

ISSN 1149 - 0039

Les Cahiers de Rhéologie



Volume X, Numéro 1

mai 1992

Edités par :

Le Groupe Français de Rhéologie

COMITE DE REDACTION

Rédacteur :
R. GAUDU

COMITE DE LECTURE

G. Antonini
D. Bourgoin
P. Habib
C. Huet
T.E.R. Jones
I. Krieger
J-L. Lataillade
B. Launay
M. Lebouche
J. Lemaître
D. Lhuillier
M. Lucius
P. Papon
J-M. Pierrard
D. Quemada
K. Walters
J-D. Weber
C. Wolff
S. Zahorski
J. Zarka

GRUPE FRANCAIS DE RHEOLOGIE

Président : JM. PIAU
Trésorier : R. BLANC

Secrétaire : R. GAUDU

ENSCPB
351 cours de la Libération
33405 TALENCE CEDEX
Tél. 56 84 66 88
Fax. 56 84 66 68

SOUSCRIPTION AUX CAHIERS ET ABONNEMENTS

Les Cahiers paraissent deux à trois fois par an.

Les membres du G.F.R. les reçoivent gratuitement. Les non membres peuvent obtenir les numéros des Cahiers en s'adressant au Secrétariat du Groupe moyennant une participation au frais.

Les Cahiers de Rhéologie

SOMMAIRE DU VOLUME X, n° 1

MAI 1992

ARTICLES

- Etude rhéologique des interactions entre le latex et l'épaississant dans les peintures aqueuses.....p.1

D. TURREL, Société Française Hoechst, Centre de recherches et d'applications, 48 bis avenue Monmousseau, 93240 Stains

C. VU, Société Française Hoechst, Centre de recherches et d'applications, 48 bis avenue Monmousseau, 93240 Stains

JL GROSSIORD, Laboratoire de Physique Pharmaceutique, URA 1218, Faculté de Pharmacie, rue J.B. Clément, 92296 Châtenay-Malabry

- Influence de la porosité et de sa configuration sur le comportement mécanique et thermique des matériaux poreux anisotropes.....p.19

R. CABRILLAC, Laboratoire d'Energétique et d'Economie d'Energie, Université Paris X, IUT Cergy.

JL. BILLOET, Laboratoire d'Energétique et d'Economie d'Energie, Université Paris X, IUT Cergy.

R. AMI SAADA, actuellement Laboratoire de Génie Physique et Mécanique des Matériaux, Université Grenoble 1

ETUDE RHEOLOGIQUE DES INTERACTIONS ENTRE LE LATEX ET L'ÉPAISSISSANT DANS LES PEINTURES AQUEUSES

par Dominique TURREL¹, Can VU¹, Jean-Louis GROSSIORD²

1 Société Française Hoechst, Centre de recherches et d'applications, 48 bis avenue
Monmousseau, 93240 Stains

2 Laboratoire de Physique Pharmaceutique, URA 1218, Faculté de Pharmacie, rue
J.B. Clément, 92296 Châtenay-Malabry

RESUME

Une étude systématique des propriétés rhéologiques de peintures aqueuses formulées avec un épaississant associatif a permis d'obtenir une signature précise des échantillons étudiés et a conduit à proposer une hypothèse concernant le mécanisme d'action des épaississants en interaction avec le latex polymère.

ABSTRACT

Rheological properties of aqueous paints formulated with an associative thickener have been investigated. A precise rheological characterization has been obtained, allowing us to propose a mechanism of the interaction between the polymer latex and the thickener.

INTRODUCTION

Les peintures aqueuses constituent une alternative très intéressante aux peintures en milieu solvant. Il s'agit de milieux dispersés multiphasiques eau/émulsion/pigment dont la formulation est relativement délicate. L'épaississant utilisé exerce un rôle essentiel dans cette formulation. Son influence sur la qualité du film est en effet primordiale. Il est donc essentiel de bien comprendre le mécanisme d'action de cet épaississant qui réalise la "liaison" de phases très différentes comme le pigment, l'émulsion (latex) et la phase continue (eau). Si les épaississants cellulosiques et acryliques sont souvent utilisés et étudiés, les épaississants dits associatifs prennent de plus en plus d'importance dans le domaine des peintures aqueuses <6>.

L'objectif du travail réalisé a consisté:

(i) à obtenir une caractérisation rhéologique extrêmement précise d'échantillons de peintures aqueuses pour différentes valeurs des paramètres de formulation (charge superficielle du latex, longueur de l'éthoxylat des chaînes épaississantes...)

(ii) à effectuer l'analyse quantitative, par plan d'expériences, des variations des grandeurs rhéologiques en fonction des paramètres de formulation

(iii) à en déduire, parmi les différents modes d'action possibles des épaississants, le mécanisme prépondérant le plus vraisemblable.

MATERIEL ET METHODES

1) Analyses rhéologiques

Nous avons principalement utilisé l'analyse oscillatoire (dynamique), qui consiste à appliquer à l'échantillon étudié un cisaillement sinusoïdal défini par les expressions suivantes de la contrainte et de la déformation:

$$\tau(t) = \tau_0 \cos \omega t$$

$$\varepsilon(t) = \varepsilon_0 \cos (\omega t - \delta)$$

avec

τ_0, ε_0 : amplitudes maximales de la contrainte et de la déformation,

$\omega = 2\pi N$, ω et N pulsation et fréquence du cisaillement,

δ : déphasage de la contrainte par rapport à la déformation.

A partir de ces grandeurs expérimentales, on détermine les grandeurs rhéologiques fondamentales, en particulier le module de conservation G' et le module de perte G'' :

$$G' = (\tau_0/\varepsilon_0) \cos \delta$$

$$G'' = (\tau_0/\varepsilon_0) \sin \delta$$

Dans la mesure où les contraintes et déformations appliquées sont suffisamment faibles (régime linéaire), ces grandeurs fournissent une signature très précise de la microstructure "au repos", et permettent de quantifier les propriétés viscoélastiques des échantillons.

De façon à identifier la zone de réponse linéaire du matériau, il sera nécessaire de procéder préalablement à un balayage en contrainte τ_0 (ou déformation ϵ_0), la limite entre régimes linéaire et non linéaire étant définie pour une valeur critique de la contrainte $(\tau_0)_c$ (ou de la déformation $(\epsilon_0)_c$). Les valeurs critiques ainsi obtenues sont également caractéristiques de la structure non modifiée de l'échantillon (figure 1).

Cette analyse dynamique a été complétée par des tests en écoulement permanent permettant d'enregistrer les rhéogrammes $\tau-\dot{\epsilon}$, et d'en déduire le modèle mathématique fournissant le meilleur ajustement théorie-expérience.

A noter que des expériences de fluage, permettant d'enregistrer l'évolution au cours du temps de la déformation sous l'effet d'une contrainte maintenue constante, ont permis de déterminer la valeur de la viscosité sous très faible cisaillement, et de confirmer ou de compléter ainsi éventuellement les expériences d'écoulement permanent.

Ces analyses rhéologiques ont été mises en oeuvre sur un rhéomètre à contrainte imposée CSL100 (Carri-Med, England). Les échantillons ont été cisailés dans une géométrie de mesure cône/plan (angle = 2°; rayons = 2 et 3 cm), protégée par un couvercle anti-évaporation. La température des expériences a été fixée à 10°C.

2) Peintures aqueuses: composition et variables de formulation.

Les peintures aqueuses étudiées sont constituées essentiellement par un mélange contenant une pâte pigmentaire (pigment TiO_2), un latex et un polymère épaississant "associatif".

Le tableau 1 fournit la composition massique du mélange, maintenue constante pour toutes les formulations.

	% (peinture)
Pâte pigmentaire (extrait sec 62,5%)	34
Latex (extrait sec 46%)	60
Epaississant (extrait sec 10%)	2
Autres constituants (cosolvant, agent de coalescence)	4

Tableau 1: Composition massique des peintures étudiées.

Le latex est formé par polymérisation en émulsion à partir de monomères acryliques AB (acrylate de butyle)/MAM (méthacrylate de méthyle)/AMA (acide méthacrylique): AB/MAM/AMA 45/50-53/2-5 <2>. L'AMA se répartit entre les

deux phases polymère et aqueuse. Nous avons utilisé des quantités variables d'AMA; un dosage conductimétrique <3> nous a permis de quantifier la charge de surface créée par les groupements COO^- à l'interface de l'émulsion et d'en déduire (pour une granulométrie fixée et connue) l'un des paramètres de formulation fondamentaux de notre étude, à savoir la densité de charge de surface d_{COO^-} (exprimée en $\mu\text{eq.m}^{-2}$). La granulométrie des latex à différentes charges de surface a été maintenue constante, et voisine de 90 nm (mesurée par spectroscopie de corrélation de photons, Autosizer II, Malvern)

L'épaississant associatif (synthétisé par la société COATEX <4>) est un polymère de type tensioactif, constitué par un squelette hydrosoluble composé d'un copolymère (acide acrylique)/(esters acryliques) et d'une proportion variable de monomères fonctionnels sur lesquels sont greffées des ramifications. Les ramifications se composent d'un enchaînement constitué successivement par une chaîne d'oxyde d'éthylène (OE) et une chaîne hydrocarbonée comprenant en moyenne 15 atomes de carbone (figure 2). Toutes choses égales par ailleurs, nous avons fait varier le nombre de motifs de la chaîne d'oxyde d'éthylène (nbOE).

3) Analyse statistique par plans d'expériences.

Le but de l'étude consiste à quantifier les effets sur les propriétés rhéologiques des variables de formulation du latex (d_{COO^-}) et de l'épaississant (nbOE). De façon à réduire le nombre de manipulations, tout en développant une analyse quantitative capable de permettre interpolations et extrapolations, nous avons choisi d'utiliser la méthodologie et le formalisme des plans d'expériences.

Nous avons étudié le plan (figure 3) défini par les variables:

- * $X_1 = d_{\text{COO}^-}$ (variant entre 13 $\mu\text{eq.m}^{-2}$ et 40 $\mu\text{eq.m}^{-2}$)
- * $X_2 = \text{nbOE}$ (variant entre 14 et 50 motifs)

Les réponses retenues sont définies par les grandeurs rhéologiques (non nécessairement indépendantes) fournissant la signature la plus précise et complète, à savoir:

- * le déphasage δ
- * les modules G' et G''
- * la contrainte critique $(\tau_0)_c$
- * les paramètres des modèles mathématiques fournissant la meilleure description du comportement en écoulement permanent.

Nous avons fait l'hypothèse que les variations de ces grandeurs peuvent être décrites, dans l'intervalle étudié, par des modèles linéaires avec interaction du type:

$$(1) \quad Y = A_0 + A_1X_1 + A_2X_2 + A_{12}X_1X_2$$

où A_0 , A_1 , A_2 et A_{12} représentent les 4 coefficients de la régression.

8 expériences ont été nécessaires pour déterminer ces coefficients à l'intérieur de chacun des plans:

- * 4 expériences correspondant aux limites du domaine de variation (points A, B, C, D du plan)

- * 4 expériences réalisées sur le point au centre E (sur 4 échantillons différents, de formulation renouvelée), qui fournissent la valeur moyenne Y_{exp} ainsi que l'incertitude ΔY_{exp} qui intègre l'ensemble des incertitudes de mesure et de formulation.

Le modèle a été considéré comme validé si:

$$Y_{exp} - \Delta Y_{exp} < Y_{cal} < Y_{exp} + \Delta Y_{exp}$$

où Y_{cal} est la valeur au centre, prévue par le modèle.

L'ensemble de l'analyse statistique a été développée grâce au logiciel LUMIERE (S.I.E.R).

RESULTATS ET DISCUSSION

Le tableau 2 fournit les valeurs moyennes des grandeurs rhéologiques dynamiques δ , G' et G'' , déterminées dans la zone plateau de réponse linéaire, ainsi que les valeurs de la contrainte critique $(\tau_0)_c$ (figure 1). Les valeurs fournies pour le point au centre E représentent les valeurs moyennes calculées sur les 4 expériences effectuées.

	δ (degrés)	G' (N.m ⁻²)	G'' (N.m ⁻²)	$(\tau_0)_c$ (N.m ⁻²)
A	75,7	3,5	14	2,0
B	55,7	35	49	3,0
C	65,0	17	37	2,0
D	77,0	2,2	9,5	1,5
E	71,0	11	32	2,2

Tableau 2: Valeurs des grandeurs rhéologiques dynamiques

Le rhéogramme d'écoulement permanent des différentes peintures aqueuses présente un profil caractéristique d'un comportement rhéofluidifiant sans seuil d'écoulement (figure 4).

Parmi les nombreux modèles testés susceptibles de décrire un tel comportement, l'équation de Cross <5> a fourni les meilleurs ajustements théorie-expérience:

$$\tau = (\eta_{\infty} + (\eta_0 - \eta_{\infty}) / (1 + (K \dot{\epsilon})^n)) \dot{\epsilon}$$

où η_0, η_{∞} (viscosités à cisaillement nul et infini), K et n représentent les 4 paramètres du modèle.

Le tableau 3 fournit les valeurs des paramètres η_0, K et n (le rhéogramme expérimental n'étant pas suffisamment bien défini vers les hautes vitesses de cisaillement pour permettre une détermination pertinente de η_{∞}). Les valeurs fournies pour le point au centre E représentent les valeurs moyennes calculées sur les 4 expériences effectuées.

	η_0 (Pa.s)	K (s)	n
A	9,6	1,5	0,51
B	27	1,8	0,47
C	14	0,9	0,47
D	3,3	0,15	0,39
E	9,8	0,9	0,46

Tableau 3: Valeurs des paramètres de la loi de Cross.

