

## Simulation numérique des liaisons microstructure–anisotropie du matériau bois à ses différentes échelles d’hétérogénéité

P Viéville<sup>1</sup>, D Guitard<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Laboratoire de physique et de mécanique des matériaux ISGMP, Ura 1215 CNRS,  
École nationale d’ingénieurs de Metz, île du Saulcy, 57045 Metz ;

<sup>2</sup>Laboratoire de rhéologie du bois de bordeaux (LRBB),  
UMR 123 CNRS-Inra-université de Bordeaux, 38610 Cestas-Gazinet, France

(Reçu le 10 février 1995 ; accepté le 18 septembre 1995)

**Summary – Numerical simulation of the relation between the microstructure and the anisotropy of wood on various levels of inhomogeneity.** The highly anisotropic character of the viscoelastic behavior of the wood material, commonly noted on the global level of its use, is essentially due to aspect ratios and spatial orientations of the constituents of wood, observed on three levels of its inhomogeneity. This specific morphology is reproduced here, through the inclusion–matrix model which is applied on the micro, meso and finally global scales. To analyze the resulting anisotropy, a new coefficient has been proposed. The evolution of this coefficient, from scale to scale, is evaluated. The influence of the aspect ratio of various constitutive phases is emphasized for the three levels of inhomogeneity. To perform the simulations, a new numerical tool has been developed which takes into account the specific properties of wood material. A short description of this tool is presented here.

**wood / anisotropy / homogenization / self-consistent scheme**

**Résumé – Le caractère fortement anisotrope du comportement viscoélastique du matériau bois constaté à l’échelle de son utilisation, résulte essentiellement des paramètres de formes et de l’orientation des constituants mécaniques rencontrés à ses trois échelles d’hétérogénéités. Une description morphologique du matériau, s’appuyant sur le couple inclusion–matrice est proposée pour chaque niveau d’hétérogénéité. Elle amènera de l’échelle nanoscopique à l’échelle macroscopique. L’analyse des anisotropies s’effectuera par un coefficient construit pour l’occasion. Une étude de l’évolution de ce coefficient est réalisée pour chaque échelle. La part essentielle que prennent les paramètres de formes des différentes phases constitutives dans l’anisotropie du matériau est mise en évidence, pour chaque niveau d’hétérogénéité. Pour effectuer les simulations, un outil a été développé pour répondre aux particularités du bois. Une description rapide de ce modèle est présentée.**

**bois / anisotropie / homogénéisation / schéma autocohérent**

## INTRODUCTION

Le matériau bois présente, à l'échelle de la matière ouvrée, une forte anisotropie qui résulte essentiellement des paramètres de forme caractérisant la géométrie de ses différentes phases constitutives.

Ces influences géométriques s'exercent à trois échelles d'hétérogénéités qui conduisent du niveau microscopique au niveau macroscopique.

Le premier niveau d'hétérogénéité pris en compte se situe au rang de la paroi cellulaire. À cette échelle, les matériaux constitutifs pris en compte, la cellulose, la lignine et l'hémicellulose, sont issus du niveau inférieur, situé à l'échelle nanoscopique. Les constituants du niveau microscopique sont une entité cellulosique qui réalise l'inclusion et une matrice d'hémicellulose-lignine.

Ce premier niveau de construction va permettre la création du matériau constitutif de l'inclusion du deuxième niveau d'hétérogénéité : la cellule (trachéïde ou fibre).

Le deuxième niveau d'hétérogénéité, situé à l'échelle mésométrique, amène au rang des cernes et des rayons ligneux qui sont tous deux des assemblages de cellules.

Le dernier niveau d'hétérogénéité correspondant à l'échelle macroscopique est obtenu par le recouvrement des constituants obtenus à l'échelle inférieure : cernes de bois d'été, cernes de bois de printemps et rayons ligneux.

L'objectif est alors de proposer un outil de simulation associé à un schéma de description de la morphologie du matériau qui permette de tenir compte de façon satisfaisante des particularités du bois, composite viscoélastique tridimensionnel à hétérogénéité multi-échelle. Cet outil constitue alors un moyen d'investigation précieux permettant de mieux comprendre la part que prend chacun des constituants du matériau dans son comportement global

Une construction possible du matériau peut se schématiser par le tableau I qui pré-

sente aussi les paramètres conditionnant l'anisotropie. L'outil de simulation utilisé aux différents niveaux est le schéma autocohérent (Sac). Les particularités du matériau bois – grande différence de rigidité entre inclusions et matrice au premier niveau, présence d'inclusions vides, fortes proportions de renforts au deuxième niveau, caractère viscoélastique à tous les niveaux – ont imposé l'adaptation du schéma autocohérent classique.

L'approche proposée est un schéma autocohérent par étapes (Sace). Le cas de la viscoélasticité a été traité dans le cadre de l'analogie harmonique : les rigidités prises en compte sont les coefficients complexes  $C_{ijkl}^*$  d'une loi, analogue à celle de Hooke, qui lie entrée ( $\epsilon_{kl}$ ) et réponse harmonique forcée ( $\sigma_{ij}$ )

La prise en compte des spécificités géométriques à chaque échelle s'effectue par l'intermédiaire de facteurs de formes définis comme suit.

- Allongement : rapport de la longueur de l'inclusion sur le diamètre moyen
- Écrasement : rapport du diamètre maximum sur le diamètre minimum de l'inclusion.

Les autres facteurs caractéristiques à prendre en compte sont la concentration et l'orientation des inclusions dans l'espace.

## LE SCHÉMA AUTOCOHÉRENT PAR ÉTAPES : UN MODÈLE ADAPTÉ À LA MODÉLISATION DU MATÉRIAU BOIS

Le schéma autocohérent, dont l'efficacité a été largement démontrée dans le cas de l'élasticité et de l'élastoplasticité, a été reformulé, pour l'occasion, dans le cas de la viscoélasticité linéaire.

La prise en compte de la viscoélasticité s'effectue par l'utilisation de modules complexes (cadre de l'analogie harmonique).

Le modèle mécanique général de l'approche autocohérente est celui du couple inclusion–matrice.

