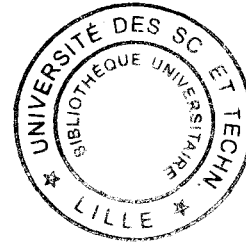


UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

50376
1998
431



THESE
présentée pour obtenir le titre de

Docteur en Mécanique

par **Jean-Philippe YVRARD**

**EXPERIMENTATION ET MODELISATION DU COMPORTEMENT
MECANIQUE DU POLYSTYRENE EXPANSE**

Soutenu le 16 décembre 1998 devant la commission d'examen :

G. MESMACQUE	Professeur	(U.S.T.L., Lille)	Examineur
J.L. GACOUGNOLLE	Chargé de recherche C.N.R.S.	(E.N.S.M.A., Futuroscope)	Rapporteur
C. G'SELL	Professeur	(Ecole des Mines, Nancy)	Rapporteur
B. LANDJERIT	Professeur	(U.S.T.L., Lille)	Examineur
A. IMAD	Enseignant chercheur	(Ecole H.E.I., Lille)	Examineur
J.F. SERRATRICE	Directeur de recherche	(L.R.P.C., Aix en Provence)	Examineur
A. OUÂKKA	Chargé de recherche	(Ecole Polytechnique, Palaiseau)	Examineur
R. DAFFARA	Directeur de recherche	(Entreprise H.C.C.F., Ribécourt)	Invité

A ma grand-mère,
A mes parents,
A Sophie.

Remerciements

Ce travail a fait l'objet d'une collaboration entre le Laboratoire de Mécanique de Lille (U.R.A. 1440), équipe mécanique des matériaux de l'I.U.T. "A" de Villeneuve d'Ascq sous la responsabilité de G. Mesmacque, et le Laboratoire d'Etude des Structures, sous la responsabilité de A. Imad, de l'école des Hautes Etudes Industrielles de Lille.

Je tiens à remercier Monsieur le Professeur G. Mesmacque, pour m'avoir accepté au sein de son laboratoire et pour avoir permis que ce travail se déroule dans de bonnes conditions.

Je remercie Monsieur A. Imad pour son encadrement, sa patience et la pertinence de ses corrections.

Je témoigne ma profonde gratitude et mon amitié à Monsieur A. Ouâkka (L.M.S. de l'école Polytechnique, Palaiseau) pour avoir partagé ses connaissances et pour sa participation au jury de soutenance.

J'adresse à Monsieur le Professeur C. G'Sell (L.M.P.S.M. de l'école des Mines de Nancy) et Monsieur J.L. Gacougnolle (L.M.P.M. de l'E.N.S.M.A. Futuroscope) ma plus vive reconnaissance pour m'avoir fait l'honneur d'accepter de juger ce travail.

Je témoigne ma gratitude à Monsieur le Professeur B. Landjerit (L.M.L. Lille) et Monsieur J.F. Serratrice (L.R.P.C. Aix en Provence) pour leur participation au jury de soutenance.

Ce travail a été réalisé dans le cadre d'un contrat de recherche avec la société Huntsman Chemical Company France (Ribécourt) représentée par Messieurs B. Beghin, R. Daffara et T. Lucas auxquels j'adresse toute ma reconnaissance.

J'adresse mes remerciements aux personnels de l'école H.E.I. et de l'I.U.T. "A" G.M.P. pour leur accueil et leur contribution à ce travail.