L'analyse statistique a permis d'obtenir les équations des modèles représentatifs de type (1). Le tableau 4 fournit les valeurs des coefficients de la régression pour les 7 grandeurs rhéologiques étudiées. De façon à pouvoir comparer quantitativement les effets des deux variables d_{COO^-} et nbOE ainsi que du terme d'interaction $(d_{COO^-})(nbOE)$ (lorsqu'il est présent) sur l'évolution des réponses rhéologiques, nous avons choisi de donner les valeurs de ces coefficients dans la représentation centrée réduite <6>.

INFLUENCE DE LA POROSITE ET DE SA CONFIGURATION SUR LE COMPORTEMENT MECANIQUE ET THERMIQUE DES MATERIAUX POREUX ANISOTROPES

CABRILLAC R., BILLOET J.L., AMI SAADA R.

Laboratoire d'Energétique et d'Economie d'Energie, Université Paris X, IUT Cergy.
(AMI SAADA : actuellement Laboratoire de Génie Physique et Mécanique des Matériaux, Université Grenoble 1)

I INTRODUCTION :

Les bétons cellulaires actuellement utilisés sont constitués d'une matrice de micro-mortier, dans laquelle se répartissent régulièrement des cavités sphériques dont le diamètre est de l'ordre du mm. Ces matériaux sont homogènes et isotropes globalement, mais leur technique de fabrication nécessitent une mise au point longue et délicate. Le procédé couramment utilisé consiste à mélanger aux matières premières une poudre métallique réductrice qui entre en réaction avec l'eau et la chaux libérée par l'hydratation du liant de façon à provoquer un dégagement gazeux au sein du mortier frais qui s'expande [CAB-84]. Or, sans réglage particulier, on obtient des pores aplatis, unidirectionnellement dans le sens perpendiculaire à l'expansion, qui confèrent au béton cellulaire une anisotropie globale sur les plans mécanique et thermique [CAB-88a], [CAB-88b].

Les travaux déjà réalisés sur la modélisation mécanique et thermique des matériaux poreux montrent que cette anisotropie, liée à la configuration de la porosité, se révèle plutôt comme un phénomène avantageux quant à la réalisation de matériaux isolants porteurs. En effet, elle peut permettre à même porosité par rapport aux bétons cellulaires isotropes et moyennant un positionnement correct du matériau, d'améliorer les performances mécaniques et thermiques respectivement dans la direction verticale parallèle aux actions mécaniques et dans la direction horizontale perpendiculaire au flux de chaleur [BAS-87], [CAB-87].

Nous présentons ici, une synthèse de ces travaux avec une analyse critique des différents modèles proposés, fondée sur leur aptitude à pouvoir définir avec précision une configuration de porosité optimisée pour les matériaux réels.

II DESCRIPTION GEOMETRIQUE DU MATERIAU

II. 1 Hypothèse de milieu périodique

La définition géométrique du matériau hétérogène s'effectue grâce à l'hypothèse de milieu à structure périodique. Cette hypothèse permet de modéliser globalement le comportement thermique et mécanique d'un matériau hétérogène en analysant celui d'un volume élémentaire l'engendrant intégralement par périodicité. Il est bien sûr nécessaire d'idéaliser la forme de ce volume ainsi que celles des hétérogénéités afin de permettre la mise en équation.

Dans le cas des milieux poreux, ce volume élémentaire doit inclure un pore et prendre en compte sa forme, son orientation et sa position relative par rapport aux autres pores environnants. Le choix de la forme du volume élémentaire s'est limité à l'arrangement cubique simple (3D) et carré (2D).

II. 2 Géométrie du pore élémentaire

Dans notre étude, nous nous sommes limités aux formes de pores suivantes :

analyse à 2 Dimensions :

cercle

ellipse

analyse à 3 Dimensions :

sphère

ellipsoïde

La géométrie des pores est caractérisée par leur coefficient de forme défini par le rapport grand axe sur petit axe ($A = a/b$).

II. 3 Définition de la porosité

La porosité définit le volume des vides contenus dans le matériau poreux rapporté au volume total de ce dernier.

Dans le cas d'un milieu périodique, la porosité correspond au volume d'un pore rapporté au volume de la maille élémentaire le contenant. On peut alors définir une porosité limite correspondant au cas où le pore tangente en un ou plusieurs points la maille le contenant.

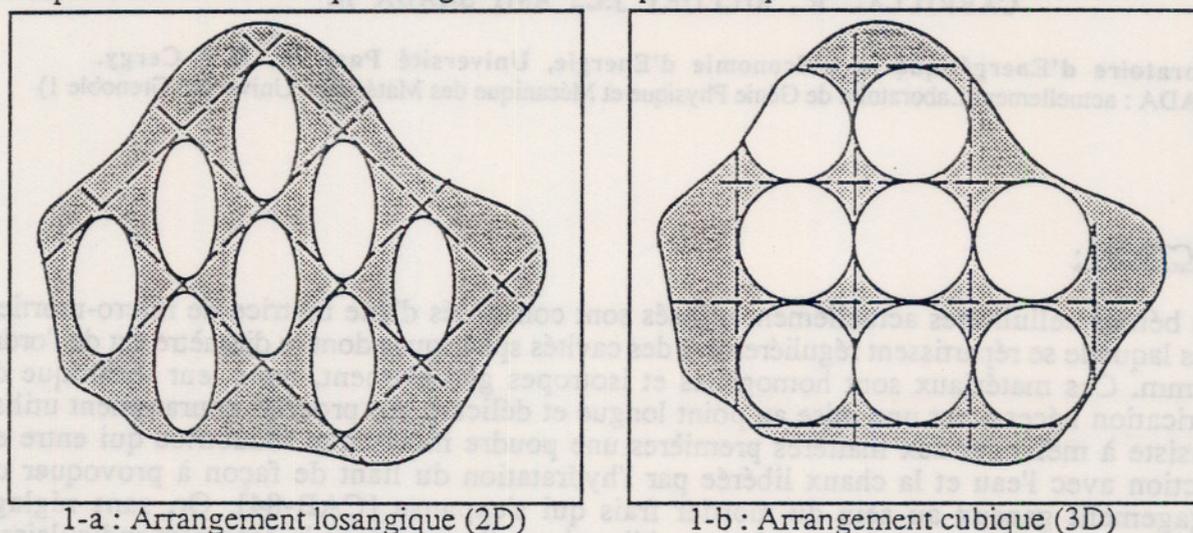


Fig. 1 : Définition de la porosité limite

Cette porosité limite, sauf cas particulier, dépend de la forme du pore et de la forme de la maille élémentaire. Dans le cas de pores de forme elliptique (2D) ou ellipsoïdale (3D) la figure 2 indique l'évolution de cette porosité limite en fonction du coefficient de forme du pore pour différentes mailles élémentaires. La porosité limite maximale correspond au cas où les pores tangentent non seulement avec la maille élémentaire mais également entre eux d'une maille à l'autre. Elle est obtenue lorsqu'il y a correspondance entre la forme de la maille et la forme du pore. Il existe donc un couplage [CAB-87] entre les différents paramètres de porosité; ces paramètres sont à prendre en compte lors de comparaison à porosité égale de matériaux constitués de pores de formes différentes, ou lors de l'étude de l'influence du coefficient de forme des pores.

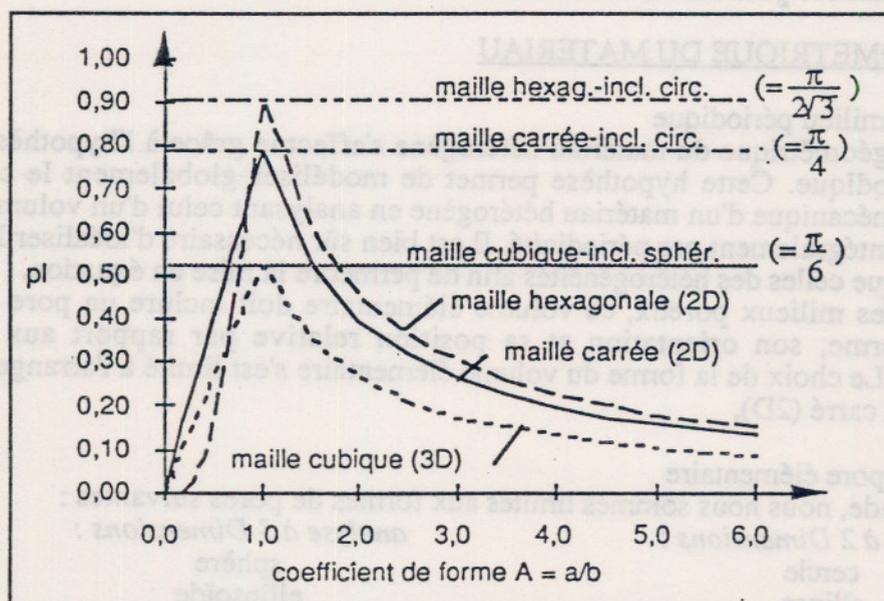


Fig. 2 : Porosité limite en fonction du coefficient de forme

III APPROCHE ANALYTIQUE

III. 1 Modélisation thermique

Le modèle établi [CAB-87] permet de séparer les paramètres de porosité et de comparer un milieu constitué de vides sphériques selon un arrangement cubique simple avec un milieu constitué de vides ellipsoïdaux de révolution autour du petit axe (b), de coefficient de forme $A = a/b$, répartis de façon à faire correspondre, à porosité égale, N_1 sphères à N_2 ellipsoïdes (fig. 3).

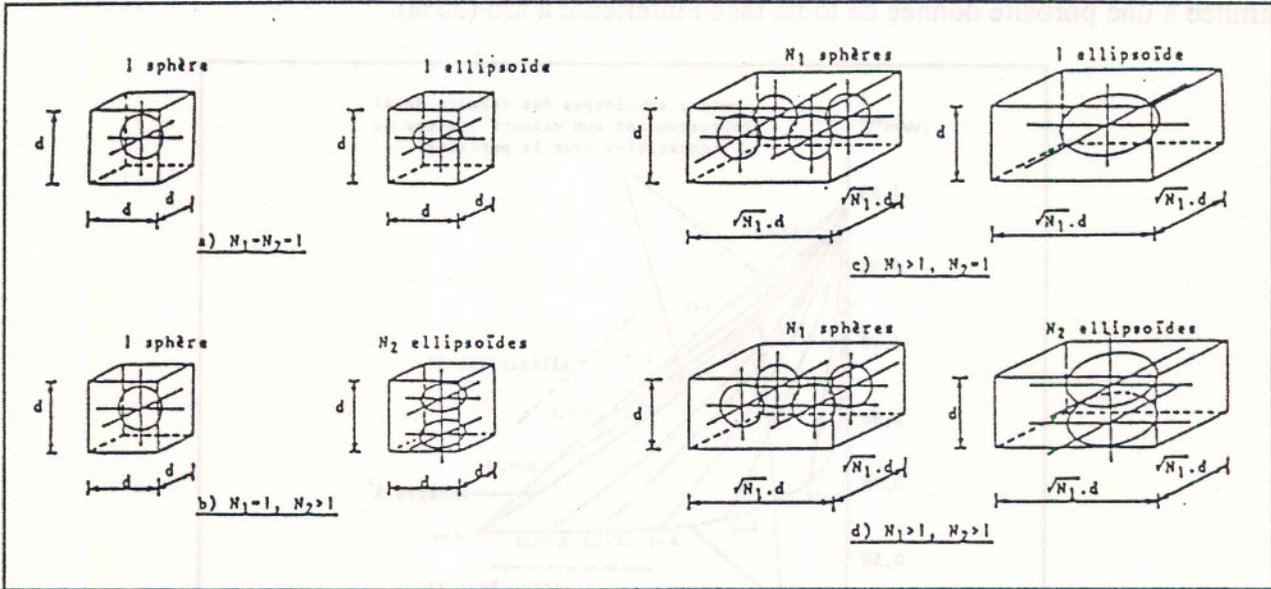


Fig. 3 : Répartitions relatives sphères-ellipsoïdes

Il a été nécessaire de déterminer les domaines de compatibilité du coefficient de forme A des vides avec la porosité et les répartitions relatives des sphères et des ellipsoïdes (fig. 4).