**Tableau 1.** La construction du matériau bois de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique.

<i>Échelle locale</i>	<i>Inclusions</i>	<i>Matrice</i>	<i>Facteurs caractéristiques des inclusions</i>	<i>Entité globale construite</i>
Niveau 1 micrométrique	Microfibrille	Hémicellulose Lignine	Inclinaison Allongement Concentration	Tissu élémentaire / paroi cellulaire (fig 5)
Niveau 2 mésométrique (modèle simplifié)	Lumen	Tissu élémentaire	Encrassement Allongement	Tissu cerne Tissu rayon ligneux (fig 7)
Niveau 3 macrométrique	Cernes bois final Rayons ligneux	Bois initial	Écrasement des rayons ligneux Concentration des rayons ligneux et des cernes de bois final	Bois massif (fig 10)

Dans le cas général, le champ de déformation dans l'inclusion peut être relié au champ de déformation du milieu environnant, sous l'hypothèse de la linéarité, par la relation générale :

$$\varepsilon_{ij}^I = A_{ijkl}^{*1} (C^{*0}, C^{*1}) \varepsilon_{kl}^0 \quad [1]$$

où  $A_{ijkl}^{*1}$  est appelé tenseur de localisation complexe qui dépend à la fois des caractéristiques  $C^{*0}$  du milieu réel environnant et  $C^{*1}$  de l'inclusion et  $\varepsilon_{kl}^0$  représente le champ réel de déformation du milieu environnant.

La relation [1], inexploitable dans l'état, conduit aux différents modèles approchés par remplacement des grandeurs réelles  $C^{*0}$  et  $\varepsilon_{kl}^0$  par des grandeurs plus accessibles. Il est alors possible d'utiliser la solution d'Eshelby de l'inclusion ellipsoïdale dans un milieu infini homogène environnant.

### **Le schéma autocohérent**

Le schéma autocohérent (fig 1) consiste à remplacer le milieu réel (propriétés et champ de déformation) par le milieu homogène équivalent dont on cherche les caractéristiques.

Ce milieu est soumis à l'infini, aux déplacements  $U_0(\infty, t)$ .

La relation [1] devient alors :

$$\varepsilon_{ij}^I = A_{ijkl}^{*1} (C^{*eff}, C^{*1}) E_{kl} \quad [2]$$

avec  $E_{kl}$ , valeur moyenne du champ de déformation telle que :

$$E_{kl} = \sum_{l=1}^{N-1} f^l \langle \varepsilon_{kl}^I \rangle + (1 - \sum_{l=1}^{N-1} f^l) \varepsilon_{kl}^M \quad [3]$$

pour un matériau à N constituants, où  $f^l$  est la fraction volumique de l'inclusion  $l$ ,  $\langle \varepsilon_{kl}^I \rangle$ , et  $\varepsilon_{kl}^M$  représentent respectivement les moyennes volumiques des déformations dans l'inclusion et dans la matrice.

$A_{ijkl}^{*1}$  est ici calculé numériquement à partir du tenseur de Green. Le module viscoélastique effectif dans le cas du schéma autocohérent pour N-1 familles d'inclusions peut s'exprimer par la relation [4] qui n'est pas explicite car  $A^{*1}$  dépend de  $C^{*eff}$ , il est donc déduit au cours d'un processus itératif.

$$C_{ijkl}^{*eff} = C_{ijkl}^{*M} + \sum_{l=1}^{N-1} f^l (C_{ijmn}^{*l} - C_{ijmn}^{*M}) A_{mnkl}^{*l} \quad [4]$$

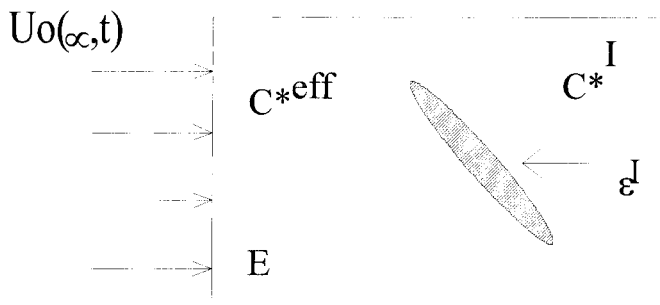


Fig 1. Le modèle inclusion–matrice dans le cas du schéma autocohérent.

### Le modèle de Mori Tanaka

Il consiste à remplacer le milieu réel environnant (propriétés et champ de déformation) par celui de la matrice

$$\langle \varepsilon_{ij}^I \rangle = A_{ijkl}{}^{*I} (C^{*M}, C^{*I}) \langle \varepsilon_{kl}^M \rangle \quad [5]$$

### Le modèle dilué d'Eshelby

Ce modèle pour lequel les caractéristiques du milieu réel sont remplacées par celles de la matrice et le champ réel de déformation est remplacé par la déformation moyenne :

$$\langle \varepsilon_{ij}^I \rangle = A_{ijkl}{}^{*I} (C^{*M}, C^{*I}) E_{kl} \quad [6]$$

Chacune des relations [2], [5] et [6] tend vers la solution exacte lorsque la fraction volumique d'inclusion tend vers zéro.

Les distorsions engendrées par les trois modèles sont d'autant plus grandes que la fraction en inclusions est importante et que la différence de raideur entre inclusions et matrice est sensible. Pour illustrer ces distorsions, dans le cas du schéma autocohérent, les figures 2 et 3 présentent l'évolution des parties réelles et imaginaires d'un module de cisaillement dans le plan des fibres d'un composite de bore-epoxy choisi pour son rapport de raideur fibre–matrice proche de celui rencontré au niveau 1 d'hétérogénéité du matériau bois. Ces simulations prouvent l'inaptitude du modèle autocohérent classique à la simulation des

comportements aux trois rangs d'hétérogénéité du bois, où sont rencontrées des phases viscoélastiques, de fortes hétérogénéités, de fortes proportions d'inclusions. De plus, la présence d'inclusions vides au rang 2 conduit à des solutions numériques classiques qui ne convergent plus.

Une possibilité d'amélioration du schéma autocohérent consiste à se placer systématiquement dans le cas de la faible fraction volumique d'inclusion afin de se rapprocher de la fraction infiniment petite : c'est le schéma autocohérent par étapes.