Sommaire

<u>INTRODUCTION</u>	1
<u>I ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE</u>	5
A. INTRODUCTION	6
B. MODE DE FABRICATION	6
B.1 MATÉRIAUX CELLULAIRES	6
B.2 POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	7
C. CARACTÉRISTIQUES GÉOMÉTRIQUES	9
C.1 STRUCTURES CELLULAIRES	9
C.1.1 <i>Types de matériaux cellulaires</i>	10
C.1.2 <i>Morphologie des cellules</i>	12
C.1.2.1 Types de cellules	12
C.1.2.2 Géométrie des cellules	13
C.1.2.3 Orientations des cellules	16
C.1.2.4 Dimensions des cellules	19
C.2 CAS DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	20
C.2.1 <i>Morphologie du P.S.E.</i>	20
C.2.1.1 Orientation des grains et des cellules	21
C.2.1.2 Dimensions des cellules	21
C.3 SYNTHÈSE	23
D. COMPORTEMENT MÉCANIQUE	23
D.1 INTRODUCTION	23
D.2 COMPORTEMENT EN COMPRESSION	23
D.2.1 <i>Compression des structures cellulaires</i>	23
D.2.1.1 Comportements types	26
D.2.1.2 Distribution des déformations	32
D.2.2 <i>Compression du polystyrène expansé</i>	32
D.2.2.1 Définition des paramètres mécaniques	33
D.2.2.2 Comportement en compression	35
D.2.2.3 Coefficient de Poisson	36
D.2.2.4 Contrainte seuil	36
D.2.2.5 Distribution des déformations	38
D.3 COMPORTEMENT EN TRACTION	38
D.3.1 <i>Traction des structures cellulaires</i>	38
D.3.1.1 Comportements types	39
D.3.2 <i>Décohésion du polystyrène expansé</i>	42
E. PARAMÈTRES INFLUENÇANT LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE	43
E.1 STRUCTURES CELLULAIRES	43
E.1.1 <i>Influence de la densité</i>	43
E.1.1.1 Modélisation phénoménologique	45
E.1.2 <i>Influence de la cellularité</i>	51
E.1.3 <i>Influence de la fraction cellules ouvertes – cellules fermées</i>	52
E.1.4 <i>Influence de la vitesse de sollicitation</i>	53
E.2 CAS DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	54
E.2.1 <i>Influence de la densité</i>	54
E.2.2 <i>Influence de la vitesse de sollicitation</i>	56
F. CONCLUSION	58
<u>II ETUDE EXPERIMENTALE</u>	59
A. INTRODUCTION	61
B. ETUDE PRÉLIMINAIRE	61
B.1 MATÉRIAU UTILISÉ	61

B.1.1	<i>Analyse micrographique</i>	62
B.1.1.1	Géométrie des grains.....	62
B.1.1.2	Géométrie des cellules.....	63
B.1.1.3	Défauts de structure.....	67
B.1.2	<i>Analyse de la granulométrie</i>	68
B.1.3	<i>Analyse de la densité</i>	70
B.2	CHOIX DU TYPE D'ÉPROUVETTES.....	74
B.2.1	<i>Eprouvettes de flexion trois points</i>	76
B.2.2	<i>Eprouvettes de traction</i>	77
B.2.3	<i>Eprouvettes de compression</i>	79
B.3	MACHINE D'ESSAI ET MONTAGES.....	79
B.3.1	<i>Flexion trois points</i>	80
B.3.2	<i>Traction</i>	80
B.3.3	<i>Compression</i>	81
B.4	CONDITIONS D'ESSAI ET DE PRÉLÈVEMENT DES ÉPROUVETTES.....	81
B.4.1	<i>Nombre d'essais</i>	81
B.4.2	<i>Vitesse de sollicitation</i>	83
B.4.3	<i>Hypothèse d'isotropie</i>	87
C.	CONCLUSION.....	89

III RESULTATS ET DISCUSSIONS

90

A.	INTRODUCTION.....	92
B.	DÉCOHÉSION DU P.S.E.	92
B.1	DÉFINITION DES PARAMÈTRES MÉCANIQUES.....	93
B.2	INFLUENCE DE LA DENSITÉ.....	96
B.2.1	<i>Influence de la densité sur le module E^*</i>	97
B.2.2	<i>Influence de la densité sur la contrainte seuil</i>	98
B.2.3	<i>Influence de la densité sur la déformation à rupture</i>	100
B.2.4	<i>Synthèse</i>	103
B.3	MODES DE DÉCOHÉSION.....	106
B.3.1	<i>Observations macroscopiques</i>	106
B.3.2	<i>Observations microscopiques</i>	108
B.3.2.1	Rupture transgranulaire.....	108
B.3.2.2	Rupture intergranulaire.....	112
B.3.3	<i>Synthèse</i>	115
C.	COMPRESSION SIMPLE.....	116
C.1	DÉFINITION DES PARAMÈTRES MÉCANIQUES.....	118
C.2	INFLUENCE DE LA DENSITÉ.....	122
C.2.1	<i>Influence de la densité sur le module E^*</i>	123
C.2.2	<i>Influence de la densité sur la contrainte seuil</i>	124
C.2.3	<i>Influence de la densité sur la déformation de densification</i>	125
C.2.4	<i>Synthèse</i>	127
C.3	ELASTIFICATION DU P.S.E.	129
C.3.1	<i>Influence de la vitesse d'élastification</i>	129
C.3.2	<i>Influence de la déformation d'élastification</i>	131
C.3.3	<i>Synthèse</i>	132
C.4	MÉCANISMES DE DÉFORMATION EN COMPRESSION.....	133
C.4.1	<i>Déformations macroscopiques</i>	133
C.4.2	<i>Déformations microscopiques</i>	135
C.4.2.1	Phase I : élastique non linéaire.....	135
C.4.2.2	Phase II : plateau de contrainte.....	136
C.4.2.3	Phase III : densification.....	137
C.4.3	<i>Synthèse</i>	139
D.	CONCLUSION.....	140

