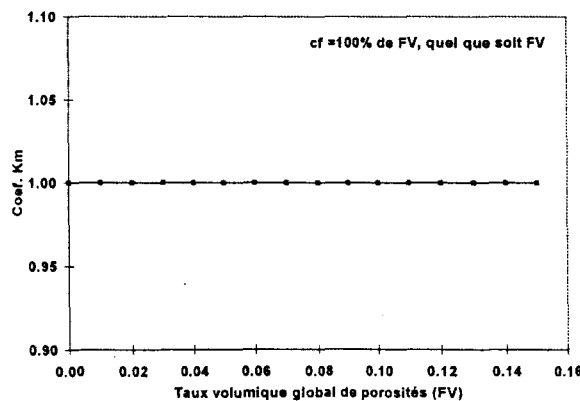
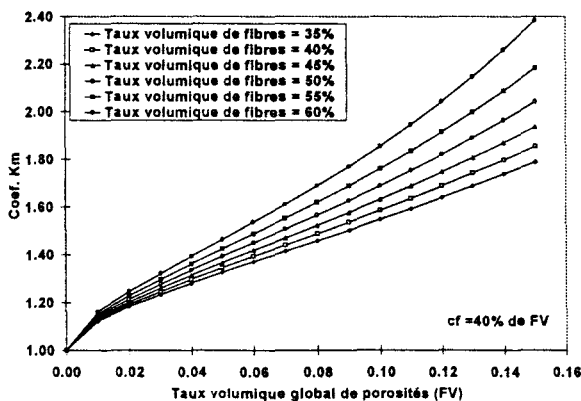
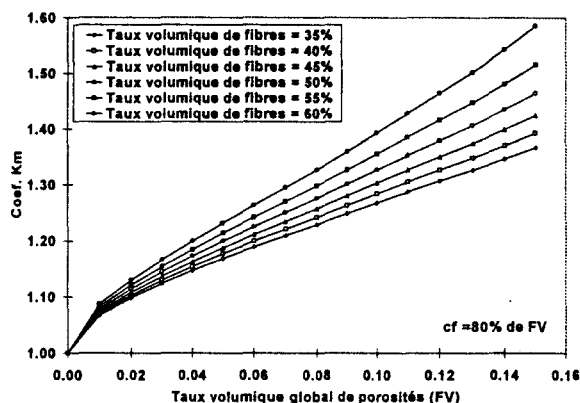
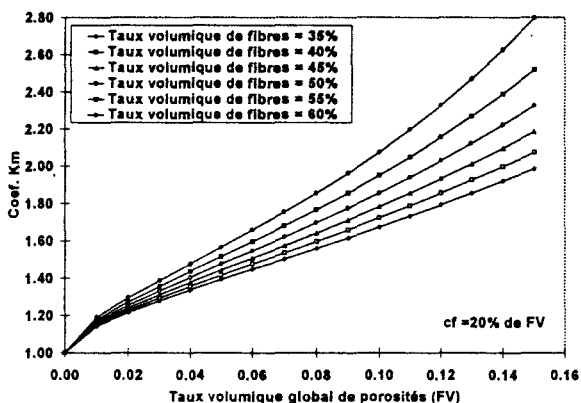
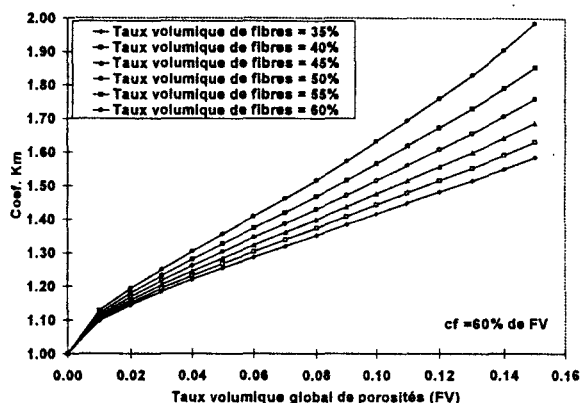
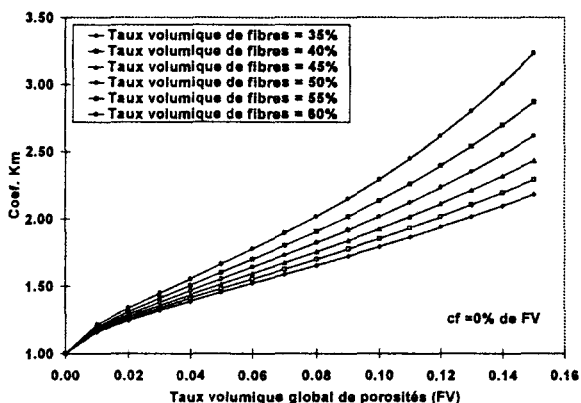


Figure 4.81 : Influence du taux de vide total sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités - Modèle mésomécanique

Lorsque toute la porosité est contenue dans la matrice les facteurs de concentration de contraintes due aux porosité, issus des deux modèles sont rigoureusement identiques. Plus les mèches contribuent à la porosité totale, plus la variation du facteur de concentration de contraintes due aux porosités, calculé par le modèle mésomécanique, est faible, puisque ce facteur n'est plus que de 1,37 (respectivement 1,59) pour un taux volumique de renfort de 35% (respectivement de 60%) lorsque la porosité est concentrée dans le renfort ($cf = 80\% \phi_v$).

Les figures 4.82 et 4.83 montrent l'influence du taux volumique global de porosité sur le facteur de concentration de contraintes total (du aux fibres et aux porosité) calculé par les deux méthodes. Pour le modèle micromécanique de Greszczuk, ce facteur augmente avec le taux volumique total de vide d'autant plus fortement que le taux volumique de fibres est élevés, soit de 1,71 à 3,82 pour un taux de renfort de 35% et de 1,85 à 6.25 pour un taux de renfort de 60%. Pour le modèle mésomécanique, on observe le même type de tendances, l'amplitude de variation du facteur de concentration des contraintes total étant cependant plus faible, et ce d'autant plus que la contribution des mèches à la porosité totale est élevée. Lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, le facteur de concentration de contraintes total augmente de 1,71 à 3,46 pour un taux de renfort de 35% et de 1,85 à 5,37 pour un taux de renfort de 60%.

Les figures 4.84 et 4.85 comparent la sensibilité au taux volumique total de porosité du facteur de concentration de contrainte total pour les deux modèles. Une augmentation du taux volumique total de porosité se traduit, pour le modèle micromécanique de Greszczuk par une augmentation 218 à 324% du facteur de concentration de contraintes total. La sensibilité de ce facteur aux taux volumique total de porosités est généralement plus faible pour le modèle mésomécanique et ce d'autant plus que la contribution des mèches à la porosité totale augmente.

Le tableau (Fig. 4.86.) résume l'influence du taux de porosité total sur les différentes grandeurs calculées par les deux modèles. Les tendances indiquées correspondent à une augmentation de ϕ_v .

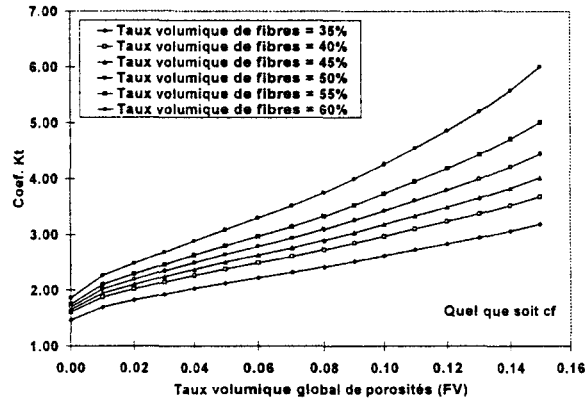


Fig. 4.82. : Influence du taux de porosité total sur le facteur de concentration de contraintes total - Modèle micromécanique de Greszczuk

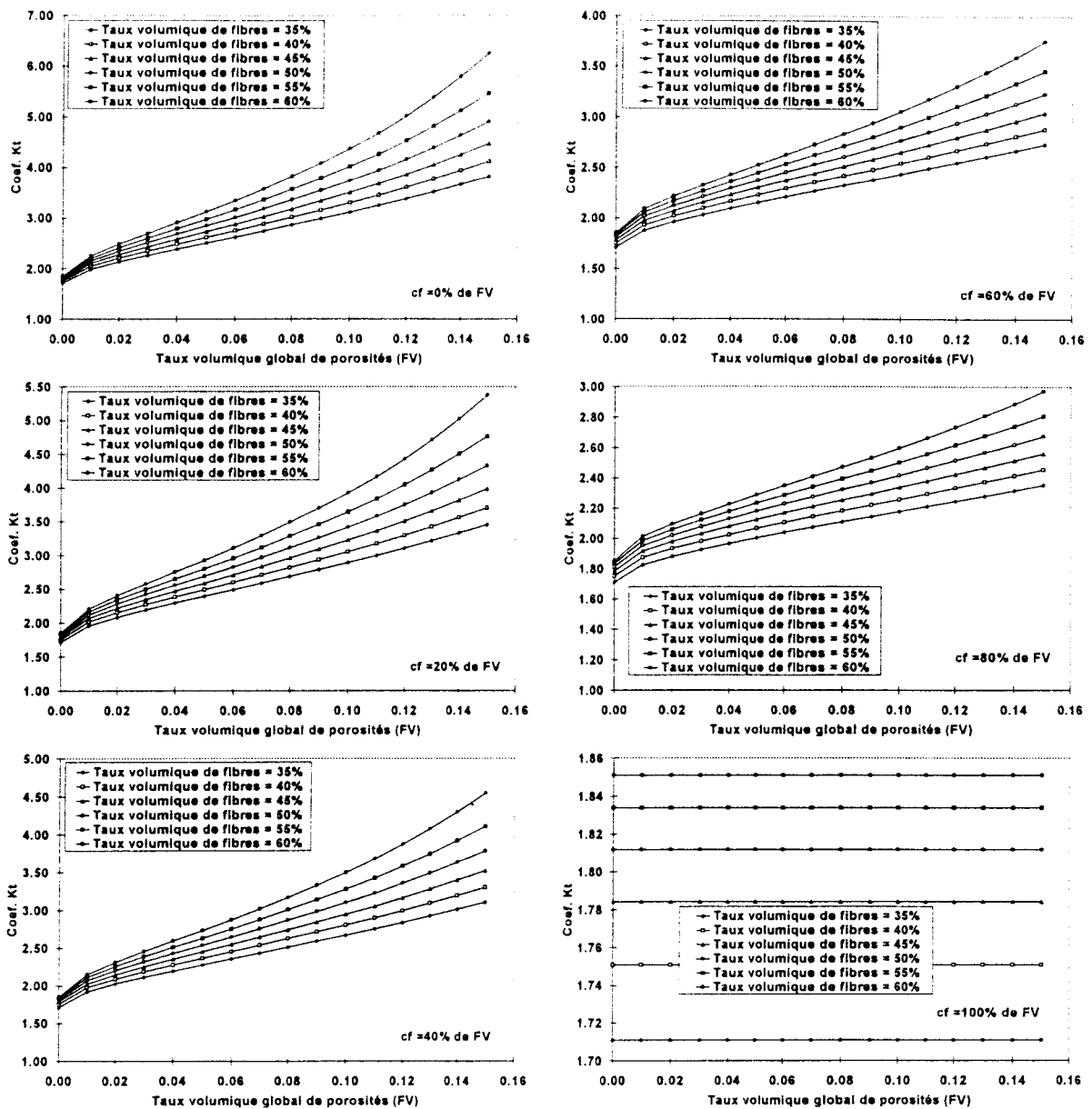


Fig. 4.83. : Influence du taux de porosité total sur le facteur de concentration de contraintes total - Modèle mésomécanique

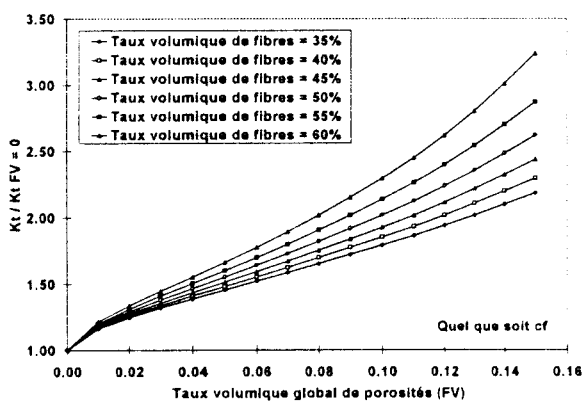


Fig. 4.84 : Sensibilité du facteur de concentration de contraintes total au taux volumique de porosité - Modèle micromécanique de Greszczuk