Le principe de la méthode autocohérente multi-étapes est de renforcer le composite en plusieurs séquences qui reviennent, chacune, à introduire une petite fraction d'inclusions dans une matrice dont le matériau constitutif est le matériau homogène équivalent calculé à la séquence précédente. Ce schéma numérique est à rapprocher du schéma différentiel proposé par Bruggeman en 1935, cité dans Hashin (1988), développé par Roscoe (1952, 1973), Boucher (1973), McLaughlin (1977), Norris (1985) et Hashin (1988).

### Cas d'une seule famille d'inclusion

Le Sace consiste à introduire la fraction volumique totale  $f_m$  d'inclusions en  $\eta$  étapes (fig 4).

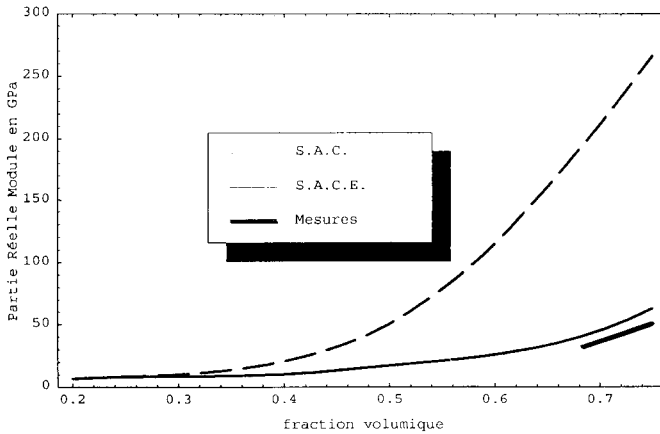
Soit  $\Delta f = f_m / \eta$  la fraction virtuelle d'inclusions. À l'étape  $i$ , un calcul autocohérent est réalisé en introduisant une fraction réelle  $\Delta f_i$  d'inclusions dans une matrice constituée du matériau dont les propriétés viscoélastiques sont celles du milieu homogène équivalent de l'étape précédente. Ce matériau homogène équivalent contenait

alors une fraction volumique totale d'inclusions  $(i-1)\Delta f$ .

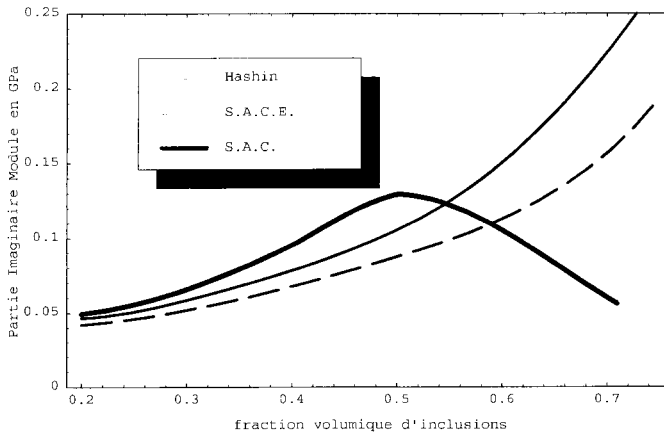
À l'étape  $i$ , notons  $f_{ia}$ , cette fraction d'inclusions déjà acquise :

La fraction d'inclusions déjà acquise à l'étape  $i$  est donc telle que :

$$f_{ia} / (1 - \Delta f_i) = (i-1)\Delta f$$



**Fig 2.** Évolution de la partie réelle du module de cisaillement axial en fonction de la fraction volumique de fibres cylindriques à section circulaire.



**Fig 3.** Évolution de la partie imaginaire du module de cisaillement axial en fonction de la fraction volumique des fibres cylindriques à section circulaire.

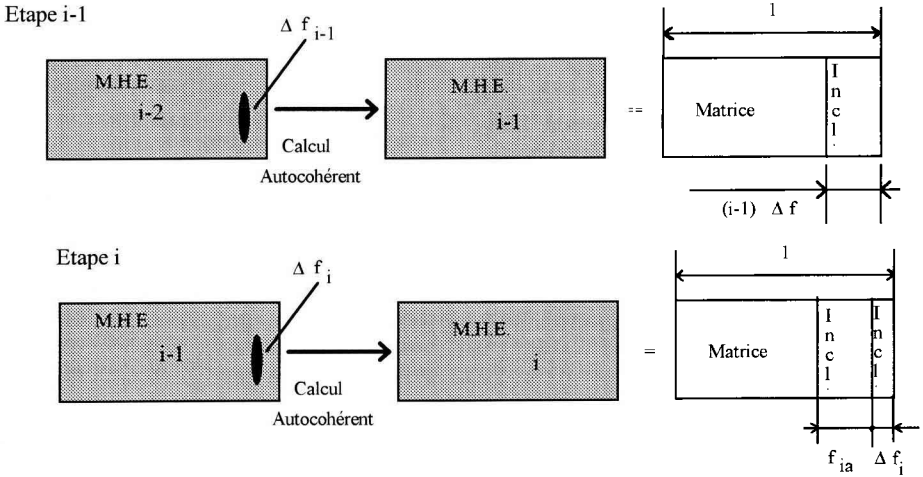


Fig. 4. Le schéma autocohérent par étapes.

La fraction volumique totale d'inclusions à l'étape  $i$  vaut  $\Delta f_i + f_{ia}$ , elle est égale à  $i\Delta f$ , donc :

$$\Delta f_i + (1 - \Delta f_i)(i-1)\Delta f = i\Delta f$$

finalement  $\Delta f_i = \Delta f / (1 - (i-1)\Delta f)$

**Cas de plusieurs familles d'inclusions**

La démarche précédente peut être étendue au cas général du matériau à plusieurs familles d'inclusions, c'est-à-dire quand les inclusions présentent des caractéristiques géométriques (angles d'orientations, facteurs de formes) ou des propriétés viscoélastiques différentes (Viéville et al, 1994)

**PREMIER NIVEAU D'HÉTÉROGÉNÉITÉ : LA PAROI CELLULAIRE**

Il s'agit de construire le matériau constitutif de la paroi cellulaire. Ce matériau, appelé ici tissu élémentaire, est une substance viscoélastique tridimensionnelle obtenue par l'inclusion des microfibrilles dans une matrice d'hémicellulose-lignine représentant l'ensemble des couches secondaires sans l'aspect structurel de l'assemblage.