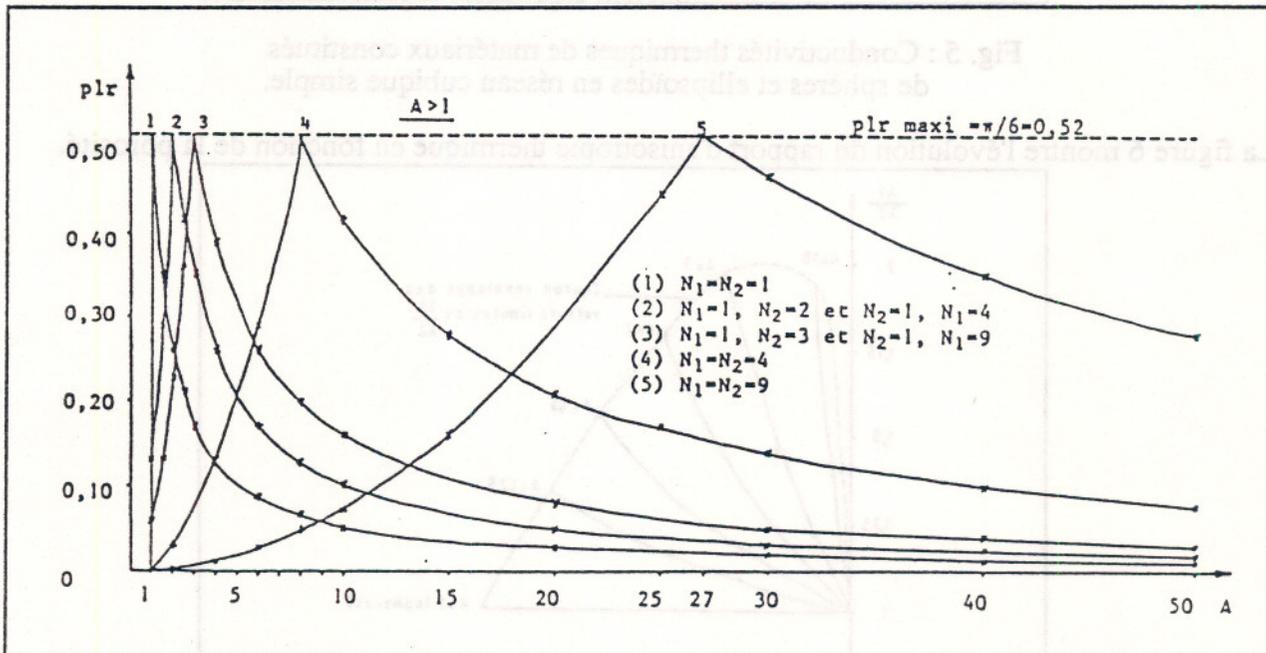


Fig. 4 : Evolution de la porosité limite en fonction du coefficient de forme des ellipsoïdes et des répartitions relatives sphères-ellipsoïdes

Certaines hypothèses ont été cependant émises pour établir les expressions des conductivités thermiques. En particulier, sphères et ellipsoïdes ont été assimilées, pour simplification de calcul, à des parallélépipèdes de mêmes volumes et coefficients de forme. Les résultats obtenus en réseau cubique simple ($N_1=N_2=1$) montrent que pour les pores de forme ellipsoïdale, la conductivité thermique est différente selon qu'elle est évaluée parallèlement à leur grand axe (λ_1) ou perpendiculairement (λ_2); dans le premier cas elle est supérieure à celle obtenue pour les sphères à même porosité et inférieure dans le second cas. De plus, il existe autant de courbes (fig. 5) que de coefficients de forme, chacune d'elles étant limitée à une porosité donnée de toute façon inférieure à $\pi/6$ (52%).

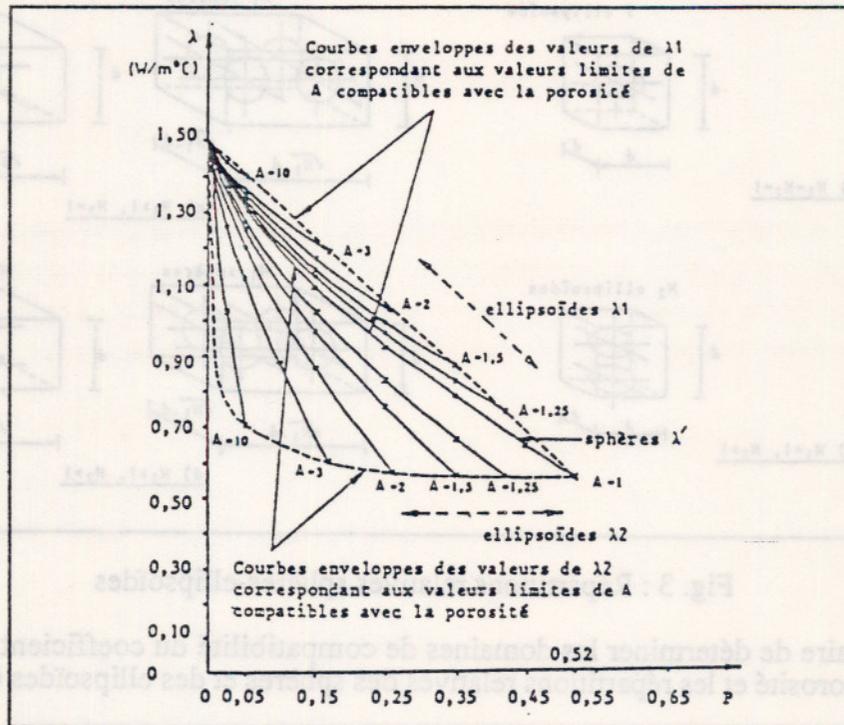


Fig. 5 : Conductivités thermiques de matériaux constitués de sphères et ellipsoïdes en réseau cubique simple.

La figure 6 montre l'évolution du rapport d'anisotropie thermique en fonction de la porosité.

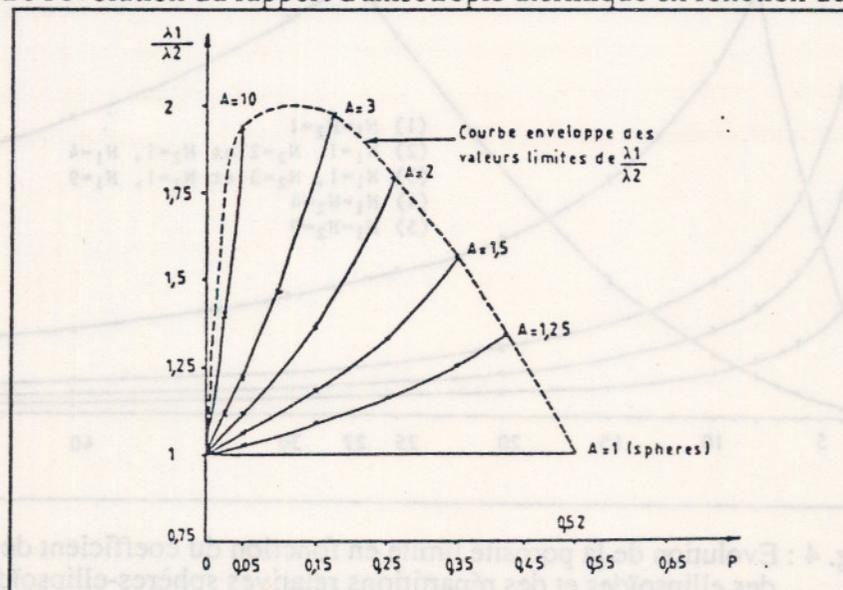


Fig. 6 : Evolution du rapport d'anisotropie thermique

En ce qui concerne les comparaisons des conductivités limites des matériaux constitués l'un de sphères et l'autre d'ellipsoïdes, à porosité égale et en tenant compte des répartitions relatives des deux types de vides, les conclusions suivantes ont pu être tirées.

a) dans le sens 2 perpendiculaire à l'aplatissement des pores, la conductivité thermique d'un matériau constitué de pores ellipsoïdaux, peut se limiter (fig.7) :

-pour une porosité de 10%, à environ la moitié de celle d'un matériau globalement isotrope constitué de vides sphériques .

-pour une porosité de 40%, à environ les trois-quarts.

b) dans le sens 1 parallèle à l'aplatissement des pores, la conductivité thermique d'un matériau constitué de pores ellipsoïdaux, ne dépasse pas de plus de 15% (fig. 7) celle du matériau isotrope.

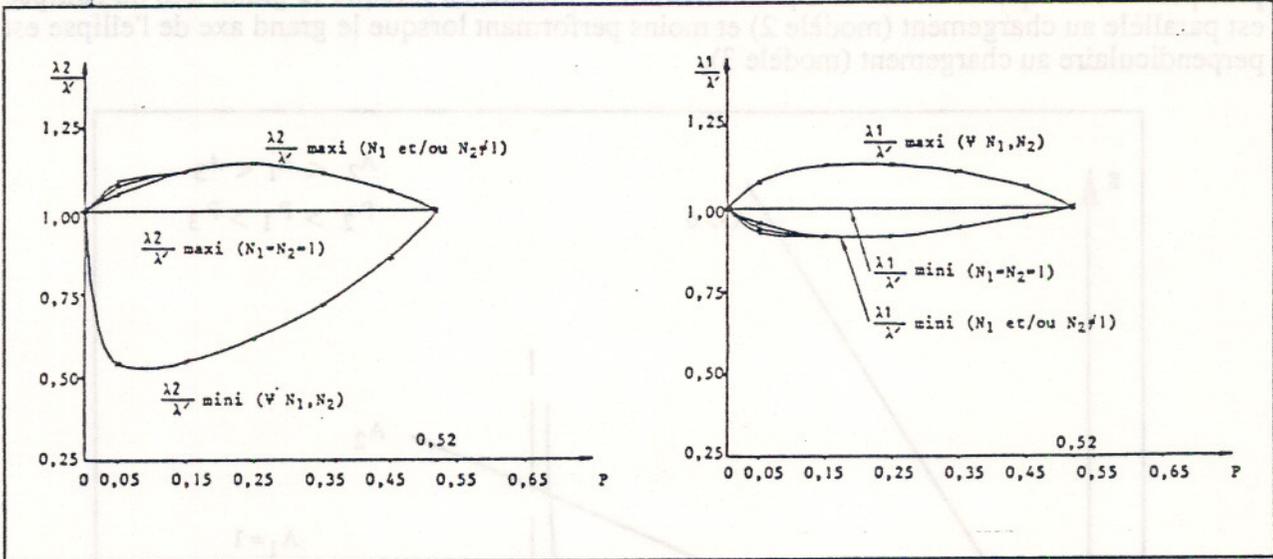


Fig. 7: Rapport des conductivités thermiques ellipsoïdes/sphères

On déduit de ces résultats, qu'un matériau anisotrope globalement, d'une porosité de 5% peut être aussi performant sur le plan thermique, dans le sens perpendiculaire à l'aplatissement des pores, qu'un matériau isotrope de porosité de 40%.

III.2 Modélisation mécanique

sur le plan mécanique l'approche analytique ne permet pas de faire l'hypothèse d'un milieu périodique. Aussi, le modèle proposé [BAS-87] est un modèle bidimensionnel constitué d'une matrice de dimension infinie chargée en compression monoaxiale et percée d'un pore elliptique dont le rapport des axes varie à surface égale (de $a/b < 1$ à $a/b > 1$). Le cas du pore circulaire ($a/b = 1$) correspond au matériau globalement isotrope (fig. 8).

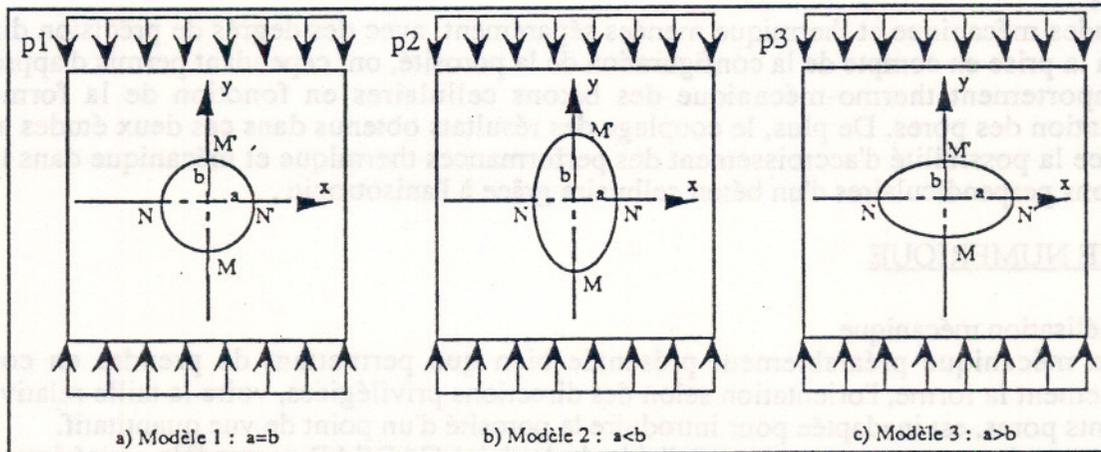


Fig. 8 : Modèle mécanique plan : matrice de dimension infinie

La matrice est considérée comme ayant un comportement linéaire fragile en traction avec un rapport de résistances en compression et traction de l'ordre de 10. Le seuil de rupture du modèle a été assimilé au seuil de fissuration de la matrice aux points les plus tendus. De plus, en référence aux résultats obtenus sur les mortiers, l'influence des gradients de déformation sur le seuil de fissuration a été prise en compte. Cette hypothèse s'appuie sur le constat expérimental d'une variation croissante et asymptotique de la contrainte limite de traction avec le gradient de déformation [BAS-85]. Compte tenu de la valeur des contraintes sur la périphérie du pore, il est montré que pour les trois cas la rupture est amorcée en M et M'. Mais selon l'expression des gradients de déformation en ces points, il apparaît (fig. 9) qu'à porosité égale, le matériau constitué d'un pore elliptique (caractérisé par son coefficient de forme $A = a/b$) est plus performant que le matériau à pore circulaire (modèle 1), lorsque le grand axe de l'ellipse est parallèle au chargement (modèle 2) et moins performant lorsque le grand axe de l'ellipse est perpendiculaire au chargement (modèle 3).