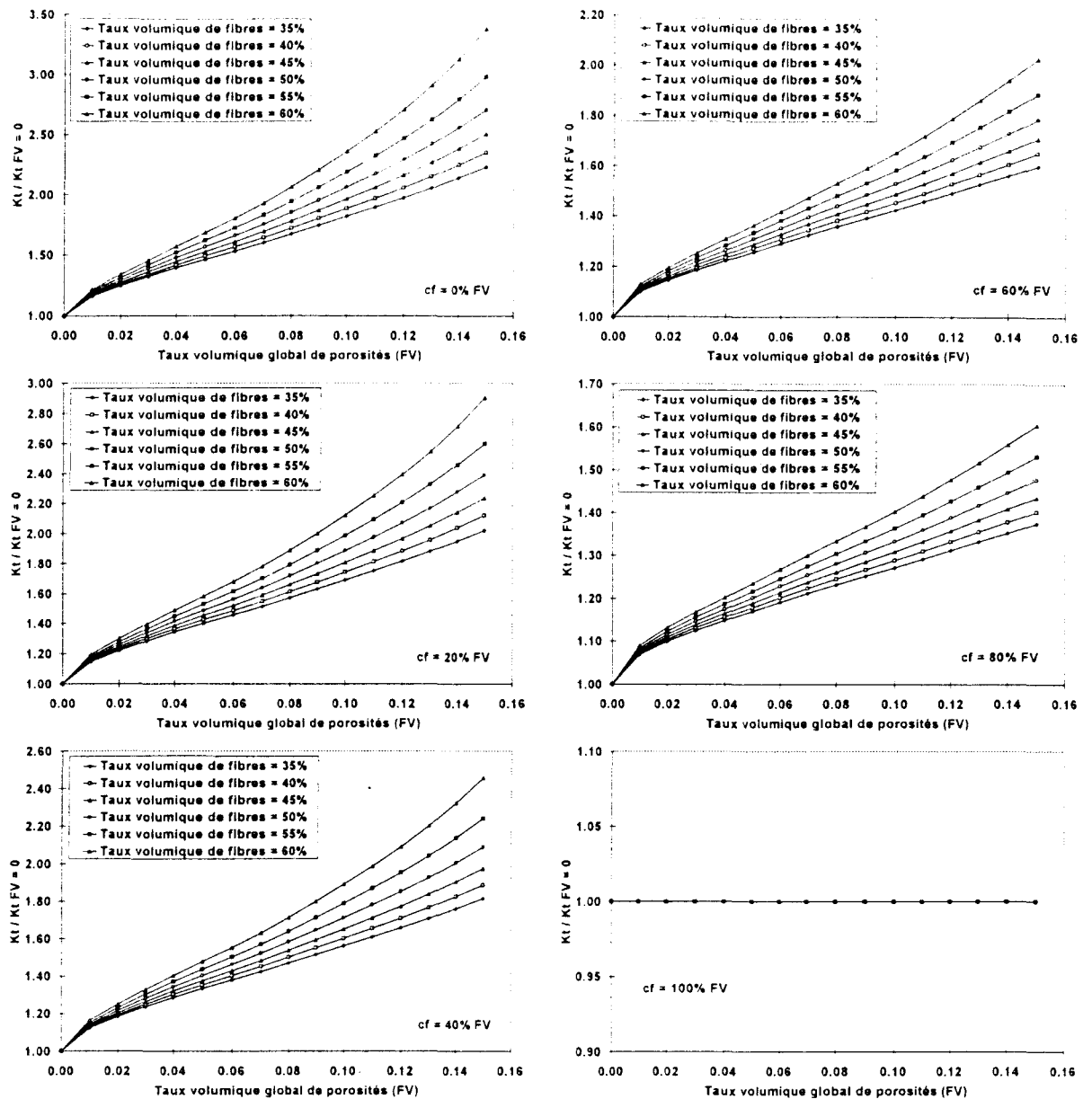


Fig. 4.85 : Sensibilité du facteur de concentration de contraintes total au taux volumique de porosité - Modèle mésomécanique

Grandeur observée	Modèle micromécanique		Modèle mésomécanique	
	Sens de variation	Amplitude de variation	Sens de variation	Amplitude de variation
K fibres	pas de variation		augmentation	$\Delta \leq 5\%$
K porosités	augmentation	Δ de 118 à 224%	augmentation	* cf = 0 : Δ de 118 à 224% cf = 80% ϕ_v , Δ de 37 à 59%
K total	augmentation	Δ de 118 à 224%	augmentation	* cf = 0 : Δ de 118 à 224% cf = 80% ϕ_v , Δ de 37 à 59%

Fig. 4.86. : Résumé de l'influence du taux de porosité total sur les coefficients calculés.

Dans la gamme de variation des paramètres de structure expérimentaux (taux volumiques de fibres compris entre 35 et 60%, taux volumiques de porosité $\leq 5\%$ et contribution des mèches à la porosité totale de l'ordre de 60%), les deux modèles traduisent de façon similaire l'influence de ces paramètres sur les facteurs de concentration de contraintes. Le modèle mésomécanique montre une très légère influence du taux volumique de porosité sur le facteur de concentration de contraintes due aux fibres ($\leq 1\%$) alors que ce facteur, calculé par le modèle micromécanique, est indépendant de ce paramètre. Les deux modèles montrent une augmentation des facteurs de concentration de contraintes due aux porosités et totaux en fonction du taux volumique global de porosité, mais le modèle mésomécanique atténue ces variations. On observe ainsi des variations de 25 à 75% de K_m et K_t pour le modèle micromécanique, qui ne sont plus que de 20 à 35% pour K_m et de 25 à 42% pour K_t pour le modèle mésomécanique.

Contribution des mèches à la porosité totale

La figure 4.87. présente l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes due aux fibres pour le modèle mésomécanique, pour différents taux volumiques de fibres. Sont également indiqués, pour chaque taux volumique de fibres, le facteur de concentration de contraintes due aux fibres obtenu par le modèle de Greszczuk. On remarque que quelle que soit la structure du composite, le modèle mésomécanique conduit à des facteurs de concentration de contraintes due aux fibres plus élevés que le modèle de Greszczuk et ce d'autant plus que la porosité est importante et localisée dans la matrice. Pour $cf = 0$, l'écart entre les deux calculs varie de 4 à 20% (suivant le taux volumique de fibres). Pour une contribution des mèches à la porosité totale de 60%, cet écart varie de 1 à 18%. Cependant, les deux modèles montrent que le taux de concentration de contraintes due aux fibres augmente avec le taux volumique de fibres. De plus, le modèle mésomécanique conduit à un facteur de concentration de contraintes due aux fibres d'autant plus significatif que le taux de porosité total est élevé, alors que le modèle micromécanique est indifférent à ce paramètre. La sensibilité à la contribution des mèches à la porosité totale du facteur de concentration de contraintes due aux fibres, pour le modèle mésomécanique est cependant limitée. Entre $cf = 0$ et $cf = 1$, ce facteur ne varie, au plus que de 5%, pour des taux volumiques de fibres et de porosité maxima. Pour une contribution des mèche à la porosité totale de 60% et un taux volumique de porosité de 5%, cette variation n'est plus que de 1% (cf. fig 4.88).