<u>IV MODELISATION</u>	141
A. INTRODUCTION.....	143
B. MODÈLE RHÉOLOGIQUE	144
B.1 SCHÉMA RHÉOLOGIQUE	144
B.1.1 <i>Equations générales</i>	147
B.1.1.1 Contrainte seuil non atteinte.....	147
B.1.1.2 Contrainte seuil atteinte.....	148
B.1.2 <i>Equations de comportement</i>	148
B.1.2.1 Réponse en traction - compression.....	149
B.1.2.2 Réponse en relaxation	150
B.1.2.3 Réponse en recouvrance.....	150
C. IDENTIFICATION DES PARAMÈTRES	151
C.1 ALGORITHME D'IDENTIFICATION	151
C.2 IDENTIFICATION DES ESSAIS.....	153
D. ANALYSE PARAMÉTRIQUE	156
D.1 COMPARAISON EXPÉRIMENTAL ET NUMÉRIQUE	156
E. SIMULATION PAR ÉLÉMENTS FINIS.....	162
E.1 MAILLAGE ET CONDITIONS AUX LIMITES	162
E.2 ISODÉFORMATIONS ET ISOCONTRAINTES.....	163
E.3 RÉSULTATS	165
F. CONCLUSION.....	166
 <u>CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES</u>	 167
 <u>ANNEXES</u>	 171
 <u>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</u>	 216

INTRODUCTION

INTRODUCTION

Le polystyrène expansé (P.S.E.) est un matériau alvéolaire peu dense. Il est généralement utilisé dans le cadre de l'isolation thermique des bâtiments, ce type d'utilisation ne nécessite pas une connaissance poussée de son comportement mécanique. Le P.S.E. est aussi employé dans le domaine de l'emballage, ce qui fait appel à ses caractéristiques vis à vis des phénomènes de chocs.

En Norvège, dans les années 1970, un nouveau type d'application est apparu : l'utilisation du P.S.E. en remblais routiers allégés sur sols compressibles ou instables. L'utilisation des remblais légers évite les surcharges pouvant créer des tassements à long terme de ce type de terrains. En effet, la densité des blocs de P.S.E. utilisé en remblais routiers est de l'ordre de 20 kg/m^3 contre 2000 kg/m^3 pour un remblai classique. Les remblais en P.S.E., pouvant atteindre des hauteurs de plusieurs mètres, sont constitués de couches de blocs assemblés entre eux par un système de crochets. Ce type d'application présente de plus un intérêt économique évident et est utilisé en France depuis une vingtaine d'années. Ce type d'emploi faisant appel aux caractéristiques mécaniques du P.S.E., quelques auteurs ont alors proposé des études mécaniques sur ce sujet, principalement dans le cadre d'essais de compression triaxiale et de fluage en compression.

Notre travail présente une contribution à l'étude du comportement mécanique du P.S.E. basée sur une approche plus globale pouvant déboucher sur le cas particulier des remblais routiers. Cette étude, portant sur un millier d'essais, est décomposée en quatre parties :

Dans un premier temps, nous étudions les travaux présentés dans la littérature concernant les matériaux cellulaires et plus particulièrement le P.S.E.. Ce chapitre doit permettre, d'une part, de mieux cerner les modes de fabrication existants et la structure de ce type de matériau, et d'autre part, de connaître et de comprendre leurs comportements sous différentes sollicitations ainsi que les paramètres qui gèrent ce comportement.

La deuxième partie présente une étude approfondie de la structure macroscopique et microscopique du P.S.E., ainsi qu'une analyse des défauts et des caractéristiques propres au P.S.E.. Ceci doit ensuite faciliter la compréhension de son comportement et de ses mécanismes de déformation et de rupture. Nous présentons aussi les différents protocoles expérimentaux et les éprouvettes utilisées pour réaliser les différents essais.

L'étude expérimentale comporte deux parties. Tout d'abord, nous analysons la décohésion du P.S.E. sollicité en flexion trois points et en traction. Cette étude permet de définir les paramètres structuraux du P.S.E. gérant le mode de rupture, et débouche sur la proposition du processus de déformation entraînant la rupture. Différentes relations entre les paramètres mécaniques principaux, définissant la flexion et la traction, et les paramètres propres au P.S.E. sont ensuite proposées. Ensuite, nous étudions la compression simple du P.S.E.. Nous examinons le comportement mécanique en compression et l'évolution des paramètres qui y sont reliés en fonction des paramètres intrinsèques au P.S.E.. Des essais de relaxation permettent d'analyser la viscosité du matériau. Finalement, nous déterminons les mécanismes de déformation à l'échelle macroscopique et microscopique.