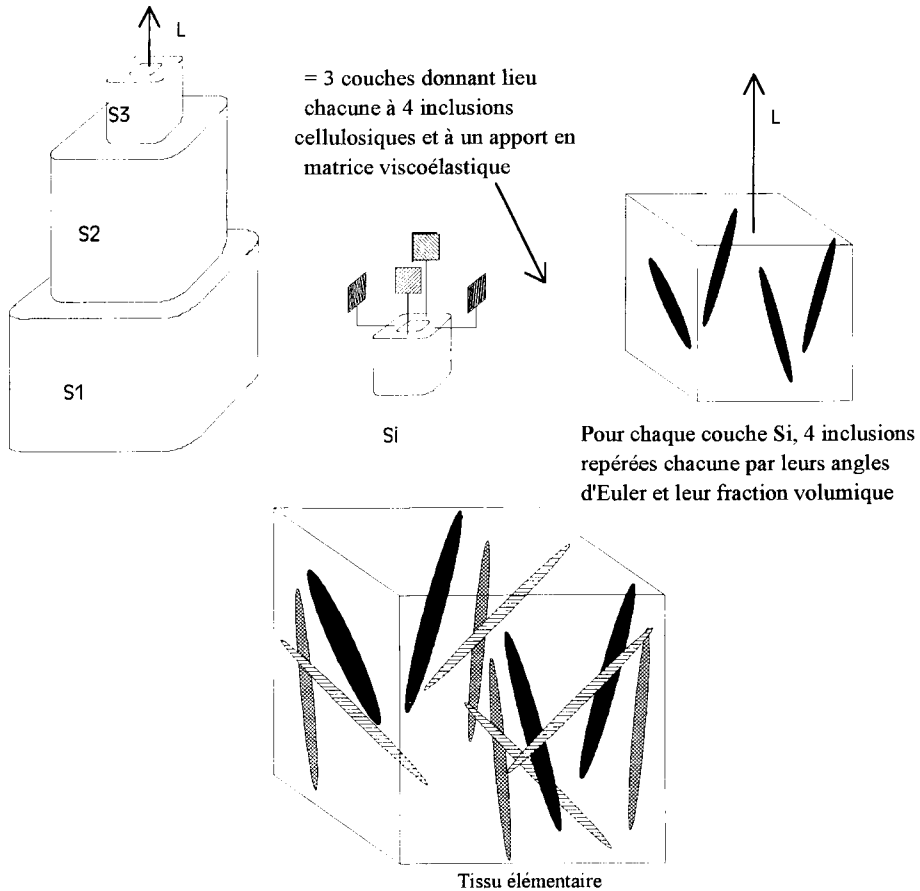
La figure 5 présente un exemple de construction du tissu élémentaire dans le cas d'une cellule carrée. Le tissu élémentaire est un matériau plein obtenu par l'association des différentes inclusions celluloseuses rencontrées dans les trois couches S1, S2, S3 ainsi que de leurs matrices viscoélastiques d'hémicellulose-lignine. Un tel tissu contient alors 12 familles d'inclusions, une structure hexagonale en contiendrait 18.

**Facteur d'anisotropie**

Le facteur d'anisotropie, défini par la relation [7], caractérise globalement l'anisotropie du composite au niveau de la partie réelle (ou imaginaire) du module de Young. Il est possible de bâtir, sur le même principe, des coefficients d'anisotropie pour toutes les autres grandeurs techniques disponibles grâce au schéma autocohérent par étapes.

$$\alpha = \frac{1}{\sqrt{3}} \left( \frac{(ER - ET)^2}{(ER + ET)^2} + \frac{(EL - ET)^2}{(EL + ET)^2} + \frac{(EL - ER)^2}{(EL + ER)^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad [7]$$

avec ER, partie réelle ou partie imaginaire du module de Young complexe dans la direction radiale ; ET, partie réelle ou partie imaginaire



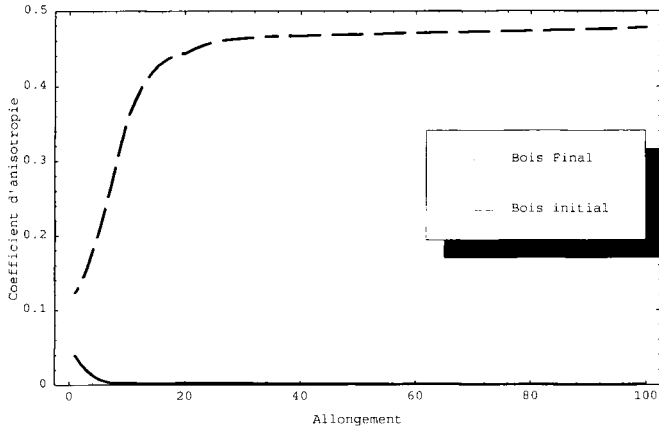
**Fig 5.** Construction du tissu élémentaire tridimensionnel obtenu dans le cas de la cellule carrée.

du module de Young complexe dans la direction tangentielle ;  $E_L$ , partie réelle ou partie imaginaire du module de Young complexe dans la direction longitudinale.

Ce coefficient d'anisotropie a été construit de telle façon que, dans le cas du matériau isotrope, il prenne la valeur 0, et qu'il vaille 1 dans le cas de l'anisotropie extrême. Le cas limite d'anisotropie peut être illustré par celui de la plaque infiniment anisotrope (rigidité infinie dans une direction) incluse dans un matériau à rigidité nulle.

Ce coefficient sera utilisé de la même façon pour caractériser l'anisotropie des autres échelles d'hétérogénéité.

La figure 6 présente, pour deux types de tissus élémentaires, l'évolution du coefficient d'anisotropie en fonction de l'allongement des entités celluloses : cristallites ou microfibrilles. Le fractionnement des zones cristallisées est décrit par plusieurs observateurs : Winandy et al (1984) ou Ruel et al (1982) cité dans Huet (1986). Ces inclusions de cellulose peuvent aussi



**Fig 6.** Évolution du coefficient d'anisotropie  $\alpha$  en fonction de l'allongement des inclusions cristallines. Cas des parties réelles. Tissu élémentaire.

se fractionner sous l'action de l'humidité : Salmén et al (1985).