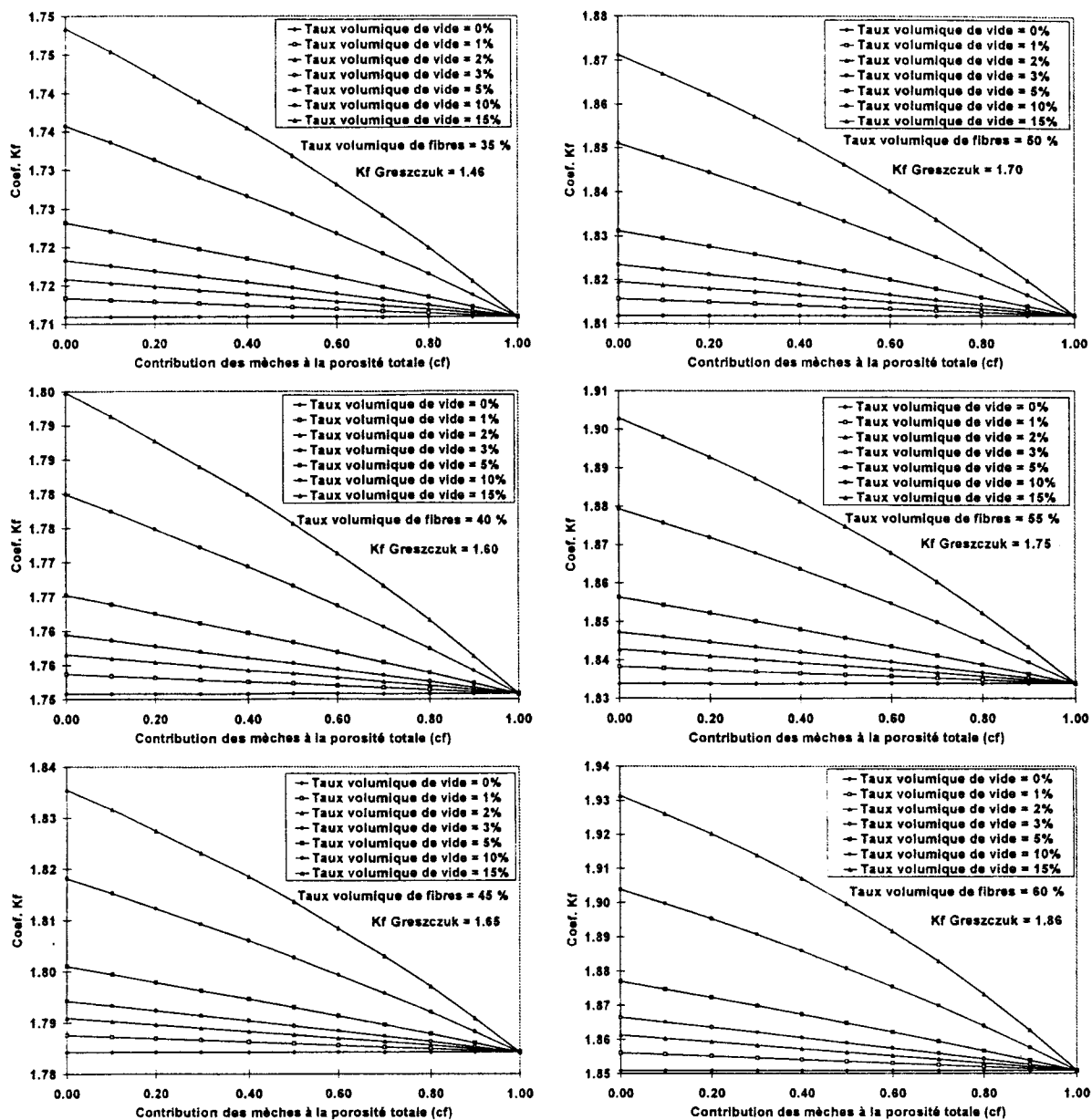


Fig. 4.87. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes due aux fibres

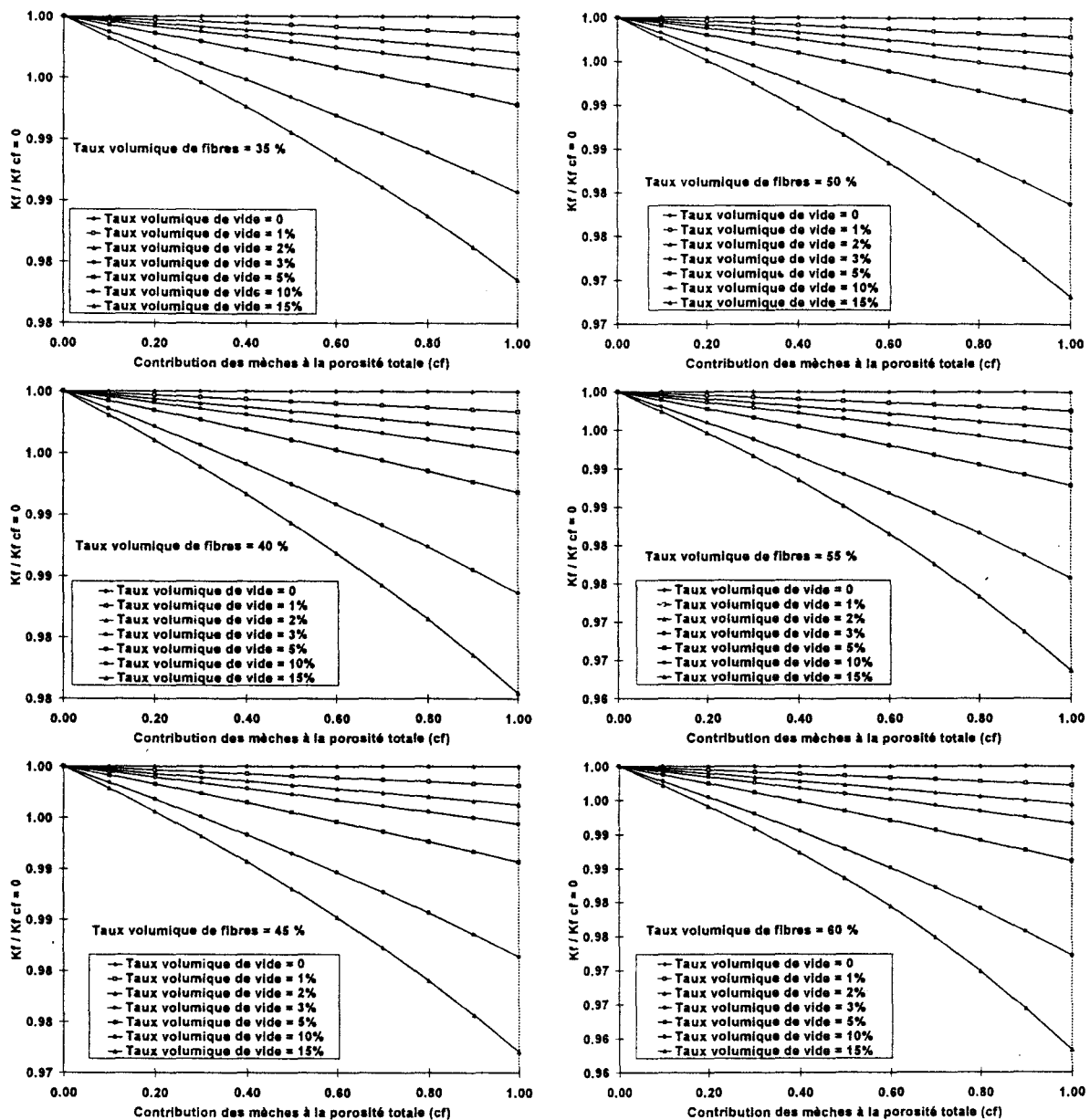


Fig. 4.88 : Sensibilité du facteur de concentration de contraintes due aux fibres à la contribution des mèches à la porosité totale

Les figures 4.89. et 4.90 montrent l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités respectivement pour les modèles méso et micromécaniques. Comme on pouvait s'y attendre, le modèle micromécanique est indifférent à ce paramètre, alors que le modèle mésomécanique conduit à des facteurs de concentration de contraintes due aux porosités d'autant plus faibles que la porosité est localisée à l'intérieur des mèches. Cependant les ordres de grandeur de ce facteur, pour des conditions identiques c'est à dire lorsque toute la porosité est située dans la matrice, sont similaires et d'autant plus élevés que les taux volumiques globaux de porosités et de fibres sont importants. De plus, pour le modèle de Greszczuk, le facteur de concentration de contraintes due aux porosités reste inférieur au facteur de concentration de contraintes due aux fibres lorsque le taux volumique total de porosité est inférieur à 10%. On observe l'inverse pour des taux volumiques globaux de porosité supérieurs ou égaux à 10%. Ces facteurs conservent cette hiérarchie dans le modèle mésomécanique, mais au delà d'un taux volumique

global de porosité supérieur ou égal à 10%, la hiérarchie ne s'inverse que pour des contributions des mèches à la porosité totale supérieures à une limite d'autant plus élevée que le taux volumique de fibres est important.

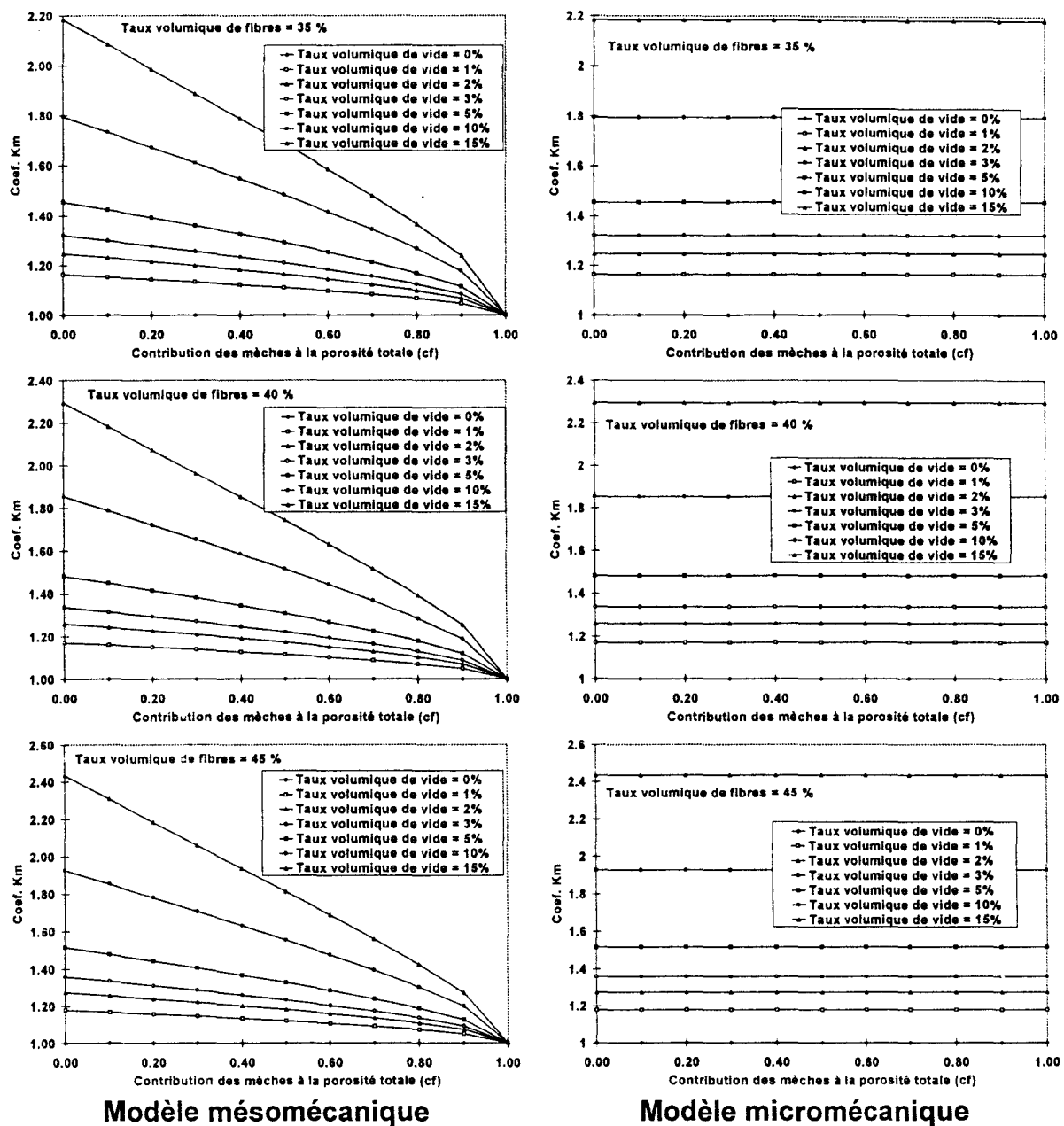


Fig. 4.89. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités- $\varphi_f = 35, 40$ et 45%

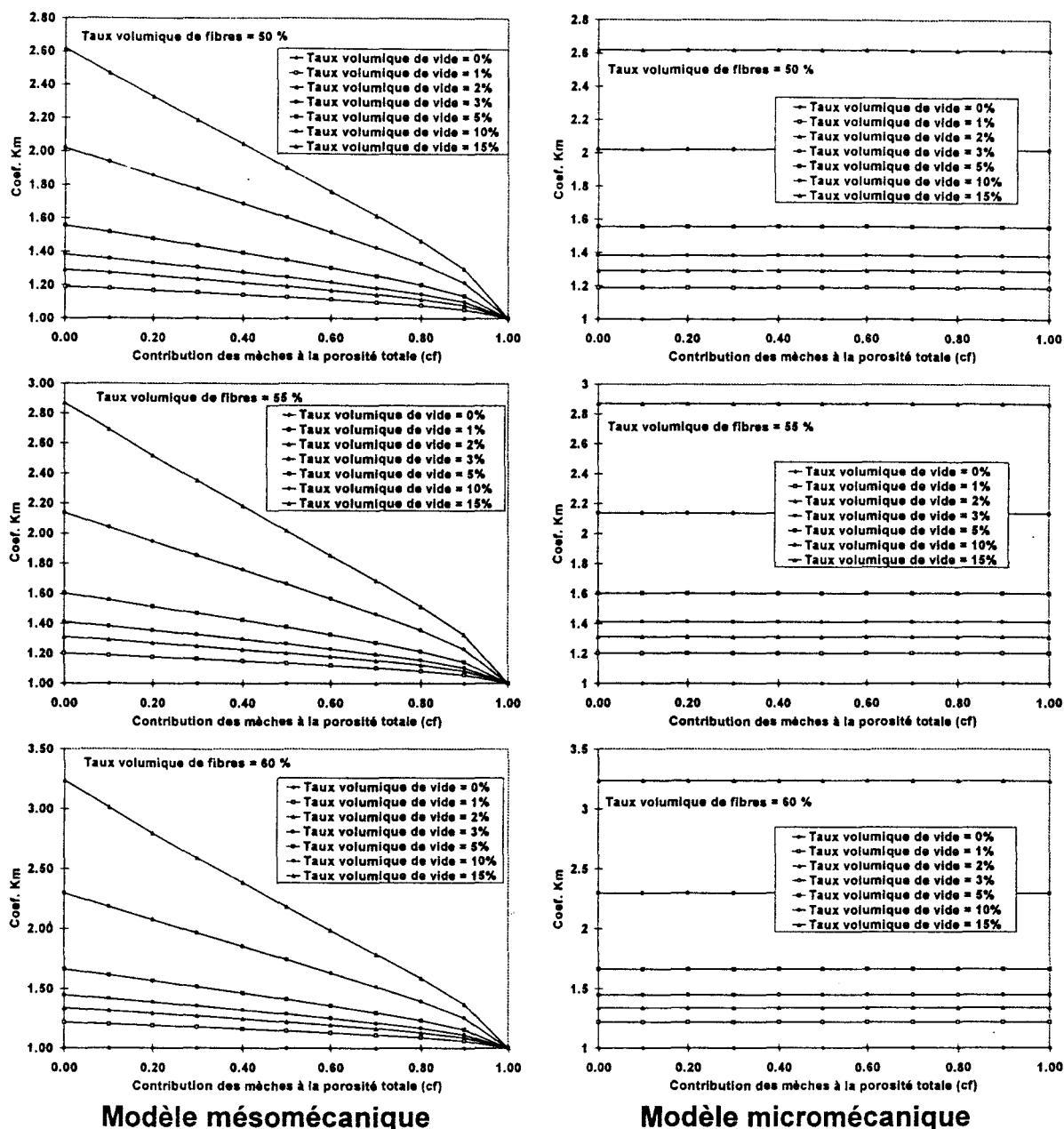


Fig. 4.90. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes due aux porosités- $\phi_f = 50, 55$ et 60%

La figure 4.91 montre la sensibilité à la contribution des mèches à la porosité totale du facteur de concentration de contraintes due aux porosités obtenu par le modèle mésomécanique. On remarque qu'il peut être réduit de 50% (pour un taux volumique de fibres de 35%) à 70% (pour un taux volumique de fibres de 60%) lorsque la porosité est localisée à l'intérieur des mèches fibreuses. Ainsi, pour une contribution des mèches à la porosité totale de 60%, le facteur de concentration de contraintes due aux porosités calculé par le modèle mésomécanique est inférieur à celui issu du modèle micromécanique, l'écart variant de 30 à 40% pour un taux volumique de porosité de 15%, et de 13 à 15% pour un taux volumique de porosité de 5%.