Introduction

La quatrième partie est consacrée à l'étude de la modélisation du comportement du P.S.E. sollicité en compression et compression - relaxation. Pour ce faire, nous utilisons un modèle rhéologique à six paramètres, décrivant un comportement viscoélastoplastique. Une simulation numérique par la méthode des éléments finis est ensuite effectuée en généralisant les équations 1D du modèle rhéologique au cas tridimensionnel.

I : Etude bibliographique

Caractéristiques des structures cellulaires et du polystyrène expansé

SOMMAIRE DE LA PARTIE I

A. INTRODUCTION	6
B. MODE DE FABRICATION	6
B.1 MATÉRIAUX CELLULAIRES	6
B.2 POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	7
C. CARACTÉRISTIQUES GÉOMÉTRIQUES	9
C.1 STRUCTURES CELLULAIRES	9
C.1.1 <i>Types de matériaux cellulaires</i>	10
C.1.2 <i>Morphologie des cellules</i>	12
C.1.2.1 Types de cellules	12
C.1.2.2 Géométrie des cellules	13
C.1.2.3 Orientations des cellules	16
C.1.2.4 Dimensions des cellules	19
C.2 CAS DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	20
C.2.1 <i>Morphologie du P.S.E.</i>	20
C.2.1.1 Orientation des grains et des cellules	21
C.2.1.2 Dimensions des cellules	21
C.3 SYNTHÈSE	23
D. COMPORTEMENT MÉCANIQUE	23
D.1 INTRODUCTION	23
D.2 COMPORTEMENT EN COMPRESSION	23
D.2.1 <i>Compression des structures cellulaires</i>	23
D.2.1.1 Comportements types	26
D.2.1.2 Distribution des déformations	32
D.2.2 <i>Compression du polystyrène expansé</i>	32
D.2.2.1 Définition des paramètres mécaniques	33
D.2.2.2 Comportement en compression	35
D.2.2.3 Coefficient de Poisson	36
D.2.2.4 Contrainte seuil	36
D.2.2.5 Distribution des déformations	38
D.3 COMPORTEMENT EN TRACTION	38
D.3.1 <i>Traction des structures cellulaires</i>	38
D.3.1.1 Comportements types	39
D.3.2 <i>Décohésion du polystyrène expansé</i>	42
E. PARAMÈTRES INFLUENÇANT LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE	43
E.1 STRUCTURES CELLULAIRES	43
E.1.1 <i>Influence de la densité</i>	43
E.1.1.1 Modélisation phénoménologique	45
E.1.2 <i>Influence de la cellularité</i>	51
E.1.3 <i>Influence de la fraction cellules ouvertes – cellules fermées</i>	52
E.1.4 <i>Influence de la vitesse de sollicitation</i>	53
E.2 CAS DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	54
E.2.1 <i>Influence de la densité</i>	54
E.2.2 <i>Influence de la vitesse de sollicitation</i>	56
F. CONCLUSION	58

A. Introduction

La littérature présente peu d'études sur le comportement mécanique du polystyrène expansé (P.S.E.). Afin de mieux cerner le comportement de ce matériau, nous nous proposons d'étudier les matériaux cellulaires qui peuvent présenter certaines similitudes.

Cette étude comporte quatre parties :

- étude des modes de fabrication,
- étude des caractéristiques structurelles,
- étude des caractéristiques mécaniques,
- étude de l'influence de divers paramètres sur le comportement mécanique.

Chaque partie présente l'étude des matériaux cellulaires puis celle du P.S.E. avec les analogies qui peuvent en découler.

B. Mode de fabrication

Dans cette partie, nous présentons d'une façon simplifiée les modes de fabrication des matériaux cellulaires et du P.S.E. afin de mieux comprendre l'origine de chacune des structures, et donc de souligner les différences qui peuvent exister entre ces différents matériaux.

B.1 Matériaux cellulaires

Le procédé de fabrication des matériaux cellulaires est l'extrusion (figure 1). Ce procédé consiste à fondre des granules de polymère, puis à ajouter un agent d'expansion (agent porogène) avant le passage dans une filière [Buist 85 ; Norgan 82 ; Rosato 93 ; Shanda 93 ; Trotignon 93]. La température de l'extrudeuse est supérieure à la température d'ébullition de l'agent porogène ce qui entraîne la formation des cellules.