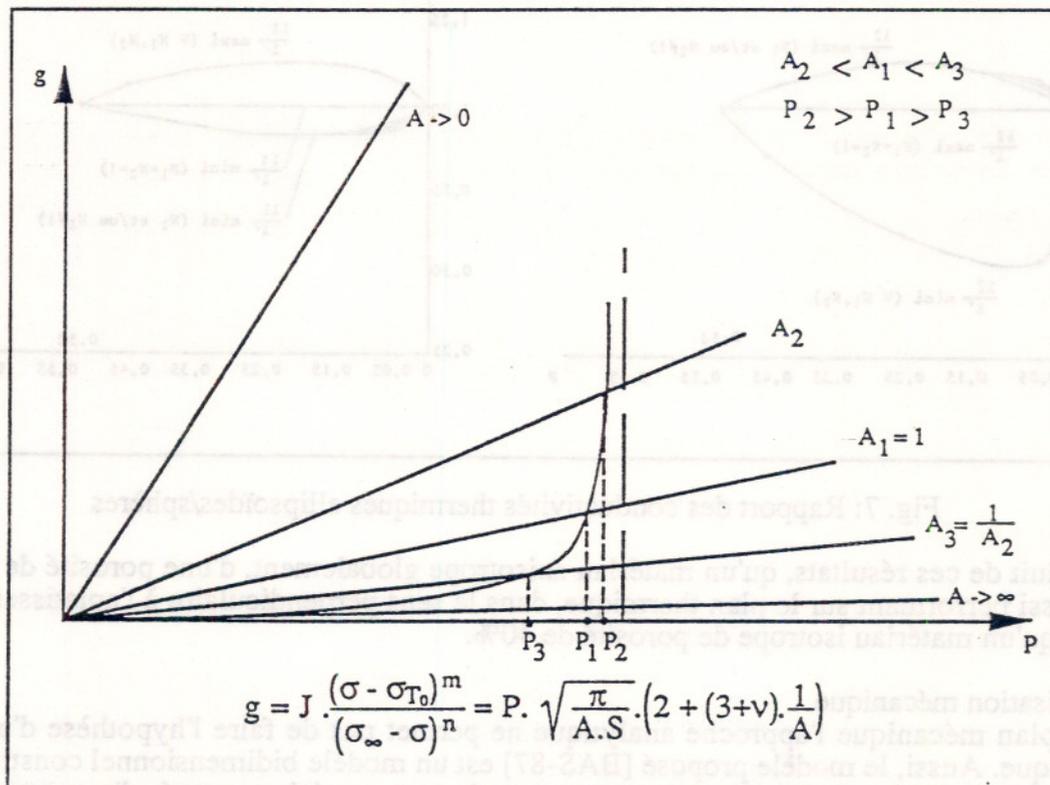


Fig. 9 : Détermination de la charge critique

III - 3 Bilan

Les études mécanique et thermique menées séparément, avec des degrés de précision différents quant à la prise en compte de la configuration de la porosité, ont cependant permis d'appréhender le comportement thermo-mécanique des bétons cellulaires en fonction de la forme et de l'orientation des pores. De plus, le couplage des résultats obtenus dans ces deux études a mis en évidence la possibilité d'accroissement des performances thermique et mécanique dans les deux directions perpendiculaires d'un béton cellulaire grâce à l'anisotropie.

IV - APPROCHE NUMERIQUE

IV - 1 Modélisation mécanique

L'étude mécanique préalablement présentée bien que permettant de prendre en compte correctement la forme, l'orientation selon des directions privilégiées, voire la taille relative des différents pores, est inadaptée pour introduire la porosité d'un point de vue quantitatif. Pour cette raison nous avons conçu à l'aide du logiciel CADSAF un modèle numérique avec matrice plane de dimension finie. Dans un premier temps nous avons supposé un

comportement élastique linéaire de la matrice et nous avons envisagé une approche globale du comportement du matériau poreux en faisant appel aux techniques d'homogénéisation. L'homogénéisation repose essentiellement sur la représentation du milieu hétérogène étudié par un milieu homogène équivalent et sur la construction d'un modèle de calcul permettant d'appliquer les lois de la mécanique des milieux continus au domaine correspondant à ce milieu équivalent. Le principe de la méthode consiste à décomposer le milieu hétérogène, compte-tenu de la distribution des hétérogénéités, en parties irréductibles définissant le volume élémentaire représentatif du comportement mécanique global du matériau. Ainsi le volume élémentaire est réduit au domaine englobant l'hétérogénéité et les caractéristiques mécaniques du milieu homogène équivalent sont obtenues par identification aux valeurs moyennes des grandeurs calculées sur ce volume.

La technique que nous avons retenue repose sur une méthode d'analyse mécanique par éléments finis en approche déplacement. On définit les champs de déplacement élémentaire appliqués au volume élémentaire représentatif et les conditions aux limites associées permettant de déterminer les différents coefficients du tenseur d'élasticité homogénéisé.

Dans notre étude nous nous sommes limités à une maille carrée et nous avons fait varier la porosité ainsi que le coefficient de forme des ellipses. La figure 10 définit la géométrie du volume élémentaire et le coefficient de forme du pore.

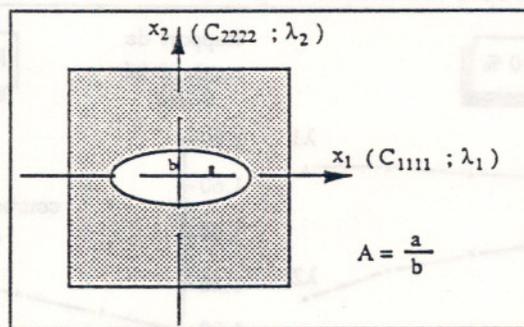


Fig. 10 : Définition du volume élémentaire et des axes de référence

Dans une première étape, afin de valider la méthode utilisée, nous avons envisagé des vides de forme circulaire de façon à corréler les résultats obtenus numériquement avec ceux obtenus analytiquement grâce à une méthode variationnelle utilisée par HASHIN [AMI/90].

Dans un second temps nous avons envisagé le cas de vides elliptiques, ce qui nous a permis d'évaluer l'influence du coefficient de forme à porosité constante, pour différentes porosités, sur les coefficients C_{1111} et C_{2222} (Fig.11 et 12) caractérisant les rigidités dans les sens respectivement parallèle et perpendiculaire au grand axe de l'ellipse, ainsi que sur leurs rapports caractérisant l'anisotropie mécanique.

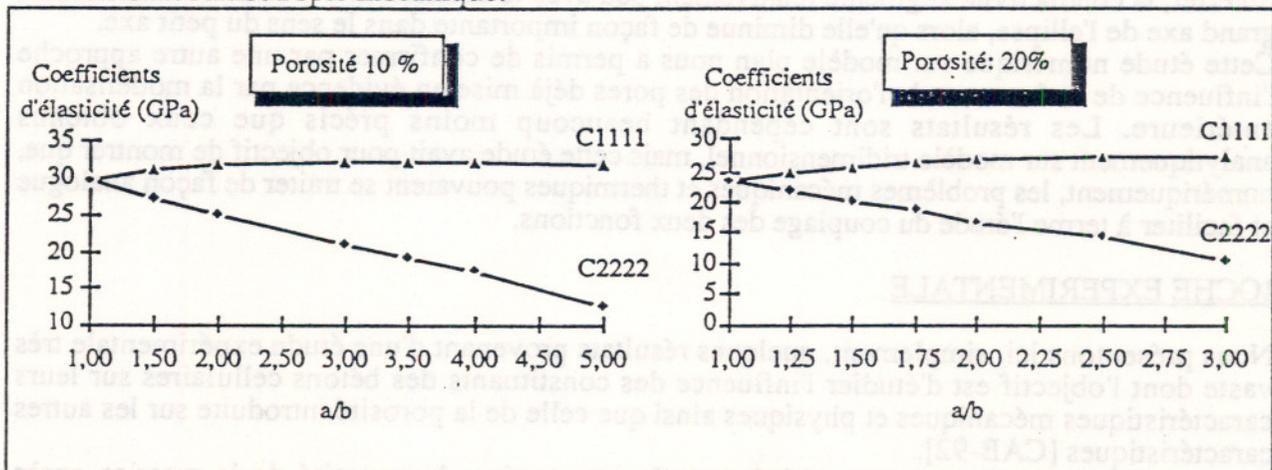


Fig. 11

Fig. 12

On peut noter la similitude d'allure de la figure 13 avec celle de la figure 5 qui traduisait la comparaison des conductivités thermiques sphères-ellipsoïdes en réseau cubique simple. On note la même similitude entre la figure 14 et la figure 6 traduisant l'évolution du rapport d'anisotropie thermique avec des ellipsoïdes en réseau cubique simple.

Une modélisation numérique 3D permettra d'affiner la corrélation des comportements mécanique et thermique dans des directions orthogonales l'une à l'autre.

La figure 13 fait apparaître une limite maximale du rapport d'anisotropie voisine de 3. Ceci confirme les résultats obtenus expérimentalement sur matériaux réels [CAB-88a], [CAB-88b].

IV - 2 Aspect thermique [AMI-90] [BIL-90]

Nous avons abordé la modélisation numérique du comportement thermique de façon analogue à l'étude mécanique, en nous appuyant sur le même concept d'homogénéisation des milieux périodiques et en utilisant la même approche bidimensionnelle par éléments finis.

Nous nous sommes limités dans un premier temps à l'exploration d'un domaine de porosité beaucoup plus restreint que pour l'étude mécanique, et les résultats obtenus ne permettent pas de transcrire l'évolution des conductivités en fonction de la porosité.

Par contre, ils permettent d'étudier l'évolution des conductivités dans les directions parallèles et perpendiculaires au grand axe de l'ellipse en fonction du coefficient de forme (Fig 15), ainsi que celle du rapport d'anisotropie thermique (Fig 16).

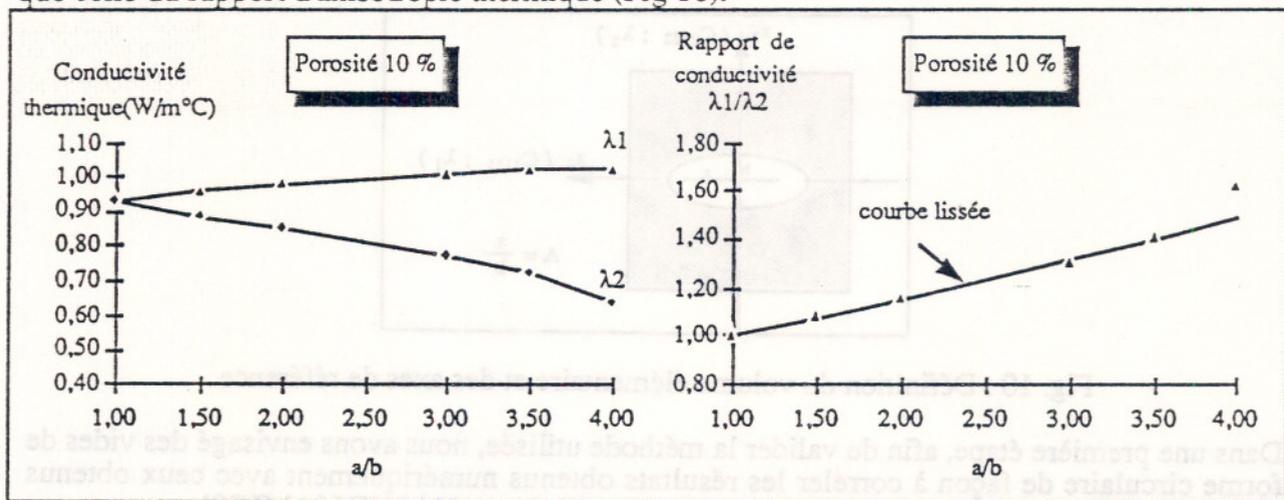


Fig. 15

Fig. 16

On peut observer la similitude de comportement sur les plans mécanique (fig. 11) et thermique (fig. 16) dans les directions perpendiculaires.

En effet, la conductivité augmente relativement peu avec le coefficient de forme dans le sens du grand axe de l'ellipse, alors qu'elle diminue de façon importante dans le sens du petit axe.

Cette étude numérique sur modèle plan nous a permis de confirmer par une autre approche l'influence de la forme et de l'orientation des pores déjà mise en évidence par la modélisation antérieure. Les résultats sont cependant beaucoup moins précis que ceux obtenus analytiquement sur modèle tridimensionnel, mais cette étude avait pour objectif de montrer que, numériquement, les problèmes mécaniques et thermiques pouvaient se traiter de façon analogue et faciliter à terme l'étude du couplage des deux fonctions.

V - APPROCHE EXPERIMENTALE

Nous présentons ici, simplement, quelques résultats provenant d'une étude expérimentale très vaste dont l'objectif est d'étudier l'influence des constituants des bétons cellulaires sur leurs caractéristiques mécaniques et physiques ainsi que celle de la porosité introduite sur les autres caractéristiques [CAB-92].

La porosité introduite est caractérisée par l'augmentation de porosité de la matrice après allègement quantifiée globalement par la mesure des masses volumiques du milieu poreux et de la matrice constitutive du matériau ($P = 1 - P_{mp}/P_{matrice}$).

On note que la rigidité dans le sens du grand axe de l'ellipse est supérieure à celle obtenue à même porosité avec un vide circulaire, alors que la rigidité dans le sens du petit axe de l'ellipse est inférieure. De plus cette dernière décroît rapidement lorsque le coefficient de forme augmente et ce, d'autant plus que la porosité est faible.

Nous avons transcrit l'ensemble des résultats obtenus sur les figures 13 et 14 où l'évolution des différents paramètres étudiés est donnée en fonction de la porosité.

L'évolution des rigidités dans le cas de l'ellipse et du vide circulaire apparaît sur la figure 13.