Pour le bois final, le coefficient d'anisotropie varie d'environ 0,11 à 0,47 pour un allongement de 1 à 50 qui est le maximum possible ici, et qui correspondrait à la microfibrille continue. L'anisotropie de ce tissu élémentaire est surtout fonction des paramètres géométriques et non pas de l'anisotropie du renfort cellulosique. Une autre simulation conduite en supposant un renfort isotrope montre que le facteur d'anisotropie atteint encore 0,4 pour l'allongement maximum.

La valeur initiale du coefficient  $\alpha$  correspond à l'influence de l'anisotropie de la cellulose dont les propriétés sont définies par le tenseur des complaisances qui tient compte à la fois de considérations expérimentales et du modèle de Gillis de la cellulose I : Cave (1968), Salmén et al (1984).

$$\text{cellulose} = \begin{pmatrix} 27,55 & 2,8 & 3 & & & \\ 2,8 & 27,55 & 3 & & & \\ 3 & 3 & 136 & & & \\ & & & 4,4 & & \\ & & & & 4,4 & \\ & & & & & 25 \end{pmatrix} \text{ en GPa}$$

La matrice viscoélastique d'hémicellulose-lignine est considérée isotrope, elle est décrite par un modèle de Zener qui conduit à un module relaxé de 2 GPa qui est l'ordre de grandeur du module statique proposé par Mark (1980), et à un facteur de perte de l'ordre de 0,05 pour une température de 15 °C et une fréquence de 10 Hz. Le coefficient de Poisson est réel et vaut 0,3.

Dans le cas d'un tissu élémentaire de bois initial, l'anisotropie reste très faible :  $\alpha$  de l'ordre de 0,01 pour un allongement de 10 des cristallites. Cette valeur est inférieure à celle conférée par la seule anisotropie de la cellulose. L'anisotropie est ici atténuée par la disposition dans l'espace des renforts. Le tissu tend vers l'isotropie avec l'allongement des renforts.

Cette modélisation du tissu élémentaire a été confrontée à des résultats expérimentaux et donne de très bons résultats (Viéville, 1992).

**Deuxième niveau d'hétérogénéité : le cerne**

Les deux paramètres géométriques de l'anisotropie sont à ce niveau l'écrasement et



l'allongement de la fibre. Un schéma de description possible à cette échelle est de constituer l'inclusion par le tissu élémentaire dans lequel une inclusion vide représentant le lumen est préalablement introduite, et de considérer les parois M et P comme la matrice. Une modélisation plus simple donnant des résultats très proches est celle présentée dans le tableau I. Elle consiste à considérer le lumen comme une inclusion ellipsoïdale de vide dans une matrice constituée du tissu élémentaire additionné de la couche primaire et mitoyenne (fig 7).

Deux matériaux constitutifs sont ici considérés : un tissu élémentaire de bois initial et un tissu élémentaire de bois final définis dans le tableau II et la figure 5.

La figure 8 présente l'évolution du coefficient d'anisotropie en fonction de l'allongement des fibres. Dans le cas du bois final à 10 % de vides (correspondant à un bois final dense), le coefficient d'anisotropie

$\alpha$  évolue de 0,44 à 0,53 pour une variation d'allongement des fibres allant de 1 à 50.

Pour le cas d'un bois initial à 70 % de vides (correspondant à un bois initial de densité moyenne), dans les mêmes conditions de variation d'allongement des fibres que précédemment, le coefficient  $\alpha$  varie de 0,035 à 0,77.

La figure 9 présente l'évolution du facteur d'anisotropie  $\alpha$  en fonction de l'écrasement qui affecte surtout les fibres de bois final. La simulation s'est effectuée sur une fibre dont l'allongement était de 100 dans le cas d'un bois final à 10 % de vide. Le coefficient d'anisotropie est particulièrement sensible au facteur d'écrasement de la cellule. Cette sensibilité est d'autant plus importante que le bois présente des vides. Il est possible de constater, au cours de ces simulations, une évolution sensible du rapport des parties réelles (ou imaginaires) ET/ER qui varie de 1 à 20 pour une progression de l'écrasement allant de 1 à 6 dans le cas d'un bois final à 10 % de vides.

À ce niveau de la simulation, il est possible d'analyser la nature des liaisons entre toutes les grandeurs techniques complexes (modules de Young, modules de cisaillement, coefficients de Poisson) et la densité et de compléter les analyses de Gibson et Ashby (1982,1983) effectuées sur les matériaux cellulaires (Viéville 1992).

## DERNIER NIVEAU D'HÉTÉROGÉNÉITÉ : LE BOIS MASSIF

À l'échelle du bois massif, les nouveaux acteurs de l'anisotropie sont d'une part la forme en coque des cernes de croissance et d'autre part la présence et la forme des rayons ligneux.

Le schéma inclusion–matrice est représenté sur la figure 10.

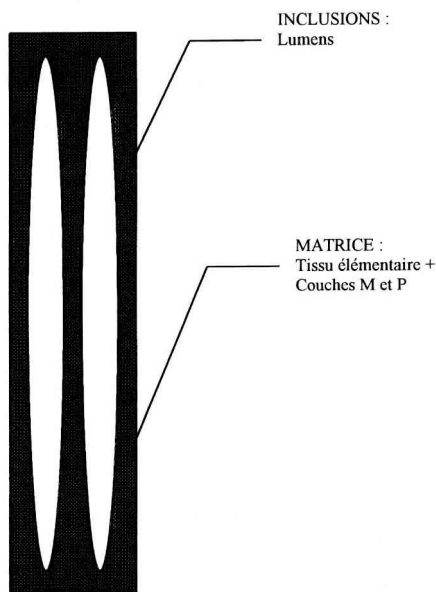


Fig 7. Schéma inclusion–matrice au niveau 2.

**Tableau II.** Caractéristiques géométriques des phases constitutives des deux tissus élémentaires (selon le schéma décrit figure 5) utilisés pour construire la fibre.