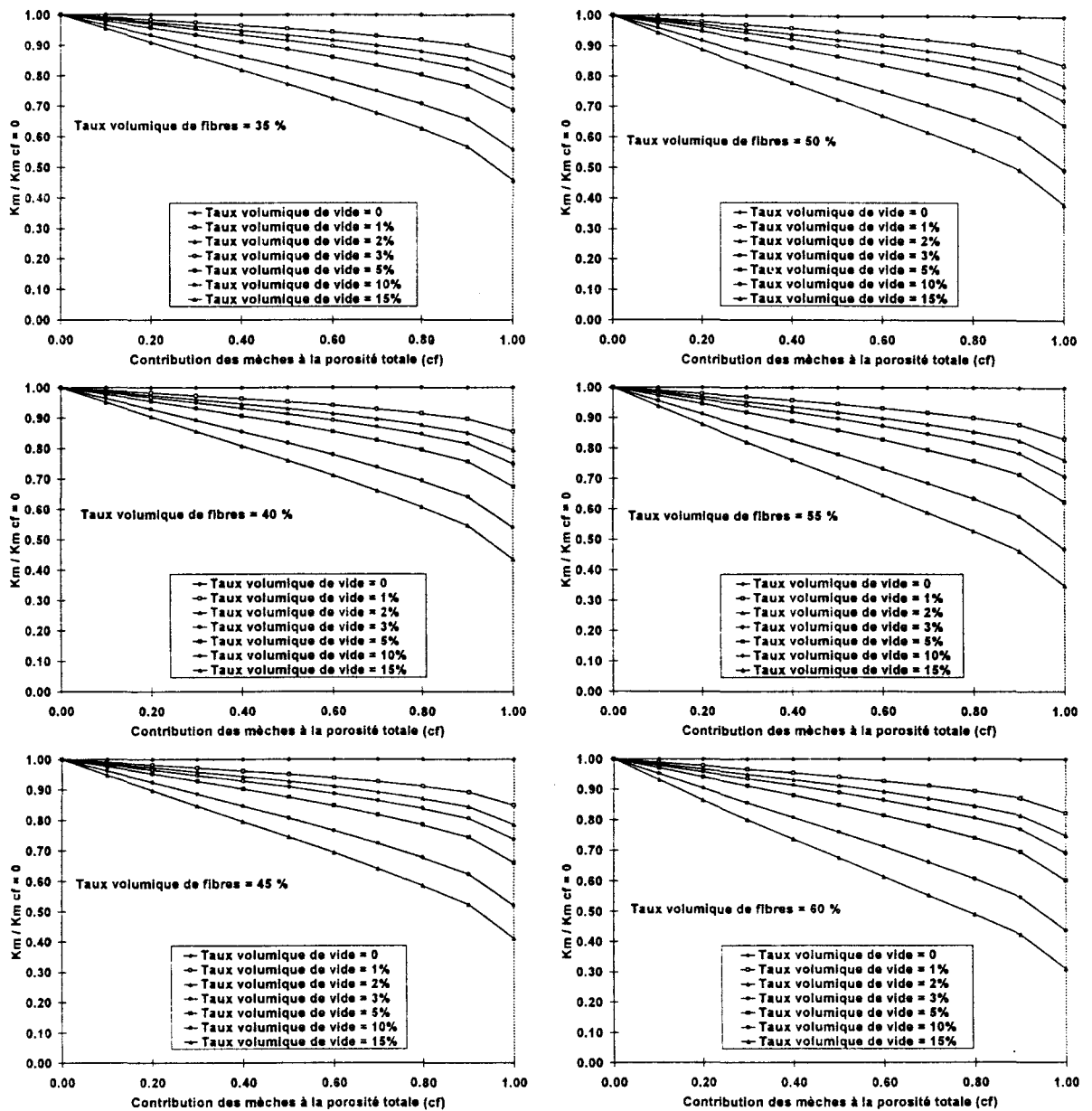
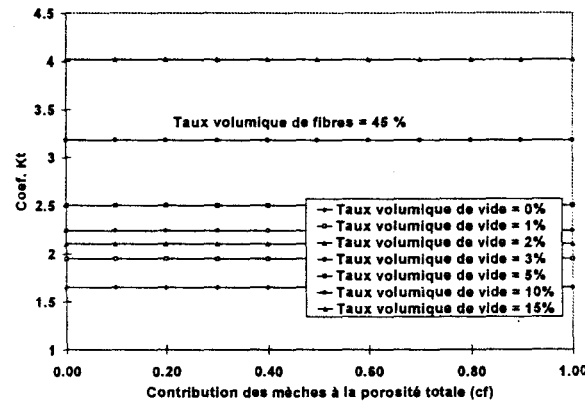
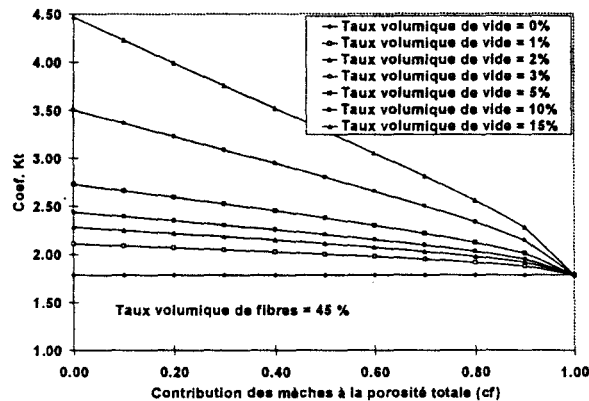
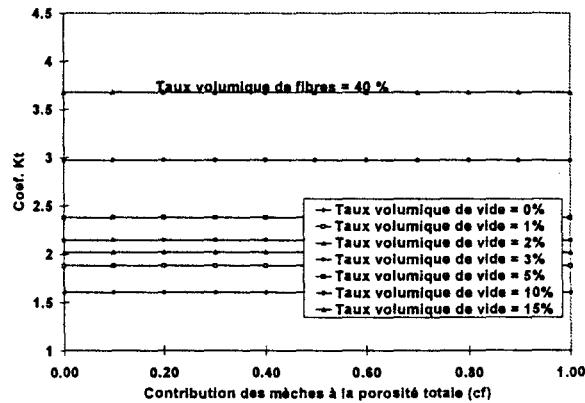
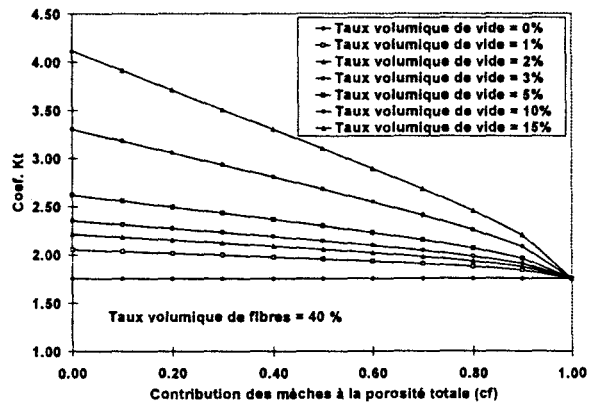
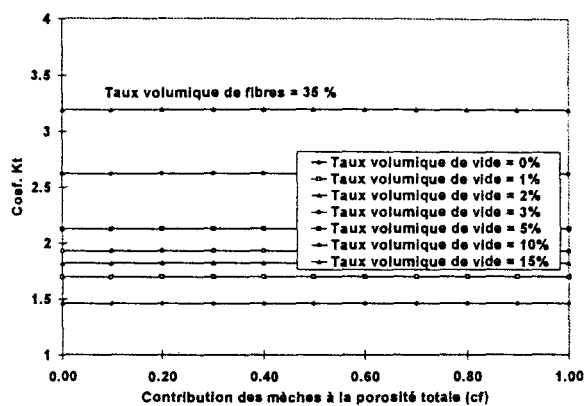
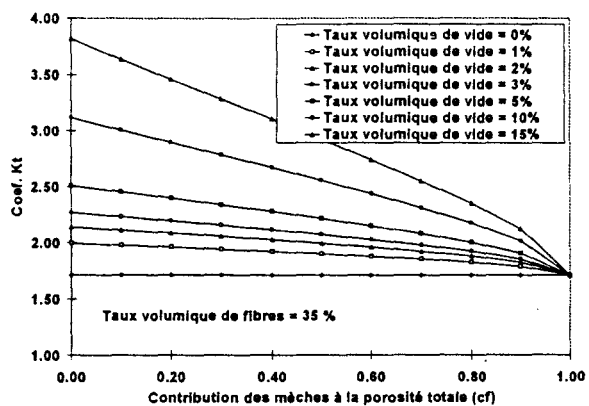


Fig. 4.91. : Sensibilité du facteur de concentration de contraintes due aux porosités à la contribution de mèches à la porosité totale - modèle mésomécanique

Les figures 4.92 et 4.93 montrent l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes total (due aux fibres et aux porosités de la matrice) pour les deux modèles. Là encore les deux modèles conduisent, pour des conditions identiques, c'est à dire lorsque toute la porosité est localisée dans la matrice, à des ordres de grandeur comparables, le calcul mésomécanique conduisant cependant à des facteurs de concentration de contraintes systématiquement plus élevés.



Modèle mésomécanique

Modèle micromécanique

Fig. 4.92. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes total - $\phi_{fv} = 35, 40 \text{ et } 45\%$

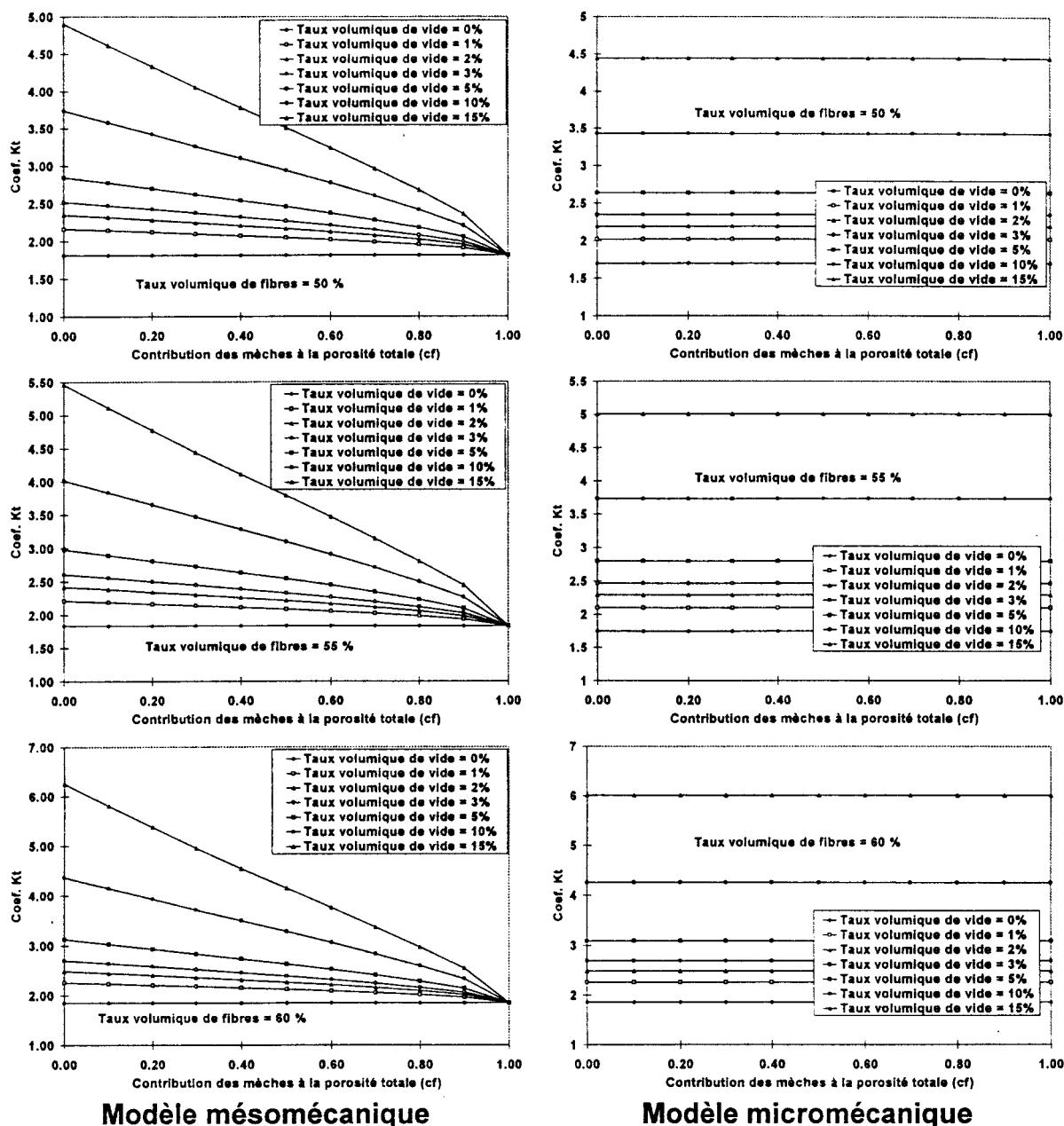


Fig. 4.93. : Influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur le facteur de concentration de contraintes total - $\varphi_f = 50, 55$ et 60%

Ce facteur est également très sensible à la localisation des porosités. Ainsi, si toute la porosité est concentrée à l'intérieur des mèches, il peut être réduit de 50 à 70% pour le taux de porosité total le plus élevé de 15% (Fig. 4.94), et alors, le facteur de concentration de contrainte total calculé par le modèle mésomécanique est inférieur à celui issu du modèle micromécanique, l'écart variant de 0 à 18% suivant le taux volumique de fibres.