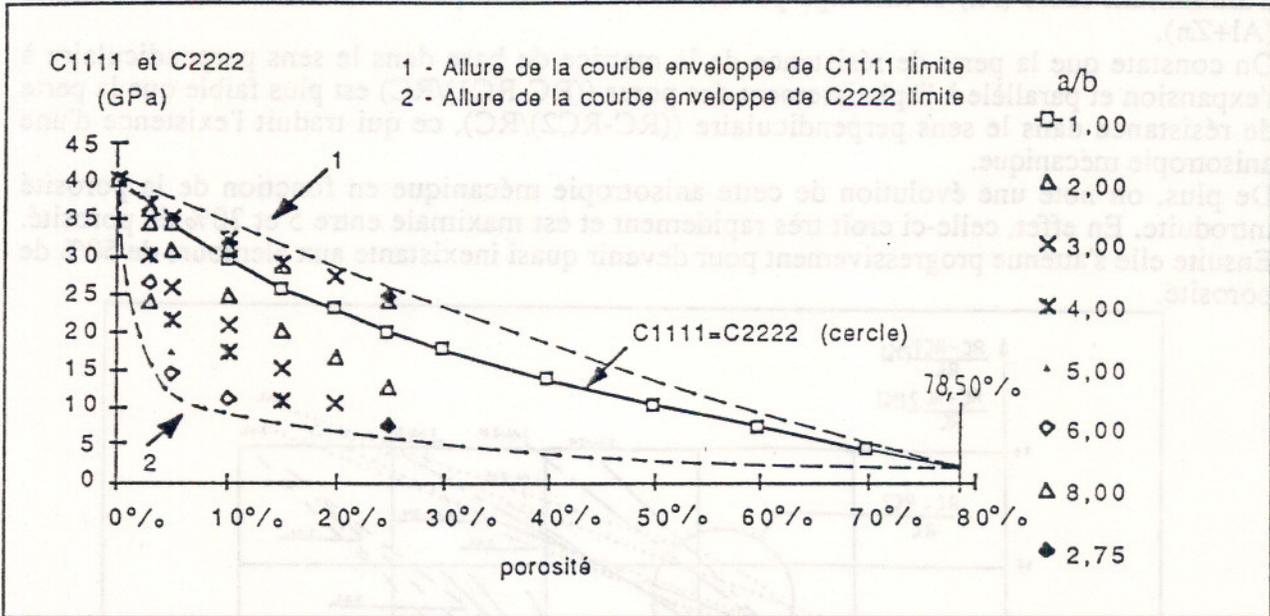


Fig. 13 : Evolution des rigidités

La figure 14 montre l'évolution du rapport d'anisotropie pour différentes valeurs du coefficient de forme compatibles avec la porosité.

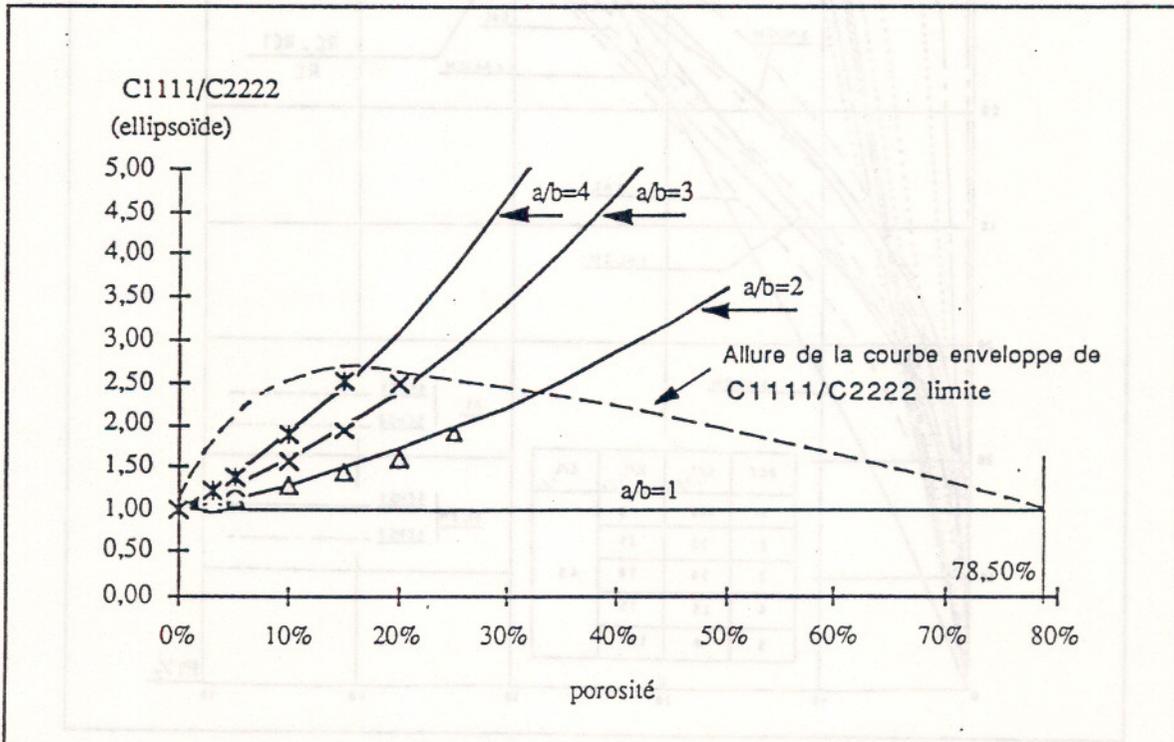


Fig. 14 : Evolution du rapport d'anisotropie mécanique

La recherche de lois d'allègement générales, indépendantes des caractéristiques de la matrice constituant le squelette des bétons cellulaires et du type d'agent expansif utilisé, nous a conduit à considérer l'évolution des pertes de résistances mécaniques en fonction de la porosité introduite et nous obtenons ainsi des courbes s'inscrivant dans les mêmes fuseaux que celles présentées sur la figure 17.

Ces courbes ont été obtenues à partir du mélange de ciment CPA 55(C) et de chaux XHA (X) en quantité variable avec 45% d'eau de gâchage par rapport au poids total de liant; deux types d'agent expansif en quantité variant de 1‰ à 3‰ du poids total de liant ont été utilisés : poudre d'aluminium seule (Al) et mélange poudre d'aluminium et poudre de zinc en parties égales (Al+Zn).

On constate que la perte de résistance de la matrice de base dans le sens perpendiculaire à l'expansion et parallèle à l'aplatissement des pores ((RC-RC1)/RC) est plus faible que la perte de résistance dans le sens perpendiculaire ((RC-RC2)/RC), ce qui traduit l'existence d'une anisotropie mécanique.

De plus, on note une évolution de cette anisotropie mécanique en fonction de la porosité introduite. En effet, celle-ci croît très rapidement et est maximale entre 5 et 20% de porosité. Ensuite elle s'atténue progressivement pour devenir quasi inexistante aux alentours de 50% de porosité.

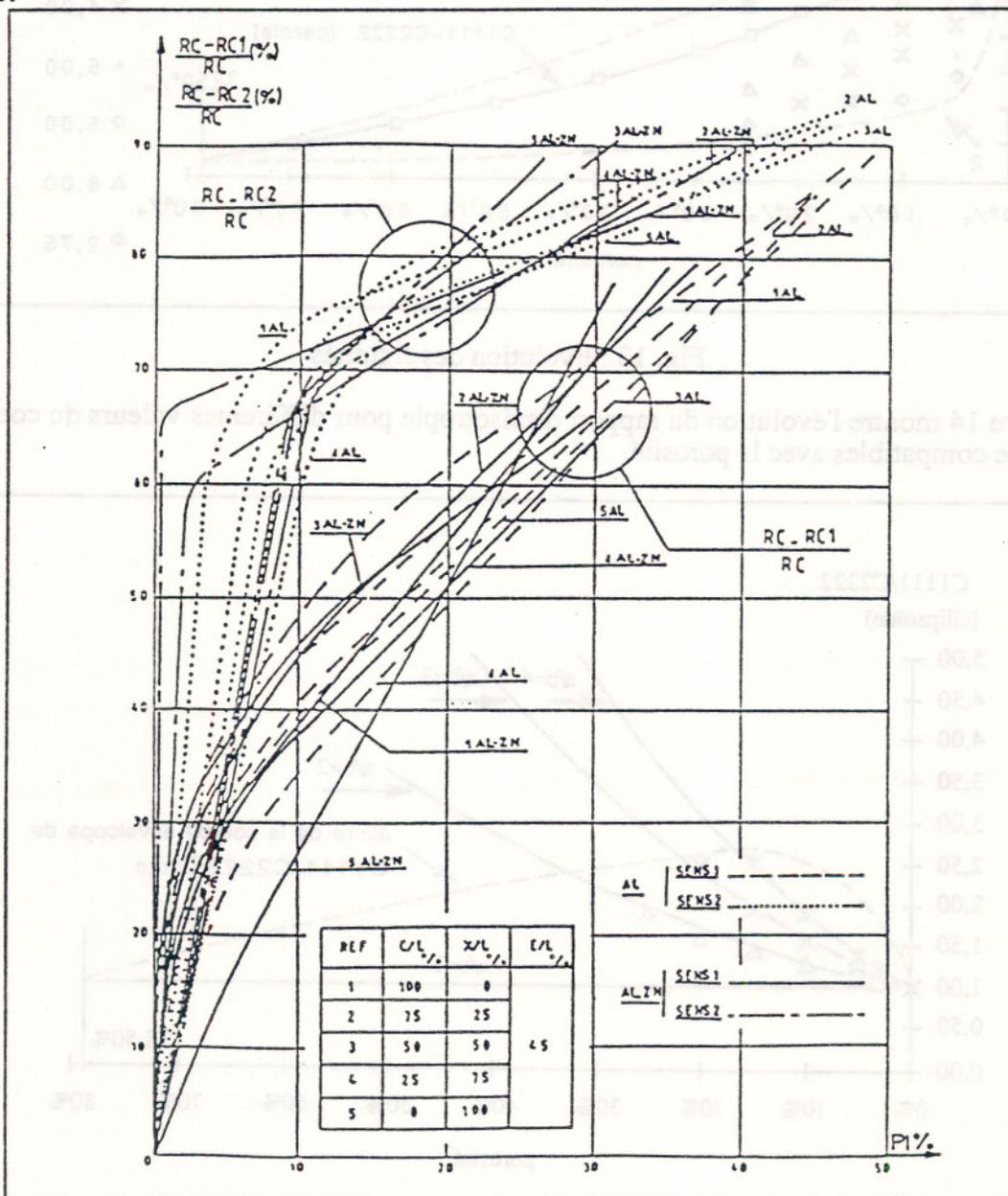


Fig. 17 : Pertes de résistance en compression

Il est donc très intéressant de noter l'analogie existant entre l'évolution des pertes de résistances mécaniques obtenue expérimentalement sur matériaux réels avec celle des gains de résistances thermiques [CAB-91] dans les sens perpendiculaires, prévue par la modélisation analytique tridimensionnelle (Fig18).

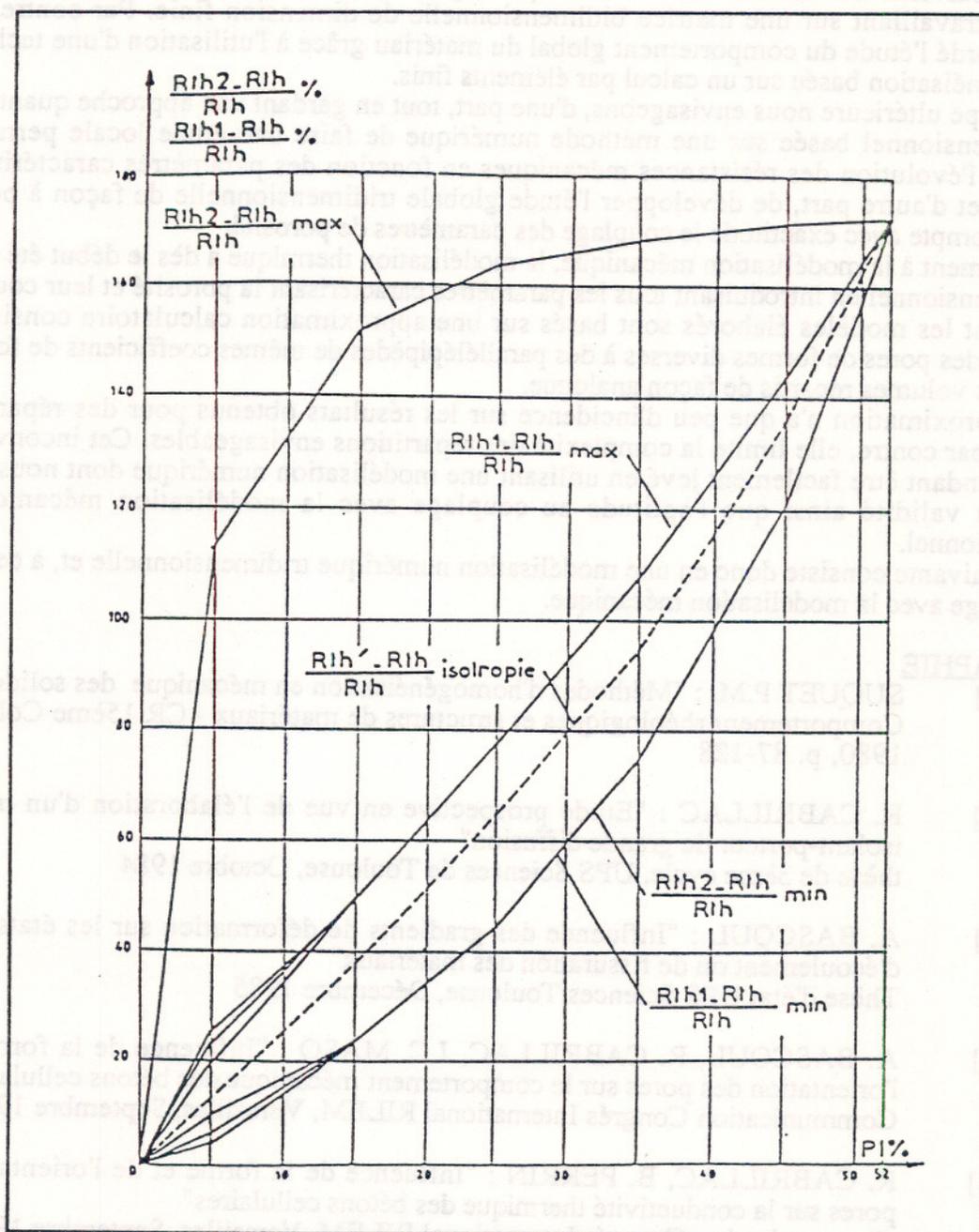


Fig. 18 : Modélisation des gains de résistance thermique

Les courbes expérimentales montrent que l'optimisation de la porosité sur le plan qualitatif n'est pas indépendante de l'aspect quantitatif de celle-ci, et l'on retrouve d'une certaine façon le couplage des paramètres de porosité évoqué et pris en compte lors de la modélisation thermique tridimensionnelle.