Type tissu	Angles d'Euler des quatre inclusions S1	Angles d'Euler des quatre inclusions S2	Angles d'Euler des quatre inclusions S3	Fraction volum des quatre inclusions S1	Fraction volum des quatre inclusions S1	Fraction volum des quatre inclusions S1	Facteur de forme d'allongement
Bois initial	0 80 0	0 40 0	0 70 0	0,01875	0,09375	0,0125	8,5
	90 80 0	90 40 0	90 70 0	0,01875	0,09375	0,0125	8,5
	0 -80 0	0 -40 0	0 -70 0	0,01875	0,09375	0,0125	8,5
	90 -80 0	90 -40 0	90 -70 0	0,01875	0,09375	0,0125	8,5
Bois final	0 80 0	0 10 0	0 70 0	0,01075	0,1075	0,007	8,5
	90 80 0	90 10 0	90 70 0	0,01075	0,1075	0,007	8,5
	0 -80 0	0 -10 0	0 -70 0	0,01075	0,1075	0,007	8,5
	90 -80 0	90 -10 0	90 -70 0	0,01075	0,1075	0,007	8,5

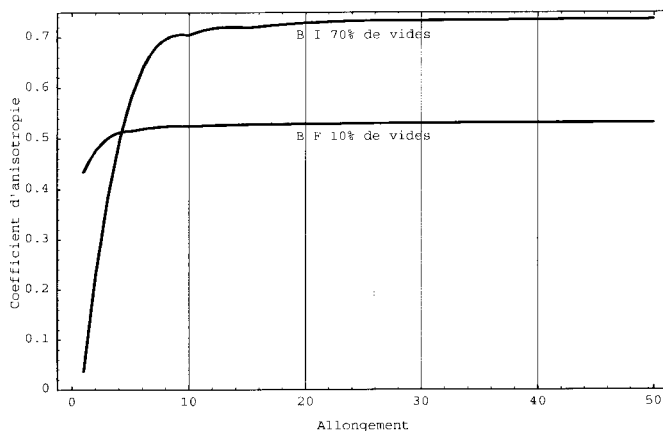
### **Influence de la forme en plaque des inclusions-cerne de bois final sur l'anisotropie**

À l'effet d'anisotropie des échelles inférieures caractérisé par une forte tendance à la rigidification dans la direction longitudinale (allongement des cristallites et des fibres) et, dans une moindre mesure, dans la direction tangentielle (écrasement des fi-

bres), vient se rajouter l'effet de plaque des cernes.

Pour cette simulation, le bois initial et final sont définis par le tableau III.

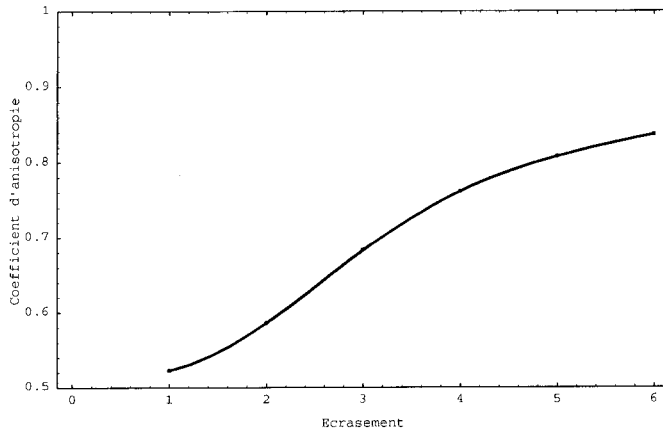
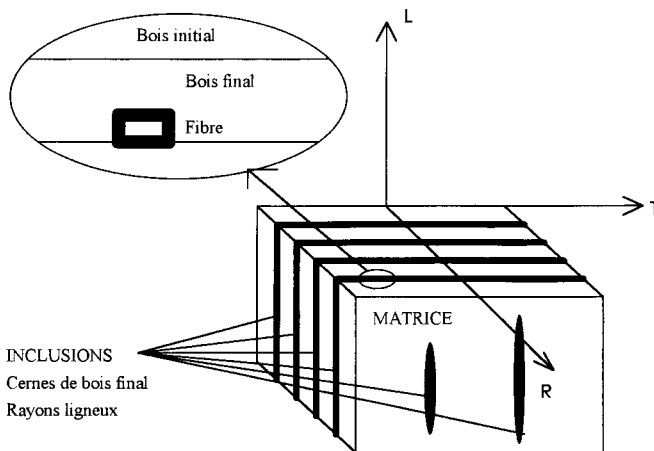
La figure 11 présente l'évolution du coefficient  $\alpha$  en fonction du pourcentage de bois final. L'anisotropie globale sur les modules n'évolue que modestement : de 0,71 à 0,77 pour ce facteur à cause de la diminution de l'écart relatif entre la raideur longitudinale



**Fig 8.** Évolution du facteur d'anisotropie en fonction de l'allongement des fibres. Cas du bois final à 10 % de vide et du bois initial à 70 % de vides.

**Tableau III.** Caractéristiques des matériaux constitutifs utilisés pour la figure 11.

<i>Tissu</i>	<i>% de vides</i>	<i>Allongement des fibres</i>	<i>Écrasement des fibres</i>	<i>Coefficient d'anisotropie <math>\alpha</math> résiduel</i>
Bois initial	70	100	1	0,71
Bois final	10	100	1	0,52

**Fig 9.** Évolution du coefficient d'anisotropie en fonction de l'écrasement des fibres. Cas d'une fibre de bois final d'allongement 100.**Fig 10.** Schéma inclusion–matrice au niveau du bois massif

et la raideur tangentielle : en effet les facteurs multiplicatifs sont respectivement de l'ordre de 3, 5, 13 sur les parties réelles des modules de Young ER, EL, ET entre le début et l'issue du renforcement.