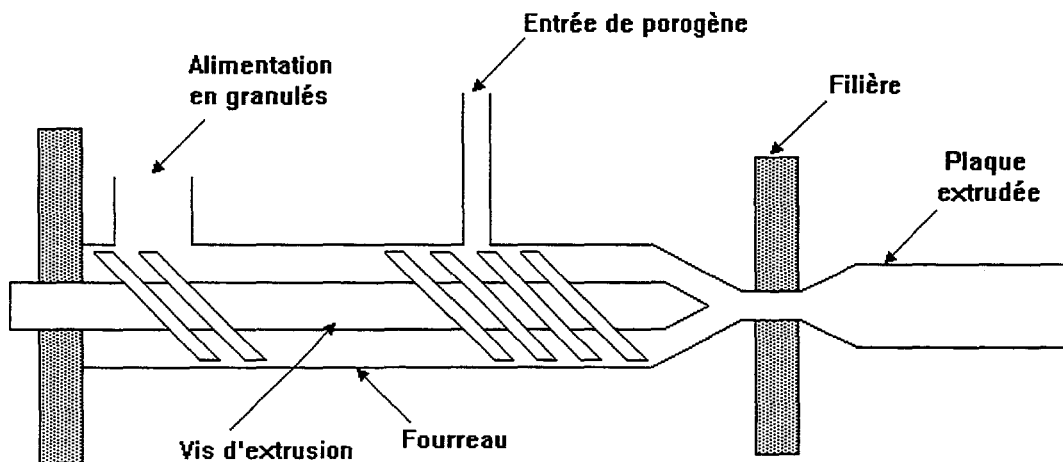


Figure 1 : Schéma de principe d'une extrudeuse.

Le matériau ainsi obtenu se présente sous la forme de blocs constitués d'une structure cellulaire.

B.2 Polystyrène expansé

La fabrication du P.S.E. comporte 3 phases¹ [Benning 69a ; Badguerahanian ; Rosato 93] :

1) la polymérisation de styrène additionnée d'agent porogène : le produit obtenu se présente sous la forme de perles de polystyrène cristal contenant un porogène (pentane).

2) la préexpansion des perles à l'aide de vapeur d'eau (figure 2a)) : la température de la vapeur est supérieure à la température d'ébullition du pentane ce qui entraîne la formation de cellules dans les perles de polystyrène. Les billes obtenues sont constamment agitées afin d'éviter leur agglomération. Le produit final se présente sous la forme de billes de polystyrène contenant des cellules. Ces billes sont ensuite stockées dans des silos pour permettre l'évacuation de l'eau et l'équilibrage des pressions internes/externes.

3) le moulage (figure 2b)) : les billes sont introduites dans un moule dans lequel est injectée de la vapeur d'eau sous pression. Les billes continuent alors leur expansion et se soudent entre elles. La quantité de billes introduites dans le moule détermine la densité finale du produit.