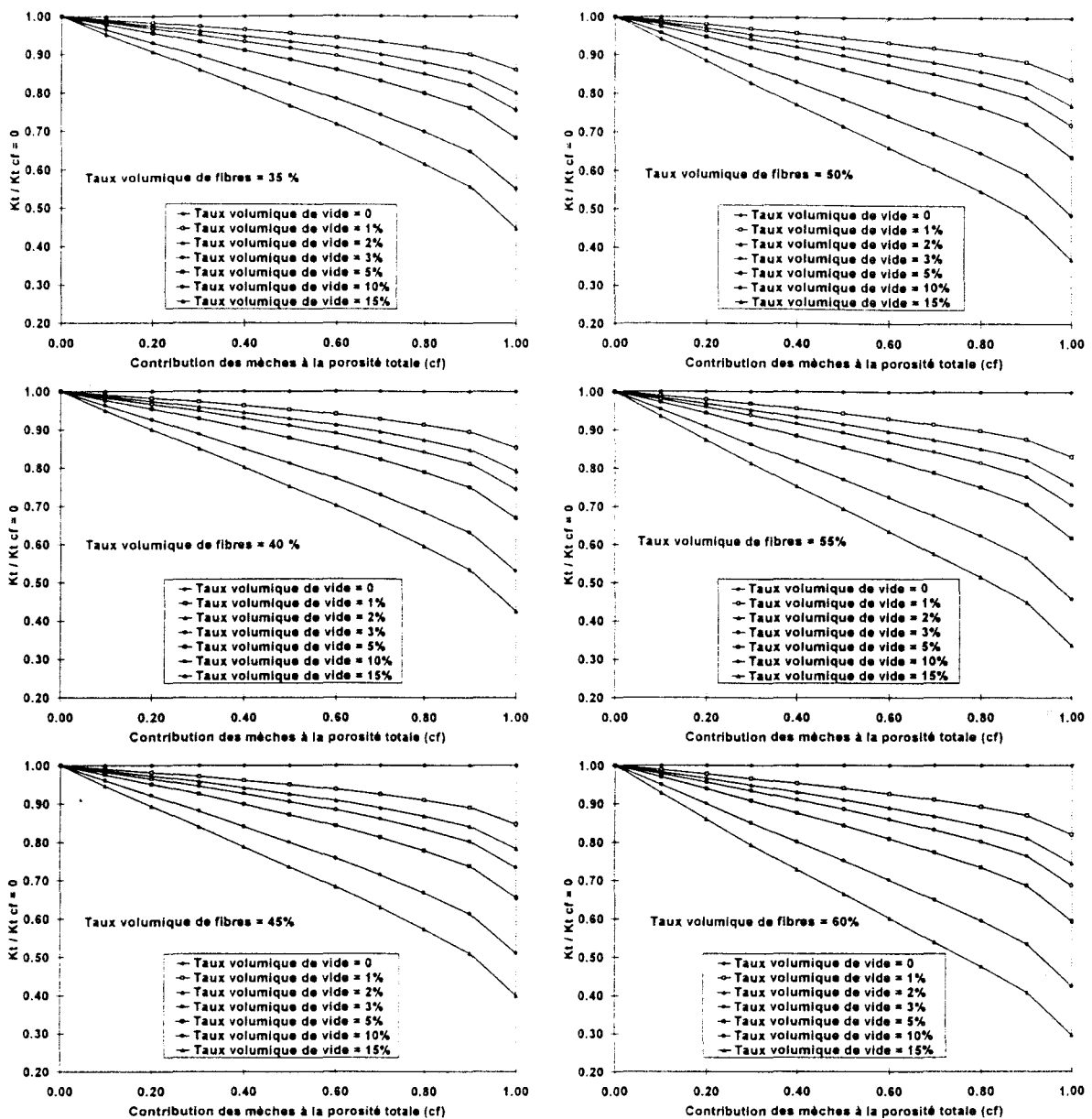


Fig. 4.94. : Sensibilité du facteur de concentration de contraintes total à la contribution de mèches à la porosité totale- modèle mésomécanique

Le tableau suivant (Fig. 4.95.) résume l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur les différentes grandeurs calculées par le modèle mésomécanique, sachant que le modèle de Greszczuk est indifférent à ce paramètre. Les tendances indiquées correspondent à une augmentation de c_f .

Grandeur observée	Sens de variation	Remarques
K fibres	diminution pratiquement linéaire	* $Kf_{\text{meso}} \geq Kf_{\text{greszczuk}}$, d'autant plus que c_f est faible * Δ de l'ordre de 5% ($\varphi_v = 15\%$) entre $c_f = 0$ et $c_f = 1$, inférieure à 1% pour $\varphi_v = 5\%$ entre $c_f = 0$ et $c_f = 0.6 \varphi_v$
K porosités	diminution pratiquement linéaire	* $c_f = 0$; $Km_{\text{meso}} \leq Km_{\text{greszczuk}}$, inversion si c_f augmente * $c_f = 0.6 \varphi_v$, écart entre les deux modèles de 30 à 40% si $\varphi_v = 15\%$, de 13 à 15% si $\varphi_v = 5\%$ * Δ de l'ordre de 50 à 70% ($\varphi_v = 15\%$)
K total	diminution linéaire	* $c_f = 0$, $Kt_{\text{micro}} \leq Kt_{\text{meso}}$, inversion si c_f augmente * $c_f = 0.6 \varphi_v$, écart entre les deux modèles de 4 à 20% si $\varphi_v = 15\%$, de 1 à 18 si $\varphi_v = 5\%$ * Δ de l'ordre de 50 à 70% ($\varphi_v = 15\%$)

Fig. 4.95. : Résumé de l'influence de la contribution des mèches à la porosité totale sur les coefficients calculées.

En résumé, si le facteur de concentration de contraintes due aux fibres est relativement insensible à la contribution des mèches à la porosité totale, ce n'est pas cas du facteur de concentration de contraintes due aux porosités et par voie de conséquence du facteur de concentration de contraintes total. Ainsi, lorsque toutes les porosités sont concentrées dans la matrice, le facteur de concentration de contrainte total calculé par le modèle micromécanique est inférieur à celui calculé par le modèle mésomécanique. Alors que, pour une contribution des mèches à la porosité totale de 60%, et dans la gamme de variation des autres paramètres de structure expérimentaux (taux volumiques de fibres compris entre 35 et 60%, taux volumique global de porosité inférieur à 5%) on observe le phénomène inverse avec des écarts entre les deux modèles de 1 à 18%.

4.2.2.2.4. Comparaison Résultats expérimentaux - Modélisations analytiques

Il s'agit ici de comparer les résultats des deux modélisations à des résultats expérimentaux obtenus sur résine pure à différents taux volumiques de porosité, sur composite unidirectionnel à taux volumique de vide variable mais dont toute la porosité est concentrée dans la matrice, puis finalement des composites industriels dont les porosités sont réparties plus ou moins équitablement dans la matrice et les mèches de renfort. Ces comparaisons permettront de vérifier la pertinence des modèles utilisés et leurs limites.

Des plaques de résine pure contenant différents taux volumiques de porosité sont réalisées en mélangeant la résine époxy (250 g) et le durcisseur (62,5 g) utilisés pour la fabrication des poutres par RTM (cf §2.1) avec de la poudre de silice (6 g) et un agent moussant (2 g), à haute vitesse afin de produire des bulles à l'intérieur du polymère. Le mélange est ensuite moulé à haute température (60 à 70°C suivant le taux volumique de porosité souhaité) avec une post-cuisson de 1 heure à 140°C. Ces plaques sont alors découpées au jet d'eau pour réaliser des éprouvettes de traction selon la norme NFT 51-034. Le taux de porosité des éprouvettes obtenues est mesuré par densité. Les éprouvettes sont ensuite instrumentées avec des jauges de déformation (deux dans la direction axiale et deux dans la direction perpendiculaire), ce qui permet d'estimer, à partir des enregistrement force -

déformations le module d'Young le coefficient de Poisson, puis d'en déduire la valeur du module de cisaillement.

On compare ensuite les valeurs de module de cisaillement obtenues expérimentalement avec celles calculées par les deux modèles analytiques (Fig. 4.96).

Mesure				Calcul	
				Micromécanique	Méso-mécanique
Taux volumique de porosité (%)	Module d'Young (daN/mm2)	Coefficient de Poisson	Module de cisaillement (daN/mm2)	Module de cisaillement (daN/mm2)	Module de cisaillement (daN/mm2)
0	263	0.401	94	94	94
2,3	251	0.398	90	91	90
5,4	242	0,377	88	88	85
13,6	212	0.375	77	77	71
24,4	197	0.378	71	64	53

Fig. 4.96. : Caractéristiques mécaniques mesurées sur résine pure poreuse

On note que le modèle micromécanique de Greszczuk semble plus efficace que le modèle mésomécanique à traduire l'influence de la porosité de la résine sur son module de cisaillement, notamment pour des taux volumiques de vide élevés. De même, il semble également plus efficace à traduire la chute relative de module de cisaillement avec le taux volumique de porosité (cf figure 4.97). En effet, Greszczuk prévoit une chute de module de 1,31% par pourcent de taux volumique de vide alors que cette chute est de 1,8% pour le modèle mésomécanique, et seulement de 1,1% expérimentalement.

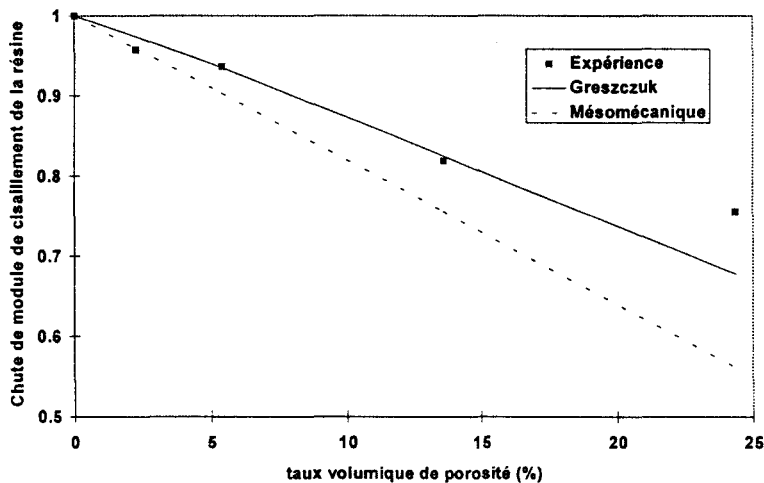


Fig. 4.97 : Chute de module de cisaillement générée par la porosité sur la résine pure

On peut tout de même noter que les deux modèles s'éloignent assez fortement des valeurs expérimentales pour des taux volumiques de porosité supérieurs à 15%, valeurs nettement supérieures à celles des taux volumiques de porosités obtenus sur les composites industriels. Il n'est pas possible ici de comparer l'expérience et les calculs en terme de contrainte de cisaillement à la rupture, puisque les caractéristiques élastiques des résines poreuses ont été obtenues à partir d'essais de traction et non de cisaillement.

Sur composite unidirectionnel type, il s'agit cette fois, de comparer les résistances à la rupture en cisaillement interlaminaire de composites unidirectionnels réalisés avec les matériaux de base des poutres RTM, mais dont on a vérifié que toute la porosité était concentrée dans la matrice. Dans le cas particulier, le taux massique de fibres est de 67% et les taux de porosités sont compris entre 0 et 14%. Les résultats sont exprimés en terme de perte de résistance par rapport au composite non poreux. Les paramètres de structure des éprouvettes et les résultats expérimentaux et calculés sont regroupés dans la figure 4.98.