### ***Rôle des rayons ligneux sur l'anisotropie du bois massif***

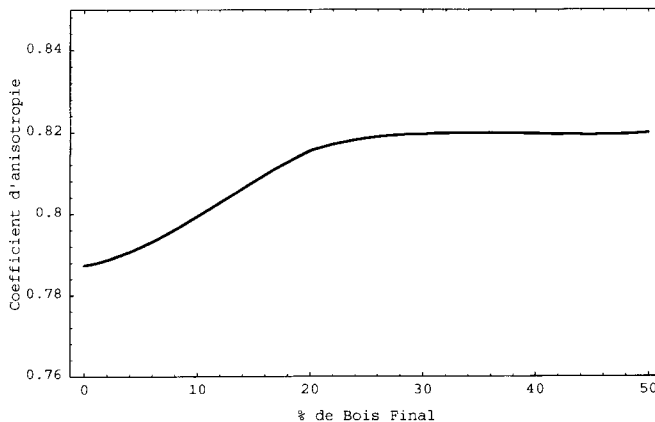
Le renforcement du tissu précédent par les rayons ligneux va sensiblement réduire l'anisotropie du matériau en augmentant, de façon évidente, la rigidité dans la direction radiale, mais aussi en diminuant la rigidité longitudinale. Cette participation des rayons ligneux à la diminution de la rigidité longitudinale peut être, par ailleurs, un des éléments explicatifs de la moindre raideur longitudinale, à densité égale, des feuillus par rapport aux résineux (Guitard 1987).

L'augmentation du pourcentage de rayons ligneux a tendance à augmenter le rapport ER/ET. Cet effet de croissance vient compenser l'effet inverse lié, d'une part, à l'écrasement des fibres et, d'autre part, à celui résultant de la forme en plaque des cernes qui concourent tout deux à la diminution d'ER/ET. Dans le cas d'un bois massif sans rayons ligneux, le rapport

ER/ET est inférieur à 1. Il est possible de montrer (Viéville 1992) que, pour le seul cas de l'anisotropie due à l'effet de plaque des cernes (pas d'écrasement des fibres), la relation d'ordre entre ER et ET s'inverse pour un pourcentage en rayons de l'ordre de 4 % et qu'il faut au moins 10 % de rayons ligneux pour obtenir un rapport ER/ET situé aux environs de 1,7 qui représente une valeur typique.

Les caractéristiques des constituants sont données dans le tableau IV. Les données ont été choisies pour obtenir une densité proche de celle d'un chêne de Californie dont le comportement dans la direction radiale permet un test du schéma autocohérent par étapes confronté, sur la figure 12, à l'évolution du module radial de plusieurs spécimens de chêne de Californie, en fonction du pourcentage de rayons ligneux (Schniewind 1959). Le tissu élémentaire du rayon ligneux a été choisi de type bois initial dont les caractéristiques sont proches de celles d'un tissu constitutif de rayon ligneux.

D'autres simulations montrent que le facteur d'écrasement du rayons ligneux n'a que peu d'influence sur le coefficient  $\alpha$  : pour un écrasement de 1, l'évolution d' $\alpha$  est



**Fig 11.** Évolution du coefficient d'anisotropie en fonction du pourcentage de bois final.

**Tableau IV.** Caractéristiques des matériaux utilisés figures 12 et 13.

<i>Constituant considéré</i>	<i>Pourcentage de vides</i>	<i>Facteurs de forme des simulations</i>
Matrice :		
50 % bois initial	70	
50 % bois final	50	Plaque
Inclusion :		
Rayons ligneux (tissu type bois initial, tableau II)	50	Allongement : 1 000 Écrasement : 1 et 30

pratiquement confondue avec celle présentée figure 13 obtenue pour un écrasement de 30.

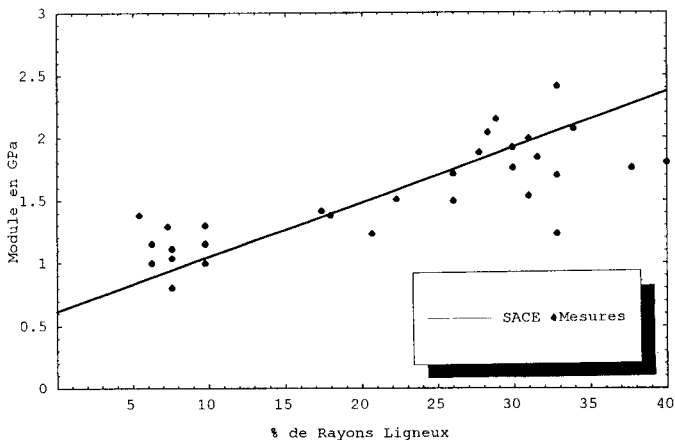
## RÉSULTATS

Si les évolutions du coefficient d'anisotropie globale sur les parties réelles des modules de Young sont présentées sur le même graphique, il est possible d'avoir une vue synthétique de l'influence des différents paramètres décrits précédemment

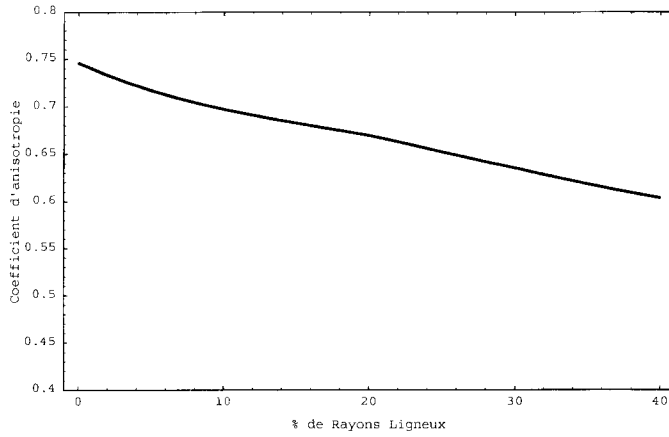
aux trois niveaux d'hétérogénéité du matériau bois (fig 14).

Au niveau 1, le tissu élémentaire de type bois initial est quasi isotrope. Le tissu de type bois final est fortement anisotrope. Cette anisotropie est la conséquence de la répartition spatiale des renforts cellulodiques qui rend alors très sensible la liaison allongement–anisotropie.