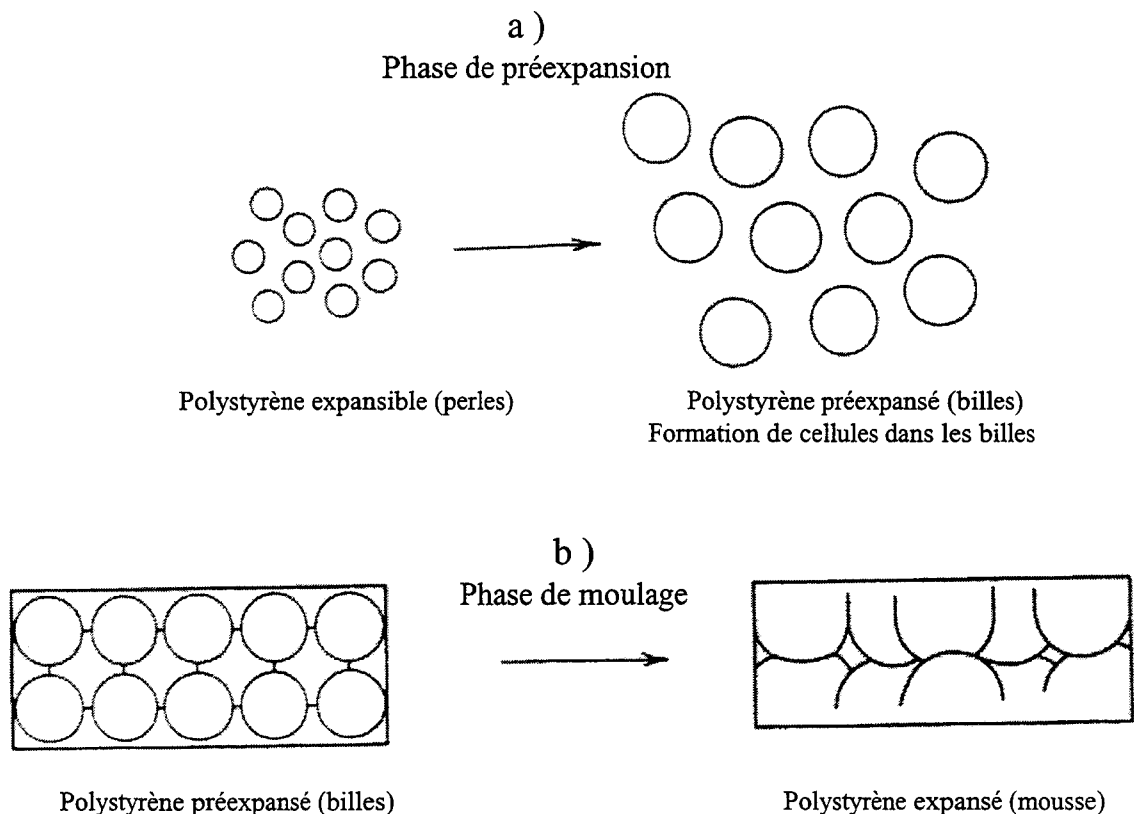


Figure 2 : Phases de préexpansion et de moulage du P.S.E. [Benning 69a].

¹ Le procédé de fabrication du P.S.E. est détaillé en annexe A.

Le P.S.E. comporte trois niveaux de structures :

- un agglomérat de billes soudées entre elles,
- des billes composées de cellules,
- des cellules contenant un gaz (air et résidus de porogène).

Au vu des différents modes de fabrication, nous pouvons donc distinguer deux types de mousses : les mousses simples, formées uniquement de cellules (figure 3) et les mousses complexes, constituées de grains soudés entre eux, les grains contenant des cellules (figure 4).

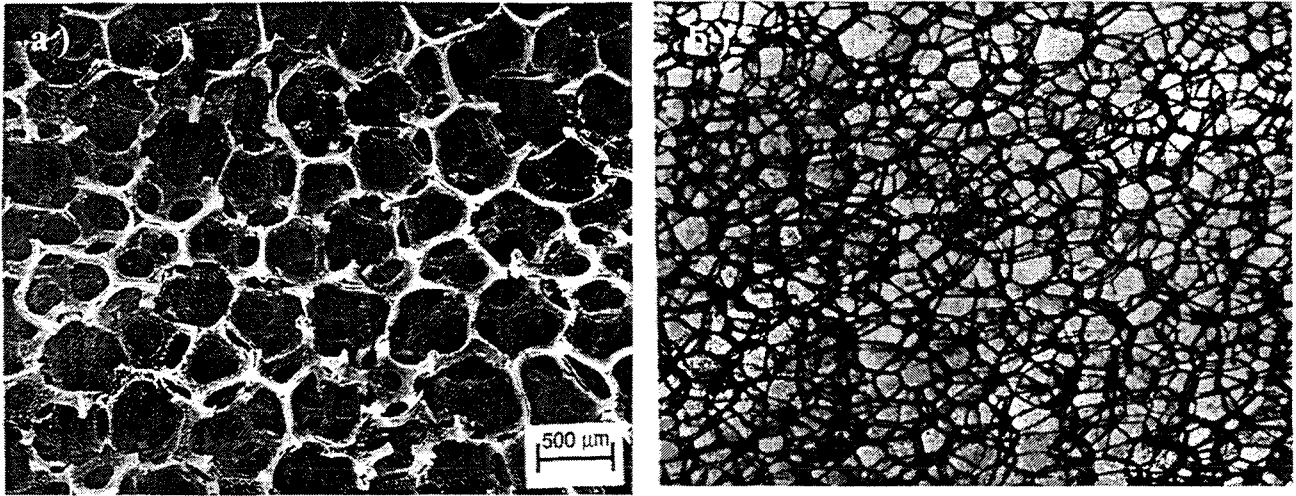


Figure 3 : Structures de mousses sans grains : a) mousse de carbone à cellules ouvertes ; b) polystyrène extrudé à cellules fermées x 24 [Benning 69a ; Ozkul 93].