		Résistance au cisaillement interlaminaire du composite poreux / Résistance au cisaillement interlaminaire du composite non poreux		
Taux volumique de porosité (%)	Taux volumique de fibres (%)	Expérience	Modèle micromécanique	Modèle mésomécanique
0	49,4	1	1	1
1,2	48,8	0.94	0,77	0,83
2,8	48,0	0.81	0,69	0,73
7,2	45,8	0.66	0,56	0,58
13,6	42,7	0.36	0.38	0,45

Fig. 4.98. : ILSS mesurés et calculés sur composite unidirectionnel type

Les deux modèles permettent d'estimer correctement l'incidence du taux volumique de porosité sur la résistance au cisaillement interlaminaire du composite unidirectionnel. Cependant, le modèle mésomécanique conduit à des résultats plus proches des résultats expérimentaux sauf au plus fort taux volumique de porosité de 13,6% (cf Fig. 4.69)

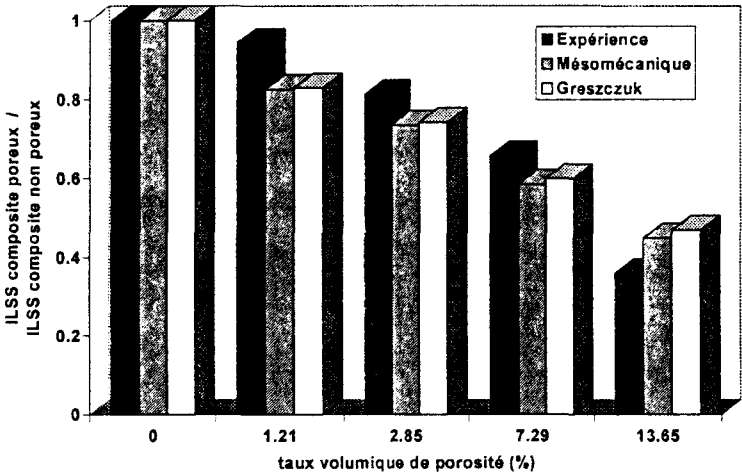


Fig. 4.98 : Comparaison calculs - expérience sur composite unidirectionnel type en terme de chute de résistance au cisaillement interlaminaire

Nous avons ensuite comparé les résultats expérimentaux obtenus par Thomason [Tho86] et Prel [Pre86] sur des composites unidirectionnels verre-époxy présentés au § 1.5.3. et les deux calculs. Les figures 4.99 et 4.100 montrent les chutes de résistance au cisaillement interlaminaire expérimentales et calculées par les deux modèles analytiques en fonction du taux volumique de porosité. On observe que les deux calculs fournissent des résultats très comparables s'éloignant assez fortement des valeurs expérimentales aux taux de porosités élevés. Par ailleurs, expérimentalement, la chute de résistance est proportionnelle au taux

volumique de porosité. Par calcul, quel que soit le modèle, elle est plus rapide au faibles taux de porosité puis se stabilise pour des taux volumiques de porosité supérieurs à 4%.

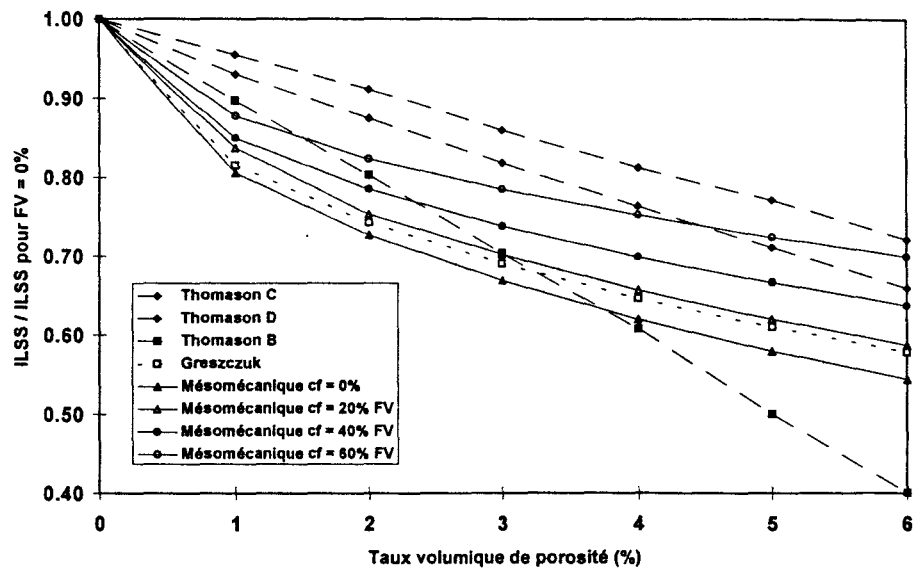


Fig. 4.99 : Comparaison calculs - expérience sur composite unidirectionnel (taux de fibres = 80% en poids) en terme de chute de résistance au cisaillement interlaminaire

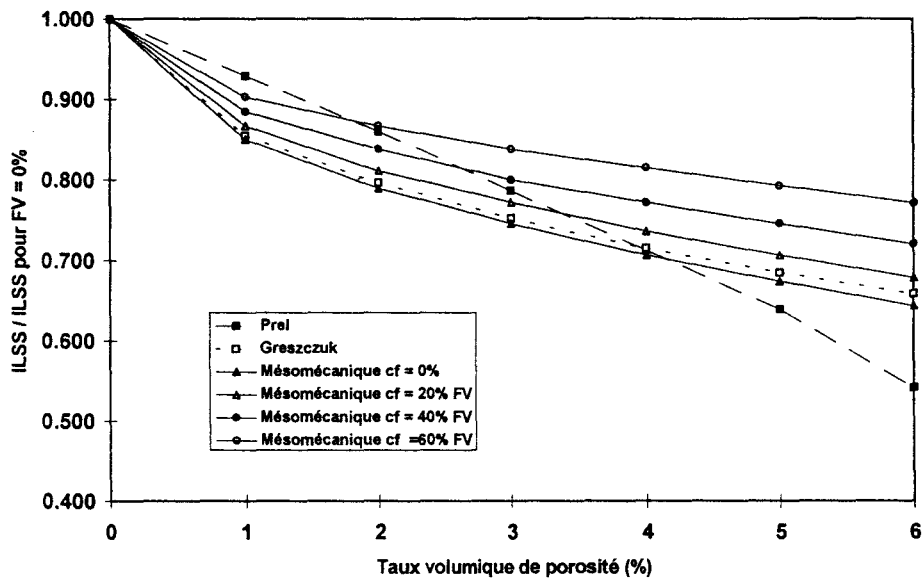


Fig. 4.100 : Comparaison calculs - expérience sur composite unidirectionnel (taux de fibres = 80% en poids) en terme de chute de résistance au cisaillement interlaminaire

On compare enfin, les résultats issus des deux modèles analytiques et les résultats expérimentaux obtenus sur composites unidirectionnels fabriqués par RTM (cf § 4.2.1.2.) en terme de chute de résistance au cisaillement interlaminaire par rapport au composite non poreux (cf Fig. 4.101).

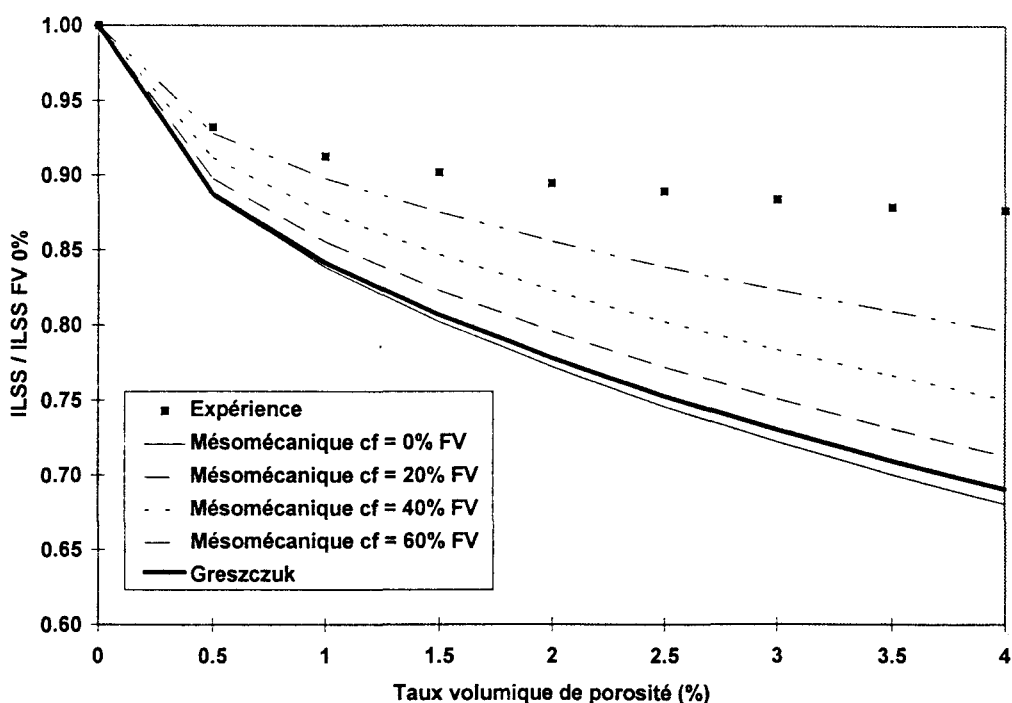


Fig. 4.101 : Comparaison calculs - expérience sur composites unidirectionnels fabriqués par RTM

Quel que soit le modèle, la chute de résistance au cisaillement interlaminaire est largement surestimée par rapport à l'expérience. Lorsque les hypothèses des deux modèles sont similaires, c'est à dire lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, la chute de résistance calculée est plus de deux fois supérieure à la chute de résistance mesurée. Cependant, cet écart est réduit lorsque l'on tient compte du fait que la porosité est en partie localisée à l'intérieur des mèches. Ainsi, si on estime que 60% des porosités sont contenues dans le renfort, le calcul mésomécanique conduit à une chute de résistance de 20% pour une chute de résistance mesurée de 13%.

4.2.3. Conclusion

L'analyse de la typologie des porosités a montré que le moulage par RTM génère dans les pièces composites des vides de type plutôt cylindrique, orientés parallèlement aux fibres. Ces porosités sont majoritairement localisées dans les mèches de renfort mais existent également au sein de la matrice. Le cas des macroporosités interlaminaires est marginal et ne concerne que les composites bidirectionnels. Pour les composite unidirectionnels contenant une taux massique de fibres de l'ordre de 68% (constituant la majorité des plaques réalisées) la contribution des mèches à la porosité totale a été estimée entre 60 et 65%.

Ces porosités engendrent une chute de résistance au cisaillement interlaminaire des pièces moulés par RTM qui évolue sensiblement de la même façon pour les composites uni et bidirectionnels. Cette chute est relativement importante (5% pour les UD et 7% pour les BD par % de taux volumique de porosité) aux faibles taux volumiques de vide puis se stabilise. Cette chute de résistance est par ailleurs plus rapide pour les BD que pour les UD.

Deux modèles analytiques ont été utilisés pour estimer la chute de résistance au cisaillement interlaminaire de ces composites unidirectionnels. Le premier est le modèle micromécanique de Greszczuk qui prend en compte les facteurs de concentration de

contraintes dues aux fibres, aux porosités et à leur interaction. L'originalité du deuxième, dit mésomécanique, consiste à séparer l'influence des porosités situées à l'intérieur et à l'extérieur des mèches fibreuses, ce qui, a priori peut être important, compte tenu des contributions importantes des mèches à la porosité totale observées expérimentalement sur les composites unidirectionnels moulés par RTM.

Les deux modèles permettent d'accéder aux facteurs de concentration de contraintes dues aux fibres, aux porosités et à leur interactions et à l'influence des paramètres de structure sur ces facteurs. Lorsque leurs hypothèses sont similaires, c'est à dire lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, les ordres de grandeur de ces facteurs et les variations en fonction des taux volumiques de fibres et de porosité sont voisins pour les deux calculs. Le fait de distinguer porosités à l'intérieur et à l'extérieur des mèches dans le calcul mésomécanique se traduit, dans le cas particulier où la contribution des mèches à la porosité totale est de l'ordre de 60%, par une sensibilité plus faible de ces facteurs au taux volumique de renfort et de porosités et à l'obtention de facteurs de concentration de contraintes totaux plus faibles de 1 à 18%. Ces écarts ne sont pas imputables à la différence des modules de cisaillement de la résine et du composite issues des deux modèles puisque l'analyse de l'influence des paramètres de structure sur les caractéristiques élastiques en cisaillement de la matrice et du composite a montré que dans la gamme de variation expérimentale de ces paramètres, les deux calculs conduisent à des résultats du même ordre de grandeur et dont les sensibilités aux taux volumiques de fibres et de porosité sont similaires.