VI - CONCLUSION

Sur le plan mécanique la première phase du travail de modélisation des milieux poreux a consisté en l'évaluation des résistances à la rupture basée sur une étude locale au voisinage du pore. Cette première approche menée en bidimensionnel sur une matrice de dimension infinie a

permis de mettre en évidence l'influence de la forme et de l'orientation des pores sur les résistances mécaniques et d'expliquer le phénomène d'anisotropie constaté sur matériaux réels. Cependant il s'agit d'une approche purement qualitative qui ne permet pas de prendre en compte la porosité d'un point de vue quantitatif, ni la répartition des vides.

La phase suivante a consisté à introduire la notion quantitative de porosité et de répartition des vides en travaillant sur une matrice bidimensionnelle de dimension finie. Par contre, nous avons abordé l'étude du comportement global du matériau grâce à l'utilisation d'une technique d'homogénéisation basée sur un calcul par éléments finis.

Dans l'étape ultérieure nous envisageons, d'une part, tout en gardant une approche quantitative en bidimensionnel basée sur une méthode numérique de faire une étude locale permettant d'estimer l'évolution des résistances mécaniques en fonction des paramètres caractérisant la porosité, et d'autre part, de développer l'étude globale tridimensionnelle de façon à pouvoir prendre compte avec exactitude le couplage des paramètres de porosité.

Contrairement à la modélisation mécanique, la modélisation thermique a dès le début été menée en tridimensionnel en introduisant tous les paramètres caractérisant la porosité et leur couplage. Cependant les modèles élaborés sont basés sur une approximation calculatoire consistant à assimiler des pores de formes diverses à des parallélépipèdes de mêmes coefficients de forme et de mêmes volumes répartis de façon analogue.

Cette approximation n'a que peu d'incidence sur les résultats obtenus pour des répartitions simples, par contre, elle limite la complexité des répartitions envisageables. Cet inconvénient peut cependant être facilement levé en utilisant une modélisation numérique dont nous avons évalué la validité ainsi que l'aptitude au couplage avec la modélisation mécanique en bidimensionnel.

L'étape suivante consiste donc en une modélisation numérique tridimensionnelle et, à ce stade, au couplage avec la modélisation mécanique.

VII - BIBLIOGRAPHIE

- [SUQ/80] SUQUET P.M. : "Méthodes d'homogénéisation en mécanique des solides"
Comportement rhéologiques et structures de matériaux - CR 15ème Coll. Paris, 1980, p. 87-128
- [CAB/84] R. CABRILLAC : "Etude prospective en vue de l'élaboration d'un matériau isolant-porteur de grande diffusion"
thèse de 3ème cycle, UPS Sciences de Toulouse, Octobre 1984
- [BAS/85] A. BASCOUL : "Influence des gradients de déformation sur les états limites d'écoulement ou de fissuration des matériaux"
Thèse d'état UPS Sciences Toulouse, Décembre 1985
- [BAS/87] A. BASCOUL, R. CABRILLAC, J.C. MASO : "Influence de la forme et de l'orientation des pores sur le comportement mécanique des bétons cellulaires"
Communication Congrès International RILEM, Versailles, Septembre 1987
- [CAB/87] R. CABRILLAC, B. PERRIN : "Influence de la forme et de l'orientation des pores sur la conductivité thermique des bétons cellulaires"
Communication Congrès International RILEM, Versailles, Septembre 1987
- [CAB/88-a] R. CABRILLAC, W. LUHOWIAK, R. DUVAL : "Practical study of not autoclaved aerated concrete blocks"
Communication Congrès International EM'88, Bologne, Juin 1988
- [CAB/88-b] R. CABRILLAC, W. LUHOWIAK, R. DUVAL : "Etude des possibilités de valorisation des laitiers de magnésium sous forme de matériaux porteurs légers"
Publication Annales de l'ITBTP, Décembre 1988
- [BIL/89] BILLOET J.L. : "Mécanique des milieux hétérogènes"
Cours de DEA, Rapport interne LMS ENSAM Paris, Mars 1989

- [AMI/90] AMI SAADA R., BAKIR N.E. BILLOET J.L.: "Etude du comportement thermo-mécanique des matériaux poreux anisotropes par une méthode d'homogénéisation"
Colloque "Rhéologie des matériaux du Génie-Civil- Grenoble, Novembre 1990
- [BIL/90] J.L. BILLOET, R. CABRILLAC : "Modélisation thermo-mécanique et optimisation des matériaux cellulaires anisotropes"
Congrès STRUCOME, Paris, Novembre 1990
- [CAB/91] R. CABRILLAC : "De la connaissance des matériaux à l'ingénierie des matériaux de construction"
Synthèse Habilitation à Diriger les Recherches, Avril 1991
- [CAB/92] R. CABRILLAC, W. LUHOWIAK, R. DUVAL : "Influence of constituents and introduced porosity on characteristics of anisotropic cellular concretes"
Communication acceptée, World Building Congress, Montréal, Mai 1992

	A_0	A_1	A_2	A_{12}
$G'(\text{N.m}^{-2})$	14.5	0.04	1.43	-0.015
$G''(\text{N.m}^{-2})$	27.2	-4.1	15.6	0
δ (degrés)	68.3	2.7	-8	2
$(\tau_0)_c$ (N.m ⁻²)	2.1	-0.4	0.4	0
η_0 (Pa.s)	13.4	-5	7	-1.9
K (s)	1.1	-0.55	0.25	0.12
n	0.46	-0.03	0	0.03

Tableau 4: Valeurs des coefficients de la régression

$$Y = A_0 + A_1X_1 + A_2X_2 + A_{12}X_1X_2$$

pour les 7 grandeurs rhéologiques étudiées.

Les figures 5 à 11 représentent les expressions et les graphes des modèles ainsi obtenus en fonction des deux variables d_{COO^-} et $nb\text{OE}$, pour les 7 grandeurs rhéologiques déterminées.

Il faut tout d'abord souligner que chaque modèle a été validé par l'analyse statistique; ce qui confirme la pertinence de l'ensemble de notre analyse expérimentale. Nous disposons ainsi, même à ce niveau de description phénoménologique, d'une analyse quantitative constituant un outil prévisionnel puissant susceptible de permettre les interpolations ou extrapolations utiles au formulateur.

Une analyse plus précise de ces résultats va nous permettre de formuler des hypothèses sur les relations entre la microstructure et les propriétés rhéologiques, plus précisément sur le principal mécanisme d'action de l'épaississant.

Si l'on observe en effet l'évolution (résumée par les graphes des figures 6 à 9) des grandeurs rhéologiques comme G' , G'' , $(\tau_0)_c$ et η_0 , qui traduisent directement et quantitativement le phénomène d'épaississement, on constate que cet effet augmente rapidement

* d'une part lorsque le nombre de motifs de la chaîne d'oxyde d'éthylène croît

* d'autre part lorsque la charge superficielle de latex décroît.

Il convient de préciser que les modes d'action les plus souvent envisagés et retenus pour le type d'épaississant associatif utilisé dans notre étude sont au nombre de 3:

(1) un effet électrovisqueux, par la création d'interactions de type ionique entre le polymère et les constituants de la peinture

(2) un effet de réticulation du milieu, dont les noeuds seraient constitués de micelles rassemblant les ramifications hydrophobes des chaînes de

l'épaississant, selon le schéma de la figure 12 <7>. Dans une telle configuration, les particules de latex et de pigment seraient seulement emprisonnées à l'intérieur des mailles du réseau, sans former de liaisons avec les chaînes de l'épaississant

(3) un effet de réticulation du milieu, par adsorption des maillons hydrophobes des chaînes d'épaississant à la surface des particules de latex, selon le schéma de la figure 13 <8>.

Il ne semble pas que l'effet électrovisqueux puisse rendre compte de l'épaississement tel qu'il se manifeste; on voit mal en particulier comment la répulsion électrostatique, responsable de l'épaississement, pourrait diminuer lorsque la charge superficielle de latex augmente. En outre, on s'attendrait à ce que cet effet dépende étroitement du pH du milieu. Or le pH a été conservé constant pour les différents points du plan, et égale, aux incertitudes expérimentales près à 8,0.

Le phénomène d'épaississement observé doit par conséquent être attribué à un maillage du milieu, soit par création de micelles, soit par adsorption des chaînes grasses de l'épaississant à la surface du latex. Quelle que soit son origine, la création d'un réseau est en effet attestée par le comportement rhéologique des échantillons et plus particulièrement par la différence de comportement des modules G' et G'' ; on observe en effet que si ces deux modules augmentent, la croissance du module de conservation est beaucoup plus rapide que celle du module de perte, ce qui se traduit de façon équivalente par une diminution du déphasage δ .

Le caractère élastique de l'échantillon se renforce donc au fur et à mesure que le nombre de motifs d'oxyde d'éthylène croît et que la charge superficielle décroît. Il y a bien un épaississement mais qui s'effectue essentiellement par création et consolidation d'un maillage élastique. Il faut remarquer, à l'appui de cette conclusion, que la viscosité des peintures demeure extrêmement élevée, même sous fort cisaillement: à 10^3 s^{-1} , la viscosité apparente de ces peintures est voisine de 1 Pa.s, soit environ 100 fois celle des peintures usuelles dans les mêmes conditions de cisaillement. Cela traduit bien l'existence d'interactions fortes au sein du milieu, liées à la nature même des épaississants associatifs étudiés.

Il semble d'autre part que cet effet de réticulation ne puisse se produire significativement selon le processus 2. Si l'on comprend bien en effet que, dans ce processus, les modules G' et G'' augmentent lorsque la variable nbOE croît, on voit mal en revanche comment expliquer leur forte dépendance en fonction de la charge superficielle des latex. Au contraire, l'adsorption des groupements hydrophobes de l'épaississant à la surface des latex (processus 3), est un phénomène qui doit dépendre des deux variables nbOE et d_{COO^-} , et dans un sens qui est bien celui que nous observons: le développement du réseau sera en effet fonction de la densité d'adsorptions sur la surface des latex; il sera par conséquent favorisé par l'augmentation du nombre de motifs d'oxyde d'éthylène, et au contraire entravé par une charge superficielle croissante de nature à limiter l'accessibilité à la surface des latex par les groupements hydrophobes.

CONCLUSION

Cette conclusion est confirmée par l'analyse de l'évolution de la contrainte critique $(\tau_0)_c$. L'existence d'une telle contrainte critique définissant la limite entre les régimes linéaire et non linéaire est susceptible d'interprétations très diverses, adaptées au type de microstructure étudiée. Il semble bien cependant, que, dans le cas particulier de notre étude, cette valeur critique corresponde à la contrainte nécessaire pour provoquer une rupture significative des zones réticulées. On observe en effet, comme nous l'avions déjà mentionné, que $(\tau_0)_c$ augmente lorsque le nombre de motifs de la chaîne d'oxyde d'éthylène croît, mais aussi lorsque la charge superficielle du latex décroît.

Il faut cependant noter que le réseau ainsi constitué n'est certainement pas pleinement développé sur l'ensemble de l'échantillon. Dans cette hypothèse, les tests d'écoulement permanent devraient mettre en évidence un seuil dont la valeur serait voisine de celle de $(\tau_0)_c$; ce qui n'est pas le cas, puisque les rhéogrammes n'ont pas permis de déceler l'existence d'un seuil d'écoulement significatif (conclusion confirmée par des expériences de fluage sous très faible contrainte). Il semble donc que l'échantillon est plutôt constitué d'un ensemble de microréseaux ou de microgels <9> qui constituent des unités indépendantes susceptibles de s'écouler même sous des contraintes infinitésimales. Les valeurs du déphasage δ (dans la zone de réponse linéaire), qui sont toujours supérieures à 45° dans l'intervalle étudié, confirment par ailleurs la prépondérance du caractère visqueux par rapport au caractère élastique, ce qui est parfaitement compatible avec l'existence de microréseaux, mais qui serait contradictoire avec celle d'un macroréseau.

Il est donc clair que le processus 3 est certainement le processus d'épaississement prioritaire et dominant, même si l'on ne peut écarter l'hypothèse que le mécanisme 2 intervienne simultanément. De façon plus générale, il faut d'ailleurs remarquer que nous n'avons envisagé dans cette étude que les processus d'épaississement les plus communément admis et retenus, à l'exclusion d'autres mécanismes qui pourraient peut-être exercer une certaine influence sur l'épaississement (ainsi les interactions éventuelles épaississant-pigment). Il nous semble cependant que le présent travail a pu démontrer de façon nette la prééminence du mode d'épaississement par adsorption épaississant-latex, même si certains points restent à préciser qui font l'objet d'études en cours.

CONCLUSION

L'étude présentée concerne les résultats d'une analyse rhéologique systématique, mettant en oeuvre en particulier les méthodes non destructives de la viscoélasticité oscillatoire, pour la description de systèmes multiphasiques comme les peintures aqueuses.

La démarche adoptée, en utilisant largement les techniques de l'analyse statistique par plan d'expériences, a démontré l'intérêt d'une telle méthode.