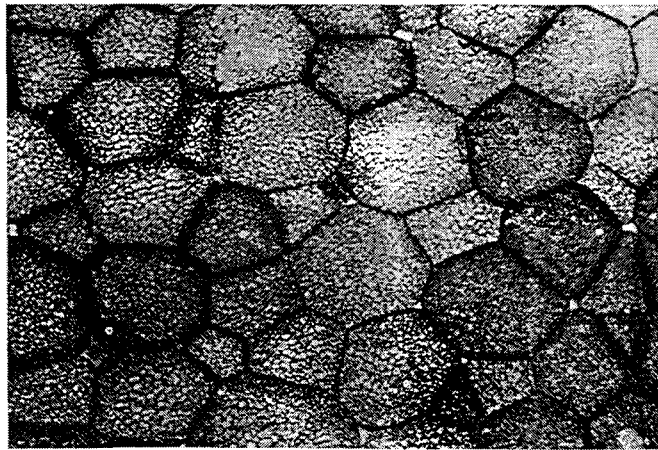


Figure 4 : Structures d'une mousse à grains (mousse de P.S.E., x 3.6) [Benning 69a].

Il est à noter que le volume de polymère présent dans la mousse reste toujours très faible comparativement au volume d'air, la contribution de l'air à la densité de la mousse est quasiment nulle. Ces propos sont illustrés par la figure 5 qui présente le pourcentage massique et volumique de polystyrène en fonction de la densité d'une mousse de polystyrène.

Par exemple, pour une mousse de densité 32 kg/m^3 , le polystyrène occupe 2.5 % du volume totale mais représente 92 % de la masse totale de la mousse. La densité du P.S. extrudé est généralement comprise entre 30 et 180 kg/m^3 , et entre 8 et 80 kg/m^3 pour le P.S.E.. Nous constatons que le pourcentage volumique de matière varie de 3 à 17 % pour un P.S. extrudé² et de 0.5 à 8 % pour un P.S.E. [Benning 69a]. Ceci confère au P.S.E. un fort taux de porosité.

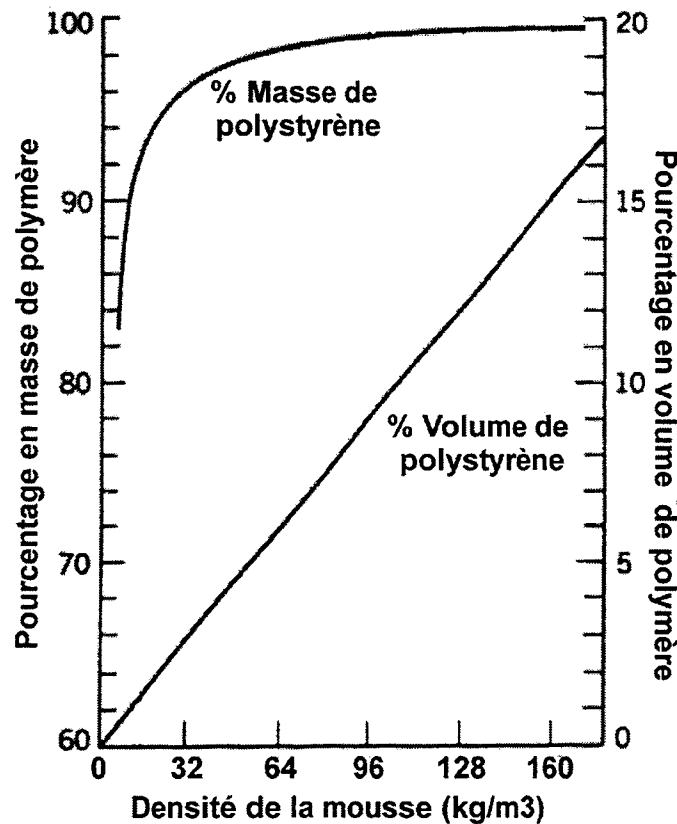


Figure 5 : Pourcentage en masse et en volume de polystyrène en fonction de la densité d'une mousse de polystyrène [Benning 69a].

C. Caractéristiques géométriques

C.1 Structures cellulaires

Le terme « structure cellulaire » désigne les matériaux dont la structure peut être décomposée en éléments de base, identiques ou non, appelés cellules, qui assemblés entre eux composent le matériau. Les cellules sont constituées d'une matrice de matériau métallique, céramique, organique ou polymère, organisée en un réseau interconnecté d'arêtes (entretoises) et éventuellement de cloisons³, le tout formant une structure polyédrique bidimensionnelle⁴ ou tridimensionnelle⁵.