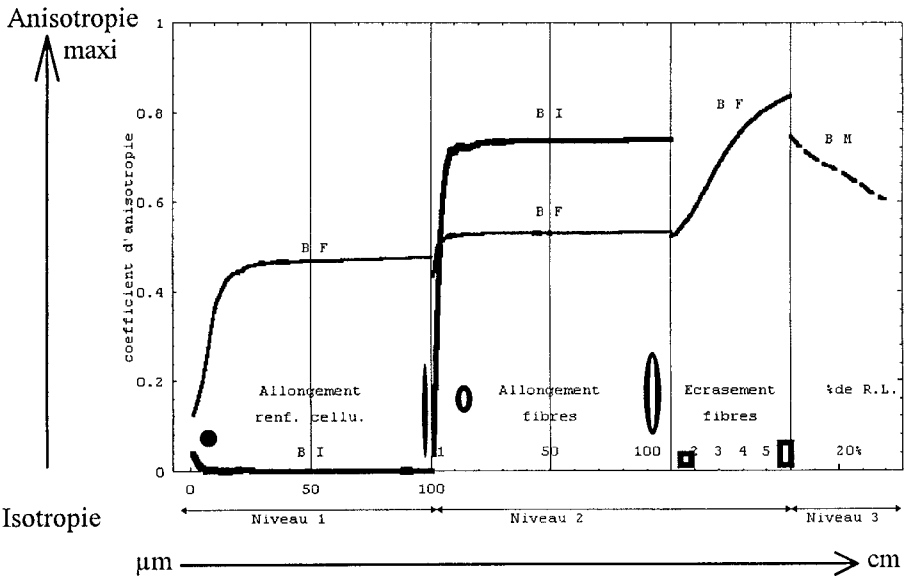
C'est au niveau 2 que le tissu de type bois initial acquiert son anisotropie qui peut atteindre une valeur importante. Cette anisotropie est conditionnée par l'allongement



**Fig 12.** Évolution de la partie réelle du module de Young radial en fonction du pourcentage de rayons ligneux pour le Sace et mesures du module élastique radial tirées de Schniewind (1959).



**Fig 13.** Évolution du facteur d'anisotropie en fonction du pourcentage de rayons ligneux pour un écrasement des rayons ligneux de 30.



**Fig 14.** Évolution du paramètre d'anisotropie global aux trois niveaux d'hétérogénéité du matériau bois en fonction de la variation des paramètres de formes et des pourcentages des rayons ligneux avec : BI, bois initial ; BF, bois final ; BM, bois massif ; RL, rayons ligneux

de la fibre. En revanche, à cette échelle, l'anisotropie du bois final est fortement liée au facteur d'écrasement qui affecte les fibres de ce type de bois.

Au niveau 3, ce sont surtout les rayons ligneux qui jouent un rôle important sur le coefficient d'anisotropie du matériau en le faisant chuter de façon sensible.

## CONCLUSIONS

Les résultats présentés ici ne donnent qu'une vue partielle des possibilités de simulation de l'outil développé. Ils ont surtout mis l'accent sur le comportement anisotrope du matériau bois à travers ses différentes échelles d'hétérogénéité au niveau de la partie réelle des modules de Young. Cependant, il est possible, de la même façon, de porter son attention sur le côté visqueux du matériau en donnant des résultats homologues pour les parties imaginaires ou les facteurs de pertes pour n'importe quelle grandeur technique ou en montrant l'influence des facteurs de forme des différents constituants sur le phénomène de transition vitreuse : déplacement de la température de transition du matériau en fonction de l'allongement des inclusions par exemple.

Mais pour le bois, un des autres intérêts de ce type de simulation est de mettre en évidence la nature des différentes lois liant grandeurs techniques et densité, qui représente la caractéristique déterminante d'un matériau alvéolé.

Par ailleurs, les résultats riches d'enseignements du type de ceux obtenus dans le cas de l'analyse de l'influence des rayons ligneux (différence feuillus–résineux) peuvent être développés en effectuant une prise en compte plus fine de la morphologie des constituants : canaux résinifères, vaisseaux, canaux sécréteurs ou introduction de bois de réaction.

## RÉFÉRENCES

- Ashby MF, Gibson LJ (1983) The mechanic properties of cellular solids. CUED/C/MATS/TR.97, Feb 1983
- Boucher S (1975) Modules effectifs de matériaux composites quasi isotropes constitués d'une matrice élastique et d'inclusions élastiques. Cas des concentrations finies en inclusions. *Revue M*, 22, 1, 1-6
- Cave ID (1978) Modelling moisture-related mechanical properties of wood. Part I. Properties of wood constituents. *Fiber Technol* 12, 75-86
- Garg SK, Svalbonas V, Gurtman GA (1973) *Analysis of structural composite materials*. Marcel Dekker, New York, NY, États-Unis
- Gibson LJ, Ashby MF (1982) The mechanics of three-dimensional cellular materials. *Proc R Soc Lond A* 382, 43-49
- Guitard D, El Amri F (1987) La fraction volumique en rayons ligneux comme paramètre explicatif de la variabilité de l'anisotropie élastique du matériau bois. *Actes du 2<sup>e</sup> colloque des sciences et industries du bois*, Nancy, CTBA, 405-412
- Huet C (1986) Thermo-hygro-mechanical coupling in wood technology and rheological behaviours. *Colloque IUTAM « thermomechanical Couplings in solids »*, École des mines Paris, 1-5 septembre 1986
- Hashin Z (1988) The differential scheme and its application to cracked materials *J Mech Phys Solids* 36, 719-734
- McLaughlin R (1977) A study of the differential scheme for composite materials, *J Engng Sci* 15, 237-244
- Mark RE (1980) Molecular and cell wall structure of wood. *J Educational Modules for Materials Sci Engineering*, 2, 251-308
- Norris AN (1985) A differential scheme for the effective moduli of composites, *Mech Mat* 4, 1-16
- Roscoe R (1952) The viscosity of suspensions of rigid spheres. *Br J Applied Physics* 3, 267-269
- Roscoe R (1973) Isotropic composite with elastic or viscoelastic phases: General bounds for the moduli and solutions for special geometries. *Rheol Acta* 12, 404-411
- Salmén L, De Ruvo A (1985) A model for prediction of fiber elasticity. *Wood Fiber Sci* 17, 336-350
- Schniewind AP (1959) Transverse anisotropy of wood: a function of gross anatomic structure. *For Products J* 350-359
- Viéville P (1992) Influence des paramètres architecturaux sur les caractéristiques du bois à ses différentes échelles d'hétérogénéités. Thèse, Institut national polytechnique de Lorraine
- Viéville P, Lipinski P (1994) Application du schéma auto-cohérent par étapes à la modélisation du comportement viscoélastique des composites. JNC9 AMAC, 545-554
- Winandy J.E. Rowel (1984) The chemistry of wood strength. *Am Chem Society* 211-255