Sur un plan purement phénoménologique, elle a permis de développer une description quantitative et prédictive susceptible de rendre de grands services en formulation.

Sur un plan plus fondamental, cette analyse a conduit à élucider le mécanisme d'action prépondérant de l'épaississant associatif mis en oeuvre, grâce à l'étude comparative de l'évolution des principales grandeurs rhéologiques sous l'effet de variations de paramètres de formulation.

Remerciements:

Ce travail constitue une partie, limitée, du mémoire réalisé par D. Turrel <10>, pour l'obtention du diplôme d'ingénieur CNAM. Nous tenons à remercier M. Le Professeur Guetté sous la direction duquel ce mémoire a été préparé.

Mots clés: Peinture aqueuse- Latex- Epaississant associatif- Analyses rhéologiques- Plans d'expérience.

BIBLIOGRAPHIE

<1> G.D. SHAY

Alkali-Swellable and Alkali-Soluble Thickener Technology
Polymer in Aqueous Media, 457-494, Ed. J. Eglass, 1989.

<2> F.K. HANSEN, J. UGELSTAD

Particles Formation Mechanisms
Emulsion Polymerization, edited by Irja Piirma
Academic Press, New-York, 1982.

<3> M.S. EL ASSER

Methods of latex cleaning
Sci. and Tech. of Polym., Colloids II, 422-448, 1983.

<4> Société COATEX, Genay, France.

<5> M.M. CROSS

Polymer Systems. Deformation and Flow.
Mc Millan, London, 1968.

<6> P. CHAPOUILLE

Planification et Analyse des Expériences.
Masson, Paris, 1973.

<7> A. KARUNASENA, R.G. BROWN, J.E. GLASS

Hydrophobically Modified Ethoxylated Urethane Architecture
Polymer in Aqueous Media, 495-526, Ed. J.E. Glass, ACS 1989.

<8> F.M. ANWAARI, F.G. SCHWAB

Latex Paint Rheology with Associative Thickener
Polymer in Aqueous Media, 527-542, Ed. J.E. Glass, 1989.

<9> K.J. KETZ, R.K. PRUDHOMME, W.W. GRAESSLEY

Rheology of concentrated microgel solutions.
Rheologica Acta, 27, 531-539, 1988.

<10> D. TURREL

Etude rhéologique des interactions entre le latex et l'épaississant dans les peintures aqueuses. Corrélations entre les propriétés rhéologiques et applicatives.

Mémoire (diplôme d'ingénieur CNAM), Octobre 1991.

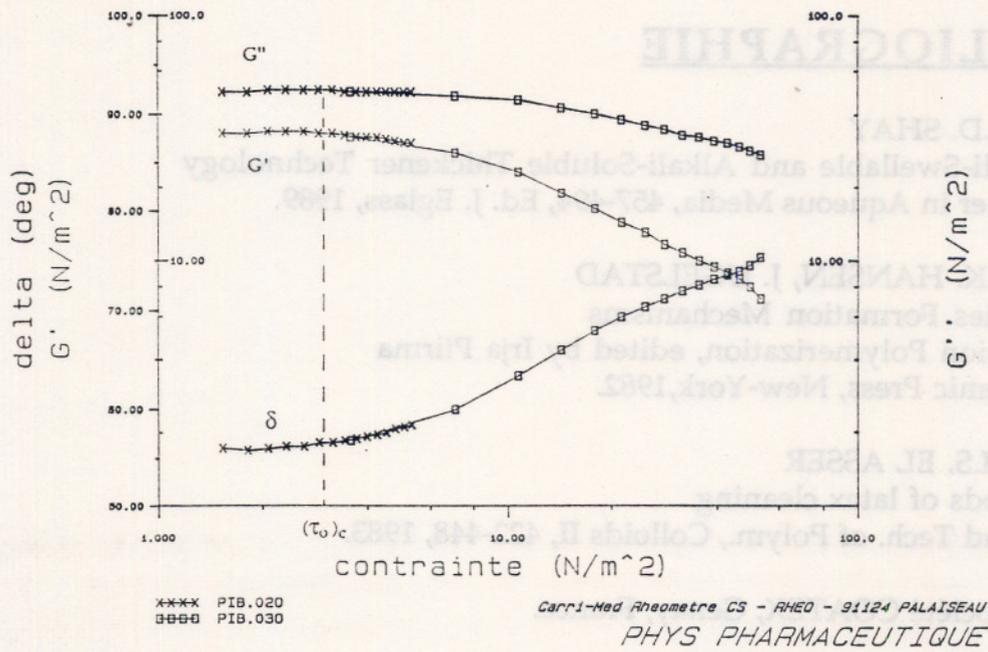


Figure 1: Détermination de la zone de réponse linéaire par un balayage en contrainte en régime oscillatoire (peinture B)

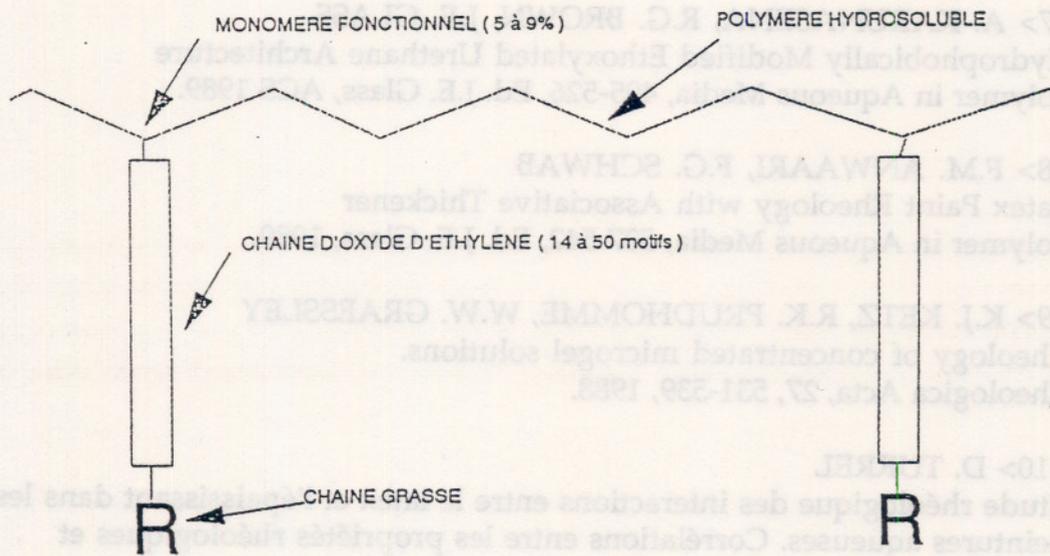


Figure 2: Représentation schématique d'une chaîne de l'épaississant associatif.

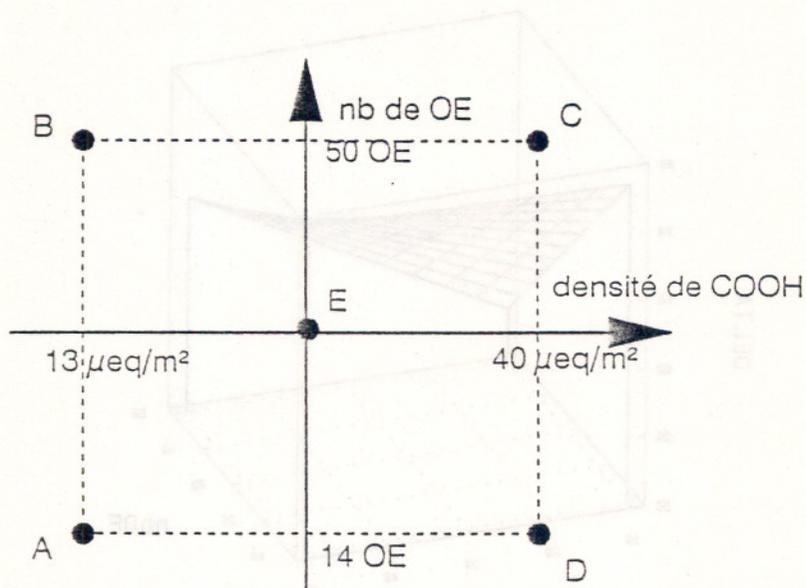


Figure 3: Plan d'expérience étudié.

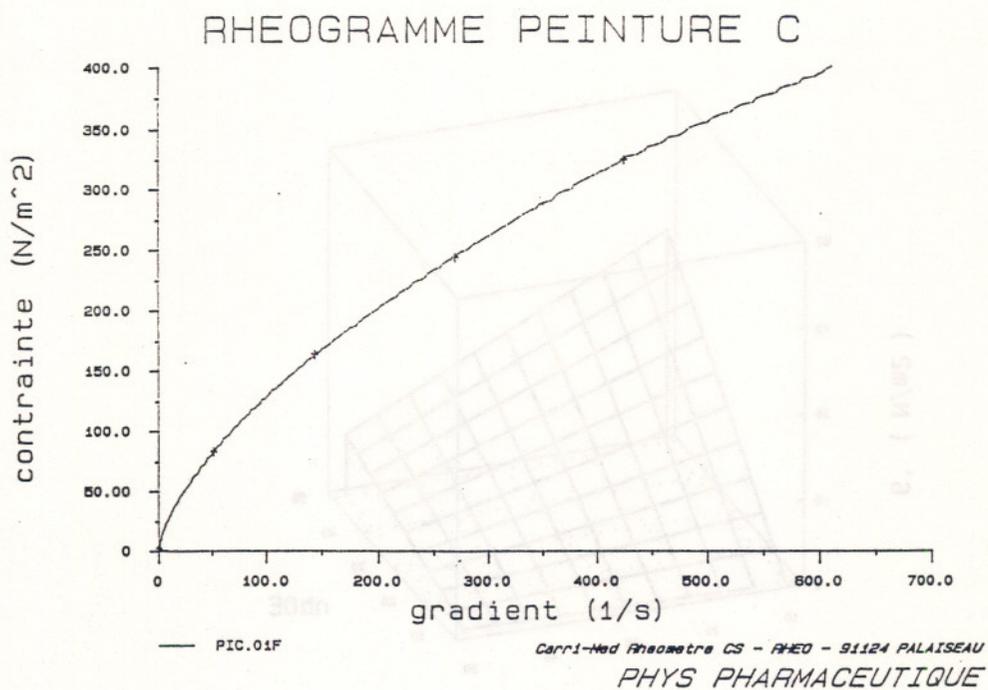


Figure 4: Exemple de rhéogramme type d'une peinture (peinture C).

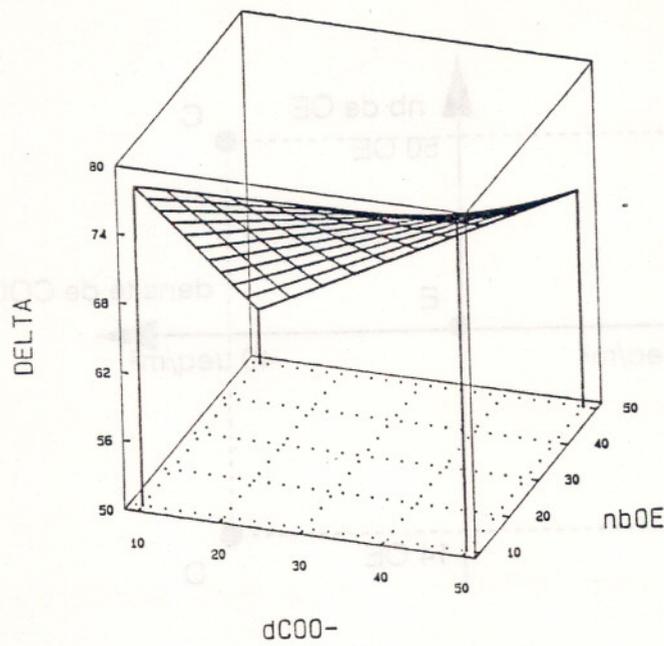


Figure 5: Expression et graphe de δ en fonction de d_{COO^-} et de $nbOE$ (d'après le modèle linéaire avec interaction).

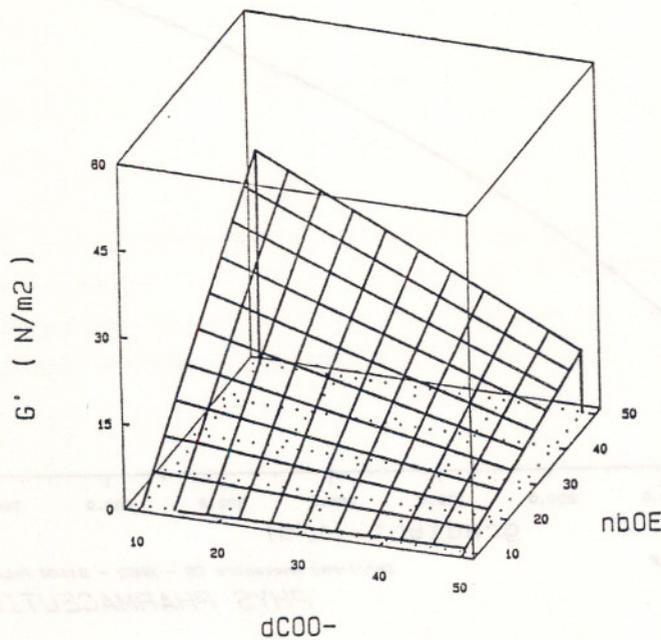


Figure 6: Expression et graphe de G' en fonction de d_{COO^-} et de $nbOE$ (d'après le modèle linéaire avec interaction).