La comparaison des résultats expérimentaux aux deux modèles analytiques montre que le modèle micromécanique est plus satisfaisant pour le calcul du module de cisaillement de la résine poreuse et la traduction de l'influence du taux volumique de porosité sur ce module dans la gamme des taux de vide observés expérimentalement (inférieurs à 5%). Sur composites unidirectionnels dont on ne connaît pas la contribution des mèches à la porosité totale, les deux modèles conduisent à des résultats comparables s'éloignant fortement des résultats expérimentaux (eux-mêmes très dispersés) même pour des taux volumiques de porosités faibles. En revanche, sur composites unidirectionnels moulés par RTM, le fait de distinguer, dans le modèle mésomécanique, les porosités situées à l'intérieur et à l'extérieur des mèches permet de mieux estimer les chutes de résistance au cisaillement interlaminaire.

CONCLUSION

Les matériaux composites présentent des atouts mécaniques et physiques indéniables (légèreté, anisotropie) mais leur utilisation industrielle en temps que matériaux de structure est freinée par la maîtrise imparfaite des procédés de fabrication générant des défauts caractéristiques susceptibles d'altérer, dans des proportions encore mal définies et difficilement accessibles par le calcul, les propriétés mécaniques des pièces réalisées.

L'analyse de la littérature scientifique et technique a montré que ces défauts (désalignements de fibres, hétérogénéités, ondulations, ruptures de renfort, défauts de surface, porosités...) constituent des problèmes industriels réels n'ayant pas, à l'exception de la porosité, été étudiés dans le détail.

Le travail réalisé ici avait donc pour objectif une meilleure connaissance des paramètres technologiques influant sur la génération de ces défauts, notamment les porosités, et la détermination, expérimentale et théorique, de l'influence de ces défauts sur les performances mécaniques des composites à matrice organique et fibres de verre continues.

Le premier volet de l'étude a permis de mettre en évidence l'ensemble des défauts que l'on peut rencontrer dans un composite industriel (poutre à renfort unidirectionnel avec surépaisseur centrale moulée par RTM) et de mesurer leur champs de variation en taille, forme, taux et distribution, puis de quantifier leur influence sur le comportement mécanique (sur composite contenant des défauts modèles moulés à l'autoclave). De cette analyse, il ressort que les défauts rencontrés sont des orientations locales de fibres, des accumulations transversales de résine, des défauts de surface, des accumulations longitudinales de résine, des hétérogénéités de taux de renfort, des ruptures de fibres et des porosités de volume, qui engendrent de manière générale une fragilisation du matériau. Les défauts les plus préjudiciables sont les désorientations de fibres qui génèrent dans les cas extrêmes (désorientations de 35°) des chutes de résistance en traction pouvant atteindre 62%. Les porosités de volume affectent également fortement les propriétés mécaniques des pièces, puisque dans les cas extrêmes (taux volumiques de porosité de 12%) la résistance au cisaillement interlaminaire peut être réduite de 50%. Dans le cas des porosités de volume, le critère d'influence majeur est le taux volumique de porosité, en cisaillement interlaminaire, et l'orientation des porosités par rapport à la direction d'application de la charge, en compression. Par ailleurs, les porosités de volume engendrent une chute de l'énergie d'amorçage des fissures et une modification du mode de propagation qui devient instable au delà d'une certaine taille critique de défaut.

Le deuxième volet de l'étude a permis de préciser l'origine technologique des porosités dans les pièces moulées par RTM et de proposer une modélisation théorique visant à prévoir l'incidence de ce défaut sur les performances mécaniques des composites unidirectionnels. La technologie d'injection sur renfort permet d'obtenir des taux volumiques de renfort élevés (de 60 à 70%) peu sensibles aux conditions de transformation. Les taux volumiques de porosité sont faibles (inférieurs à 3%) et fortement dépendants des paramètres de fabrication. Ils peuvent être réduits dans des proportions très significatives (50%) dans les composites unidirectionnels par application du vide pendant le remplissage. Pour les composites bidirectionnels, la relative inefficacité de cette assistance du vide (due à la tortuosité des chemins d'écoulement dans le renfort) peut être compensée par l'utilisation d'une pression d'injection élevée associée à une pression de maintien (respectivement d'une purge associée à une pression de maintien) qui réduit de 35% (respectivement de 54%) les taux volumiques de porosités obtenus. L'analyse typologique a mis en évidence l'existence de

trois catégories de porosités (microscopiques dans la matrice au sein des mèches fibreuses, micro ou macroscopiques dans la matrice à l'extérieur des mèches et, seulement de façon marginale et uniquement pour les composites bidirectionnels, macroscopiques interlaminaires). Cette analyse a par ailleurs permis de justifier certaines hypothèses (concernant notamment la forme des porosités et la contribution des mèches à la porosité totale) utilisées dans la suite pour la modélisation théorique de l'incidence de ce défaut sur les performances mécaniques en cisaillement de composites unidirectionnels. Le modèle mésomécanique proposé, qui sépare l'influence des porosités situées à l'intérieur et à l'extérieur des mèches fibreuses, fournit des résultats cohérents par rapport au modèle micromécanique de Greszczuk, qui ne fait pas cette distinction, lorsque toute la porosité est concentrée dans la matrice, et plus proches des résultats expérimentaux dans le cas de composites moulés par RTM, pour lesquels la contribution des mèches à la porosité totale est significative.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Abb90] ABBE, CHERMANT, COSTER, GOMINA, Morphological characterization of ceramic-ceramic composites by image analysis, *Composites science and technology*, 37 (1990) 109-127
- [Abo91] J. ABOUDI, Mechanics of composite material : a unified micromechanical approach, *Studies in applied mechanics*, Ed. Elsevier (1991)
- [Ada91] ADAMS D.O., HYER M.W., Fabrication and compression testing of layer waviness in thermoplastic composite laminates, *Proceedings of the 36th International SAMPE Symposium*, San Diego, CA, USA (1991) 1094-1108
- [Ada95] ADAMS D.O., BELL S.J., Compression strength reduction in composite laminates due to multiple-layer waviness, *Composites Science and Technology*, 53 (1995) 207-212
- [Alt86] ALTMANN O., LEMBKE B., Quantitative Bildanalyse zur Auswertung von Fehlern und Schäden in faserverstärkten Kunststoffen, *Kunststoffe*, Vol.76, N°1 (1986) 55-58
- [Arm89] ARMISTEAD R.A., YANCEY R.N., Computed tomography for the nondestructive testing of advanced engineering materials, *Materials evaluation*, Vol.47, N°5 (May 1989) 487-491
- [Ber63] BERRY J.P., Determination of fracture surface energies by the cleavage technique, *Journal of Applied Physics*, 34 (1963) 62-68
- [Bow92] BOWLES K.J., FRIMPONG S., Void effects on the interlaminar shear strength of unidirectional graphite-fiber-reinforced composites, *Journal of Composite Materials*, Vol.26, N°10 (1992) 1487-1509
- [Bre65] BRELANT S., The relationship of voids, process and material parameters, and performance of filament-wound pressure vessels, *Reinforced Plastics* 65, Regional Technical Conference, Society of Plastics Engineers, Inc. (1965)
- [Bro74] BROUTMAN L.J., KROCK R.H., Composite materials, Vol.6 Interfaces in polymer matrix composites, Ed. E.P. Plueddman, Academic Press (1974)
- [Cas94] CASTAING P., Développement d'un outil automatique de quantification et de caractérisation des défauts de pièces stratifiées basé sur l'analyse d'images, 29e Journées Européennes des Composites, Paris, 20-22 avril 1994, *Composites*, N° mai (1994)
- [Cet88] CETIM Nantes, Mécanique des polymères et composites, Données et modèles (1988) III-11
- [Cha92] CHAN A.W., MORGAN R.J., Modeling Preform Impregnation and Void Formation in Resin Transfert Molding of Unidirectional Composites, *SAMPE QUARTERLY* (April 1992) 48-52
- [Cha93] Chan A.W., MORGAN R.J., A Model on Formation of Rod-Like Voids in Fiber Tows, *SAMPE Quarterly* (1993)
- [Cho82] CHOTTINER J., SANJANA Z.N., KODANI M.R., LENGEL K.W., ROSENBLATT G.B., Monitoring cure of autoclave-molded parts by dielectric analysis, *Polymer Composites*, Vol. 3, No 2, (april 1982) 59-64
- [Chr86] CHRETIEN G., Matériaux composites à matrice organique, Tech.et Doc. Lavoisier (1986)
- [Cla90] CLARKE B., Nondestructive evaluation of composite materials, *Inspection and Testing* (march 1990) 135-139
- [Cor67] CORTEN, Micromechanics and fracture behavior of composites, *Modern Composite Materials*, Ed. Broutman and Krock, Addison-Wesley Publishing Compagny (1967)
- [Deb93] DEBONDUE E., Application de la mécanique de la rupture à l'étude de défauts de structure de matériaux composites verre/époxy, Rapport de DEA, Ecole des Mines de Douai (1993)

- [Dep94] DEPLANCKE F., Incidence de défauts de structure générés en RTM sur le comportement mécanique des composites, Rapport de DEA, Ecole des Mines de Douai (1994)
- [Fri65] FRIED N., The response of orthogonal filament-wound materials to comprehensive strength, Proc. 20th Conf. SPI reinforced Plastics Division, section 1-C (1965)
- [Gay91] GAY D., Matériaux Composites, Hermes (1991)
- [Geb92] GEBARD B.R., Permeability of Unidirectional Reinforcements for RTM, Journal of Composite Materials, Vol.26, N°8 (1992) 1100-1133
- [Geb93] GEBART B.R., Analysis of Heat Transfer and Fluid Flow in the Resin Transfer Molding Process, Doctoral Thesis, Tekniska Högskolan i Luleå, Luleå University of Technology, Division of Fluid Mechanics, Sweden (1993)
- [Gei89] GEIER M., Manuel qualité des composites, Tech. et Doc. Lavoisier (1989)
- [Ghi93] GHIORSE S.R., Effect of void content on the mechanical properties of carbon/epoxy laminates, SAMPE Quarterly (January 1993) 54-59
- [Gra95] GRAY S., GANCHEV S., QADDOUMI N., BEAUREGARD G., RADFORD D., ZOUGHI R., Porosity level estimation in polymer composites using microwaves, Materials evaluation, N°3 (March 1995) 404-408
- [Gre70] GRESZCZUK L.B., Interfiber stresses in filamentary composites, AIAA/ASME 11th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, Denver, Colorado, USA (22-24 April 1970) MDAC Paper 4771, AIAA Journal, Vol.9, N°7 (1971) 1274-1280
- [Gre71] GRESZCZUK L.B., Micromechanics failure criteria for composites subjected to transverse normal loading, AIAA/ASME 12th Structures, Structural Dynamics and Materials Conference, California, USA, Paper 71-355 (1971) 1-9
- [Gre73] GRESZCZUK L.B., Micromechanics failure criteria for composites, Final summary report prepared under Naval Air System Command, Contract N° N00019-72-0221 (May 1973) 145 p
- [Gre74a] GRESZCZUK L.B., Consideration of failure modes in the design of composite structures, NATO / AGARD Meeting "Failure modes of composite materials with organic matrices and their consequences on design", München, Germany, 13-19 October 1974, AGARD Conference Proceedings 163, Paper 12 (1974) 1-22
- [Gre74b] GRESZCZUK L.B., Mechanics of failure of composites, Final summary report prepared under Naval Air System Command, Contract N° N00019-73-0405 (May 1974) 114 p
- [Gun85] GUNYAEV G.M., The effect of structure processing defects on mechanical properties of polymeric composites (Ch. VII) in Handbook of Composites, Vol. 3 - Failure Mechanics of Composites, Ed. G.C. Sih and A.M. Skrudla, Elsevier Science Publishers (1985) 375-391
- [Ham94] HAMADA H., IKEGAWA N., MAEKAWA A., Structural Resin Transfer Molding with Twin Injection System, Proceedings of the 49th annual Conference, Composite Institute, The Society of Plastics Industry, Inc. (February 7-9 1994) Session 10-A
- [Han65] HAND W., Quality control of filament-wound materials for deep submergence vessels, Proc. 20th Conf. SPI reinforced Plastics Division, section 1-E (1965)
- [Han75] HANCOX N.L., The compression strength of unidirectional carbon fibre reinforced plastics, J. of Mat. Science, 10 (1975) 234-242
- [Han77] HANCOX N.L., The effects of flaws and voids on the shear properties of CFRP, J. Mat. Science, 12(1977) 884-892
- [Has64] Z. HASHIN, W.B. ROSEN, The elastic moduli of fiber reinforced materials, Transactions of ASME, Journal of Applied Mechanics (June 1964) 223-232
- [Hay89] HAYWARD J.S., HARRIS B., Processing factors affecting the Quality of resin transfer moulded composites, Plastics and Rubber Processing and applications, Vol.11, N°4. (1989) 191-198
- [Hay90a] HAYWARD J.S., HARRIS B., Effect of process variables on the quality of RTM mouldings, SAMPE Journal, Vol.26, N°3 (May/June 1990) 39-46

- [Hay90b] HAYWARD J.S., HARRIS B., The effect of vacuum assistance in resin transfer moulding, *Composites Manufacturing*, Vol.1, N°3 (September 1990) 161-166
- [Hig91] HIGHSMITH A.L., DAVIS J.J., HELMS K.L.E., The influence of fiber waviness on the compressive behaviour of unidirectional continuous fiber composites, *ASTM STP* (1991)
- [Höh94] HÖHFELD J., DREWS M.J., KALDENHOFF R., Consolidation of thick, close, circular knitted glass fiber textiles with epoxy resin into flat panels, tubes and T-profiles, *Proceedings of the 3rd International Conference, Flow Processes in Composites Materials'94*, Galway, Ireland (7-9 July 1994) Session 2, Paper 4.
- [Hsu87] HSU D.K., NAIR S.M., Evaluation of porosity in graphite-epoxy composite by frequency dependence of ultrasonic attenuation, *Review of progress in quantitative nondestructive evaluation*, Vol;6B, Plenum Publ. Corp. (1987) 1185-1193
- [Hsu88] HSU D., Ultrasonic non destructive evaluation of void content in CFRP, *ANTEC'88* (1988) 1273
- [Hwa94] HWANG H.K., KIM Y.R., LEE J.W., JUNG M.J., REW Y., Effects of Processing Conditions on the Formation of Voids During Advanced RTM Processes, *Proceedings of the 49th Annual Conference*, Composite Institute, The Society of the Plastics Industrie Inc. (February 7-9 1994) Session 4F, pp1-6
- [Ibe91] IBEKWE S.I., PENDELTON R.L., ANIGBO F.C., Simulating micro-failure flaws in fiber composites, *Experimental Techniques*, Vol.15, N°5 (Sept./Oct. 1991) 19-21
- [Jon89] JONES T., BERGER H., Application of nondestructive inspection methods to composites, *Materials evaluation*, Vol.47, N°4 (April 1989) 390-400
- [Jud78] JUDD N.C.W., WRIGHT W.W., Voids and their effects on the mechanical properties of composites: An appraisal, *SAMPE J.*, jan/feb. (1978)
- [Ker77] KERGUINAS M, CAIGNAERT G., *Résistance des Matériaux*, Dunod Univ. (197)
- [Kra93] KRAWCZAK P., Etude de l'influence des porosités de volume et d'interface sur le comportement mécanique des composites, Annexe 2, Rapport d'étude final, interne, Ecole des Mines de Douai (Septembre 1993)
- [Lak88] LAKSIMI A., CHERFAOUI M., Endommagement et rupture par délaminage dans un composite verre/époxy sous sollicitations monotones et cycliques, *Matériaux et Techniques* (juin 1988) 23-30
- [Lee82] LEE H., NEVILLE K., *Handbook of epoxy resins*, Ch.6- Characterization of epoxy resin curing agent systems, Mc Graw-Hill Book Compagny (1982)
- [Lip90] LIPOWITZ J., RABE J.A., FREVEL L.K., MILLER R.L., Characterization of nanoporosity in polymer derived ceramic fibers by X-ray scattering techniques, *Journal of Materials Science*, Vol.25 (1990) 2118-2124
- [Low95] LOWE J.R., OWEN M.J., RUDD C.D., Void Formation in Resin Transfer Moulding, *Proceedings of 4th International Conference on Automated Composites*, September 4-7 1995, pp 227-234
- [Lun92] LUNDSTRÖM T.S., GEBART B.R., LUNDEMO C.Y., Void Formation in RTM, *Proceedings of the 47th Annual Conference*, Composites Institute, The Society of Plastics Industry, Inc. (February 3-6 1992) Session 16-F
- [Lun93] LUNDSTRÖM T.S., GEBART B.R., LUNDEMO C.Y., Void formation in RTM, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol.12 (December 1993) 1339-1349
- [Lun94] LUNDSTRÖM T.S., GEBART B.R., Influence from process parameters on void formation in Resin Transfer Molding, *Polymer Composites*, Vol.15, N°1 (February 1994) 25-33
- [Mah92] MAHALE A.D., PRUD'HOMME R.K., REBENFELD L., Quantitative Measurement of Voids Formed during Liquid Impregnation of Nonwoven Multifilament Glass Network Using an Optical Visualization Technique, *Polymer Engineering and Science*, Vol.32, N°5 (Mid-March 1992) 319-326

- [Mar81] MARTINEZ G.M., BAINBRIDGE D.M.R., PIGGOTT M.R., HARRIS B., The compression strength of composites with linked, misaligned and poorly adhering fibres, *Journal of Material Science*, 16 (1981) 2831-2836
- [Mar82] MARAKOV V.G., Influence de la porosité sur la résistance mécanique des plastiques armés de fibres de verre, *MEH. KOMPOZ. MATER.*, N° 4 (1982) 729-730
- [Mat89] Matériaux Composites : Introduction à l'usage des ingénieurs et techniciens, Ed. SEP Les Nouveaux Espaces, 1989, 288p
- [McG93] McGEEHAN J., GILLESPIE J.W. Jr, HULWAY J.A., Processing / Performance relationships considering voids in structural reaction injection molding, *Polymer Engineering and Science*, Vol.33, N°24 (December 1993) 1627-1633
- [Mic93] MICHAELI W., DYCKHOFF J., Improvement in the Surface Quality of Structural Components Produced by the RTM-Process, *Advanced Composites '93*, International Conference on Advanced Composite Materials, Edited by T. CHANDRA and A.K. DHINGRA, The Minerals, Metals & Materials Society (1993) 749-754
- [Mol89] MOLNAR J.A., TREVINO L., LEE L.J., Liquid Flow in Molds with Prelocated Fiber Mats, *Polymer Composites*, Vol.10, N°6 (December 1989) 414-423.
- [Mol89b] MOLNAR J.A., TREVINO L., LEE L.J., Mold filling in SRIM and RTM : controlling a critical processing parameter, *Modern Plastics International* (December 1989) 64-69
- [Mrs93] MRSE A.M., PIGGOTT M.R., Compressive properties of unidirectional carbon fibre laminates: II The effects of unintentional and intentional fibre misalignments, *Composites Science and Technology*, 46 (1993) 219-227
- [Mül94] MÜLLER de ALMEIDA S.F., dos SANTOS NOGUEIRA NETO Z., Effect of void content on the strength of composite laminates, *Composite Structures*, Vol.28 (1994) 139-148
- [Pab85] PABIOT J., Essais des plastiques renforcés, *Techniques de l'Ingénieur* (11-1985) A 3515 1-8
- [Par91] PARNAS R.S., PHELAN F.R.Jr, The Effect of Heterogeneities in Resin Transfer Molding Preforms on Mold Filling, *Proceedings of the 3rd Internationale SAMPE Symposium*, April 15-18 1991, pp 506-520
- [Par94] PARNAS R.S., SALEM A. J., SADIQ T., WANG H.P., ADVANI S.G., The interaction between Micro and Macroscopic Flow in R.T.M. Preforms, *Composites Structures* n° 27 (1994)
- [Pat91] PATEL N., LEE L.J., YOUNG W.B., LIOU M.J., Resin-Fiber Wetting and Bonding in Resin Transfer Molding and structural Reaction Injection Molding, *ANTEC '91* (1991) 1985-1990
- [Pat93] PATEL N., ROHATGI V., LEE L.J., Influence of Processing and Material Variables on Resin-Fiber Interface in Liquide Composite Molding, *Polymer Composites*, Vol.14, N°2 (April 1993) 161-172
- [Pat94] PATEL N., ROHATGI V., LEE L.J., Void Formation and Removal in Liquid Composite Molding, *Proceedings of the 49th Annual Conference*, Composites Institute, The Society of Plastics Industry, Inc. (February 7-9 1994) Session 10-D
- [Pat95] PATEL N., ROHATGI V., LEE L.J., Microscale flow behavior and void formation mechanism during impregnation through a unidirectional stitched fiberglass mat, *Polymer Engineering and Science*, Vol.35, N°10 (May 1995) 837-851
- [Pat95b] PATEL N., LEE L.J., Effects of Fiber Mat Architecture on Void Formation in Liquid Composite Molding, *Polymer Composites*, Vol.16, N°5 (October 1995) 386-399
- [Pet92] PETERSON R.C., ROBERTSON R.E., Mechanims Affecting Void Distribution and Elimination in Resin Transfer Molding, *Proceedings of the 8th Advanced composite Conference*, Chicago, USA (November 2-5 1992) 63-67
- [Pig95] PIGGOTT M.R., The effect of fibre waviness on the mechanical properties of unidirectional fibre composites : A review, *Composites Science and Technology*, 53 (1995) 201-205

- [Pip90] PIPES R.B., BLAKE R.A., GILLESPIE J.W., CARLSSON L.A., Delaware Composites Design Encyclopedia - Volume 6 : Test methods, section 6.3, Technomic Publ. (1990)
- [Pre86] PREL Y., BENZEGGAGH M.L., DE CHARENTENAY F.X., Influence des défauts en cisaillement interlaminaire mode II, JNC 5 (1986) 191-206
- [Pre87] PREL Y., Etude du délaminage en mode II sous sollicitation statique et cyclique d'un matériau composite verre-epoxy unidirectionnel, Thèse Université de Technologie de Compiègne (1987)
- [Pri82] PRITCHARD G., Imperfections in FRP materials, in Developments in Reinforced Plastics-2, Applied Science Publishers (1982)
- [Pur84] PURSLOW D., On the optical assessment of the void content in composite materials, Composites, Vol.15, No.3, July (1984)
- [Rob87] ROBERTS R.W., Cure quality control, Engineered Materials Handbook, Vol.1 Composites, ASM International (1987)
- [Roh93] ROHATGI V. , PATEL N., LEE L.J., Macro and Microvoid Formation in Liquid Composite Molding, Proceedings oh the 9th ASM ESD Advanced composites Conference (1993) 81-
- [Rub93] RUBIN A.M., JERINA K.L., Evaluation of porosity in composite aircraft structures, Composites Engineering, Vol.3, N° 7-8 (1993) 601-618
- [Sad92] SADICQ T., PARNAS R., ADVANI S., Proceedings of the 24th International SAMPE Technical Conference (October 20-22 1992) T660-T674
- [Smi94] SMITH D.M., HUA D.-W., EARL W.L., Characterization of porous solids, MRS Bulletin, Vol.19, N°4 (April 1994) 44-48
- [Sta92] STABLER W.R., TATTERSON G.B., SADLER R.L., El SHIEKH A.H.M., Void Minimization in the Manufacture of Carbon Composites by Resin Transfer Molding, SAMPE QUARTERLY, Vol. 23, N°2 (1992) 38-42
- [Sua93] SUAREZ J.C., MOLLEDA F., GÜEMES A., Void content in carbon fibre/epoxy resin composites and its effects on compressive properties, Vol. "Composites properties and applications", Proceedings of the ninth International Conference on Composite Materials (ICCM/9), Madrid,12-16 July 1993, Ed. A. Miravete, University of Zaragoza, Woodhead Publ. Ltd. (1993) 589-596
- [Tan87] TANG J.M., LEE W.I., SPRINGER G.S., Effects of cure pressure on resin flow, voids and mechanical properties, J. of Composite Materials, Vol. 21 (may 1987) 421-440
- [Tho86] THOMASON J.L., NOORDAM A., WALTON G., Investigation of the interface in glass-fibre reinforced epoxy resin composites, Shell Research BV, 15th Reinforced Congress, Nottingham (1986) 131-135
- [Ula86] ULABY F.T., MOORE R.K., FUNG A.K., Microwave remote sensing, Active and passive, Appendix E, Artech House, Dedham, MA, USA (1986)
- [Var95] VARNA J., JOFFE R., BERGLUND L.A., Effect of voids on failure mechanisms in RTM laminates, Composites Science and Technology, Vol.53 (1995) 241-249
- [Wan92] WANG T.J., PERRY M.J., LEE L.J., Analysis of Permeability and Void Formation in Resin Transfer Molding, Antec 92 (1992) 756-760
- [Yok78] YOKOTA M.J., In-Process controlled curing of resin matrix composites, SAMPE J. (july/august 1978) 11-17
- [Yos86] YOSHIDA H., OGASA T., HAYASHI R., Statistical approach to the relationship between ILSS and void content of CRFP, Composite Science and Technology, Vol.25 (1986) 3-18,
- [Zou90] ZOUGHI R., Microwave nondestructive testing: Theories and applications, international advances in nondestructive testing (IANDT), Gordon & Breach Science Publ., Vol.15 (1990) 255-288