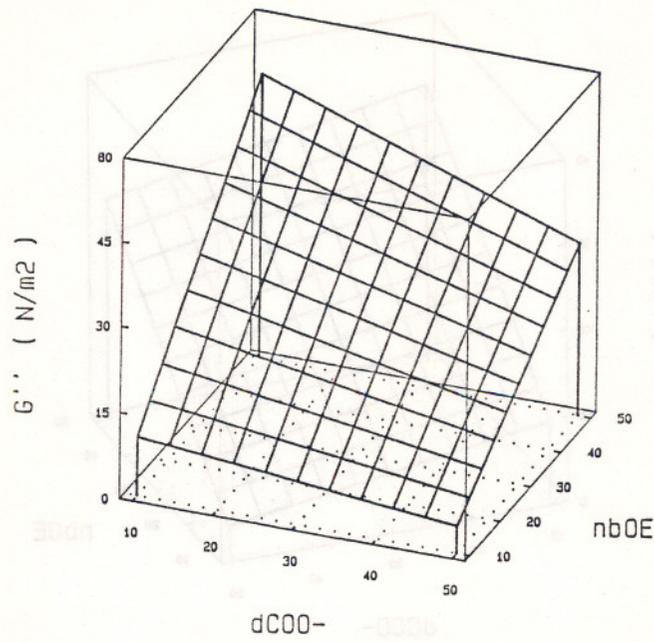


Figure 7: Expression et graphe de G'' en fonction de $dCOO^-$ et de $nbOE$ (d'après le modèle linéaire avec interaction).

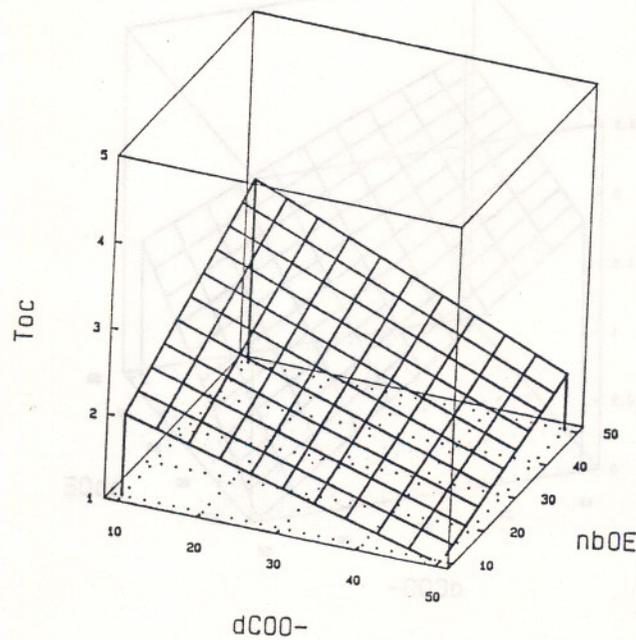


Figure 8: Expression et graphe de $(\tau_0)_C$ en fonction de $dCOO^-$ et de $nbOE$ (d'après le modèle linéaire avec interaction).

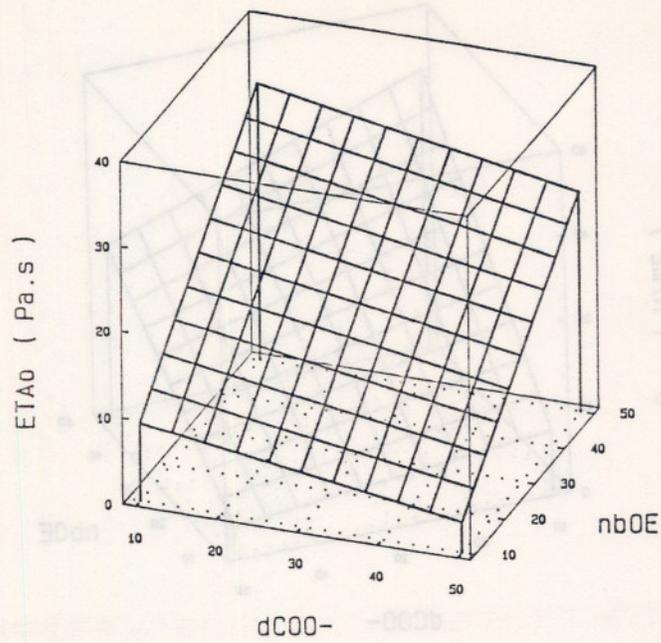


Figure 9: Expression et graphe de η_0 en fonction de d_{COO^-} et de nbOE (d'après le modèle linéaire avec interaction).

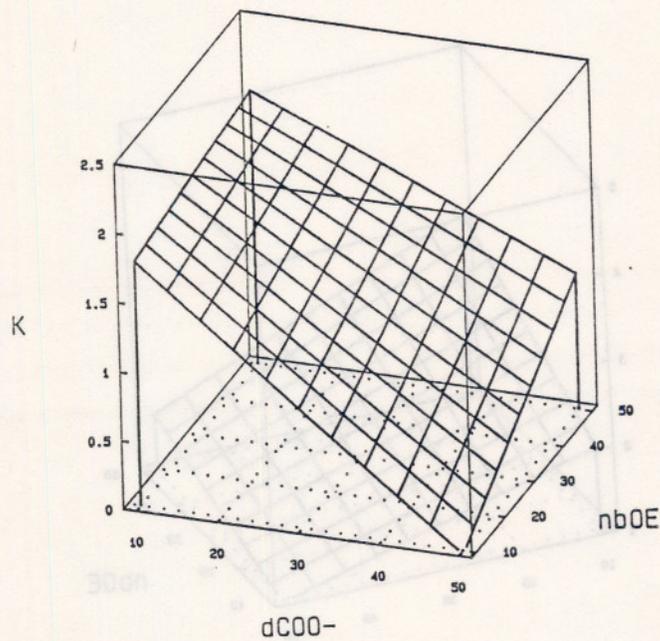


Figure 10: Expression et graphe de K en fonction de d_{COO^-} et de nbOE (d'après le modèle linéaire avec interaction).

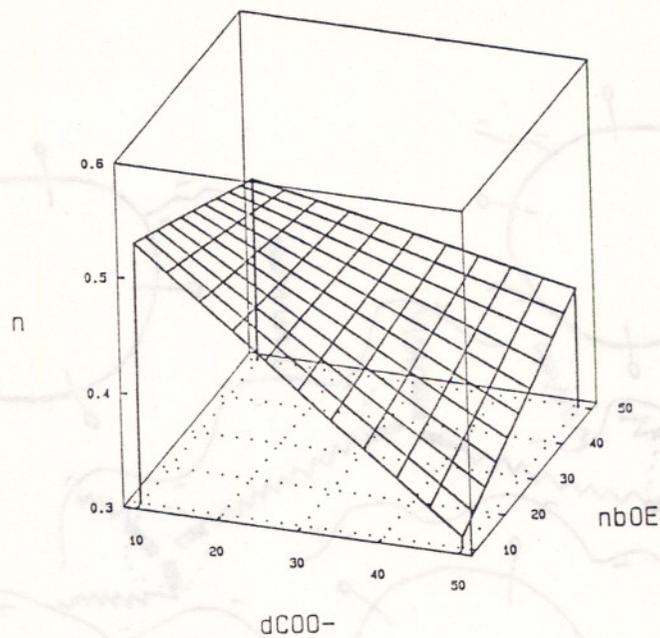


Figure 11: Expression et graphe de n en fonction de d_{COO^-} et de $nbOE$ (d'après le modèle linéaire avec interaction).

Figure 12: Représentation schématique d'un maillage par création de micelles

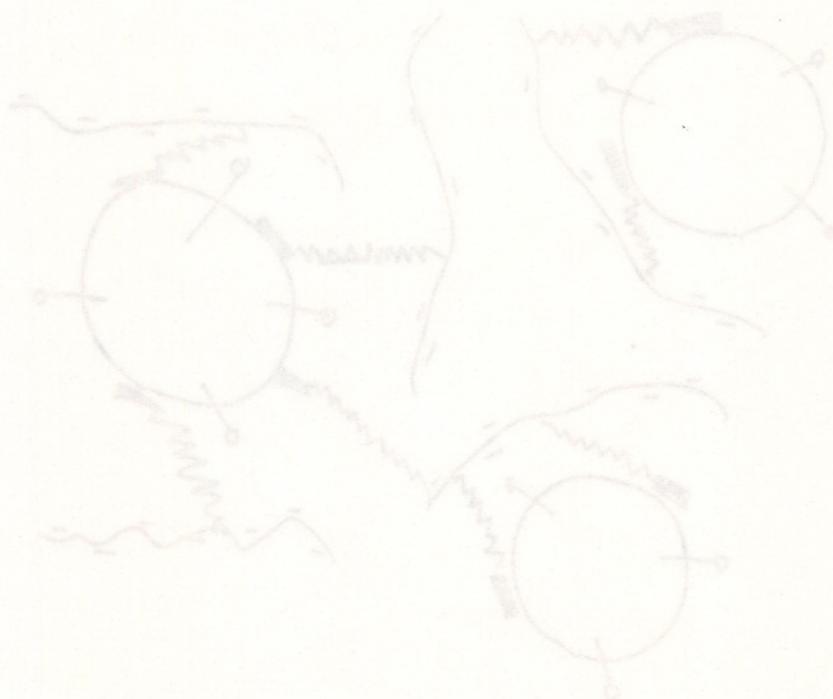


Figure 13: Représentation schématique d'un maillage par réticulation

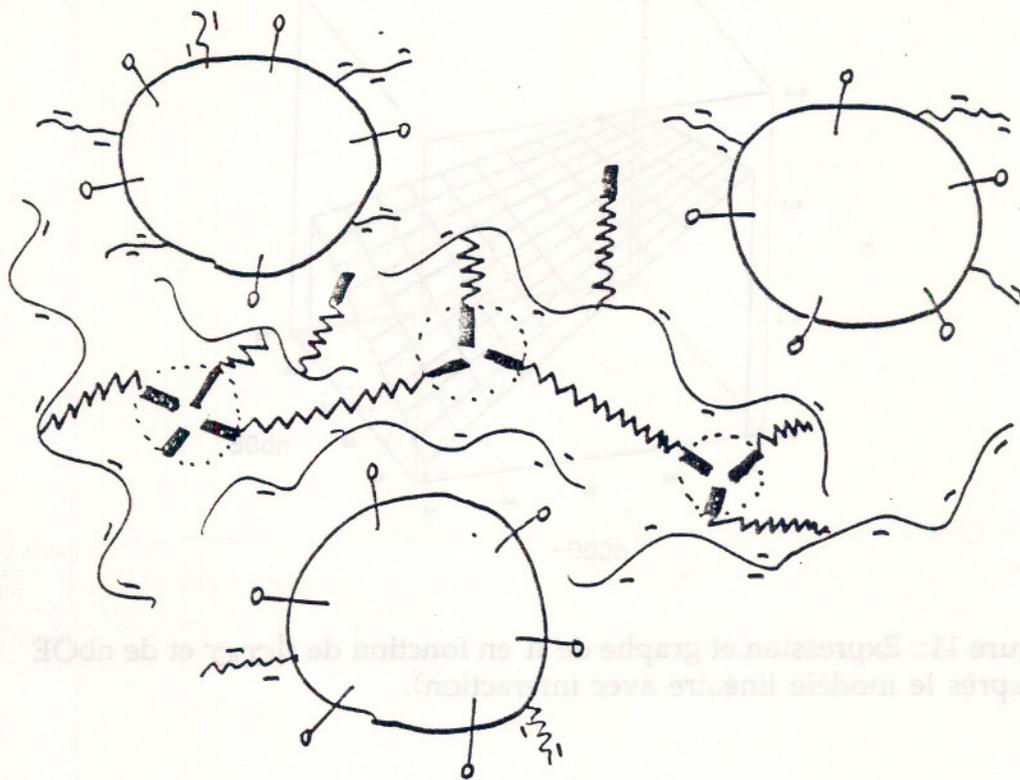


Figure 12: Représentation schématique d'un maillage par création de micelles.

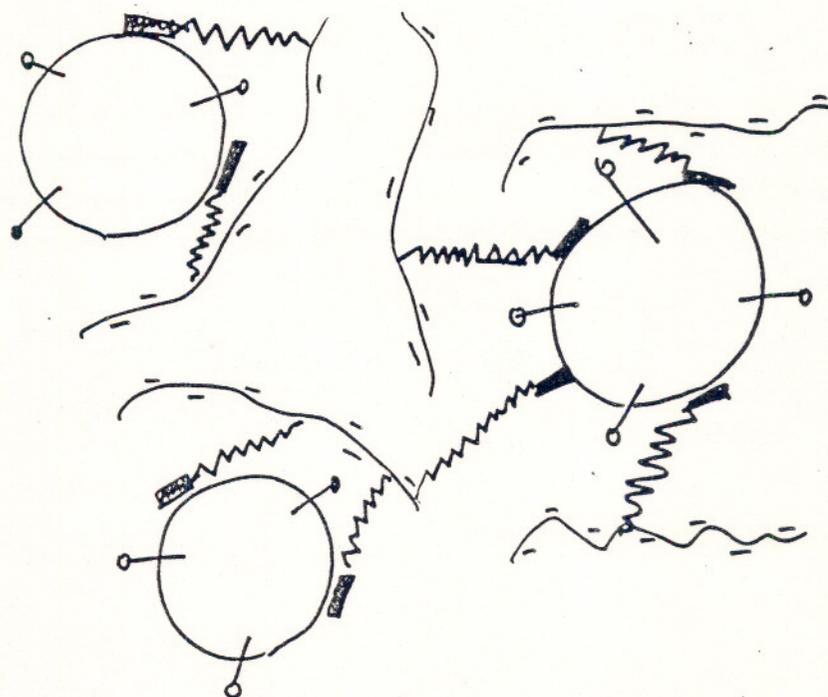


Figure 13: Représentation schématique d'un maillage par réticulation.