² La gamme de densité généralement observée pour les mousses plastiques est comprise entre 10 et 300 kg/m^3 [Rosato 93].

³ Voir § C.1.2.1 Types de cellules.

⁴ Structures nids d'abeilles [Gibson 82b ; Warren 89].

⁵ Cette étude se limite aux mousses à structure tridimensionnelle et plus particulièrement aux mousses plastiques.

Cette définition est illustrée par la figure 6, qui présente deux exemples de structures alvéolaires : l'une ordonnée avec des cellules identiques entre elles (a), l'autre désordonnée (b).

Les matériaux cellulaires sont donc des matériaux biphasiques du fait de la présence d'une phase gazeuse dans les cellules [Benning 69b ; Patel 70].

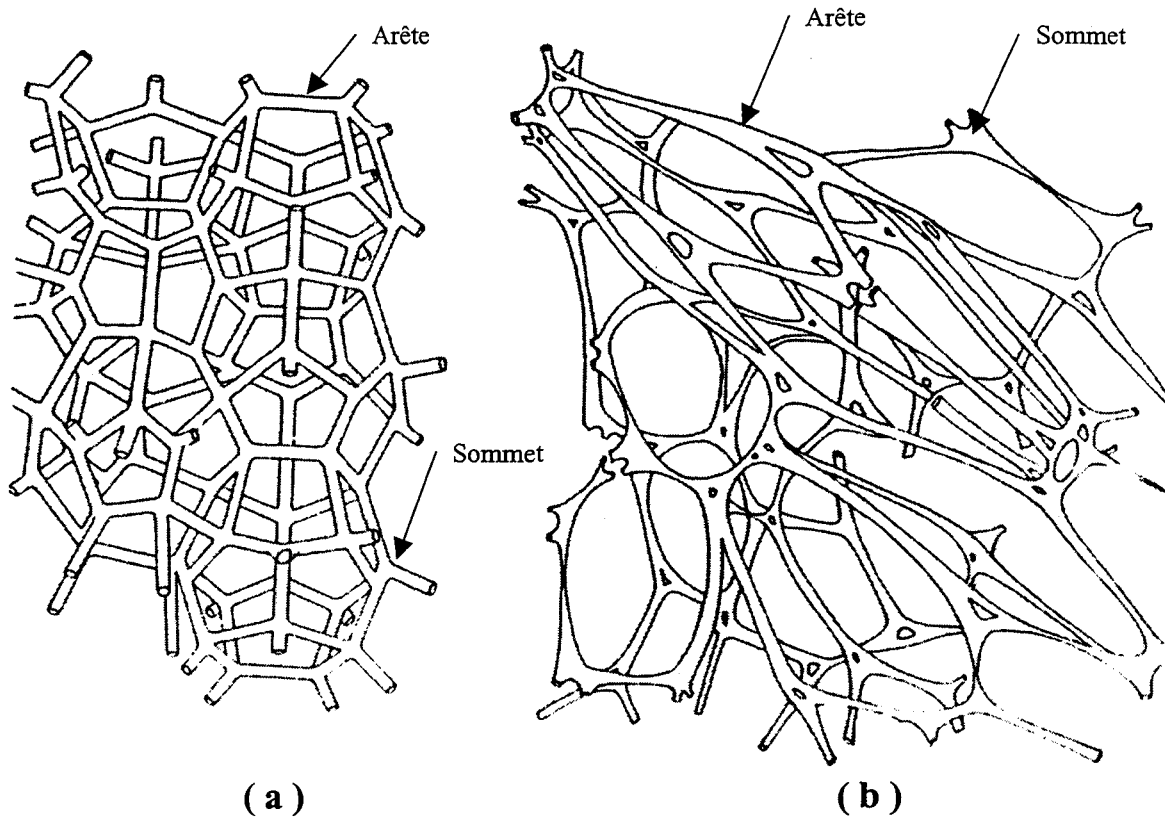


Figure 6 : Schématisation de structures cellulaires tridimensionnelles [Vidyarthi 84].

C.1.1 Types de matériaux cellulaires

Il existe plusieurs types de matériaux cellulaires. Ces différents types sont définis par la nature du matériau qui les constitue (figure 7) :

- les matériaux organiques naturels comme le bois, le balsa, le liège, les os, l'éponge,...
- les mousses à base de matériaux organiques comme le verre,
- les mousses plastiques de polyuréthane, polypropylène, polystyrène...,
- les mousses métalliques et céramiques de carbone, zirconium, aluminium, mullite

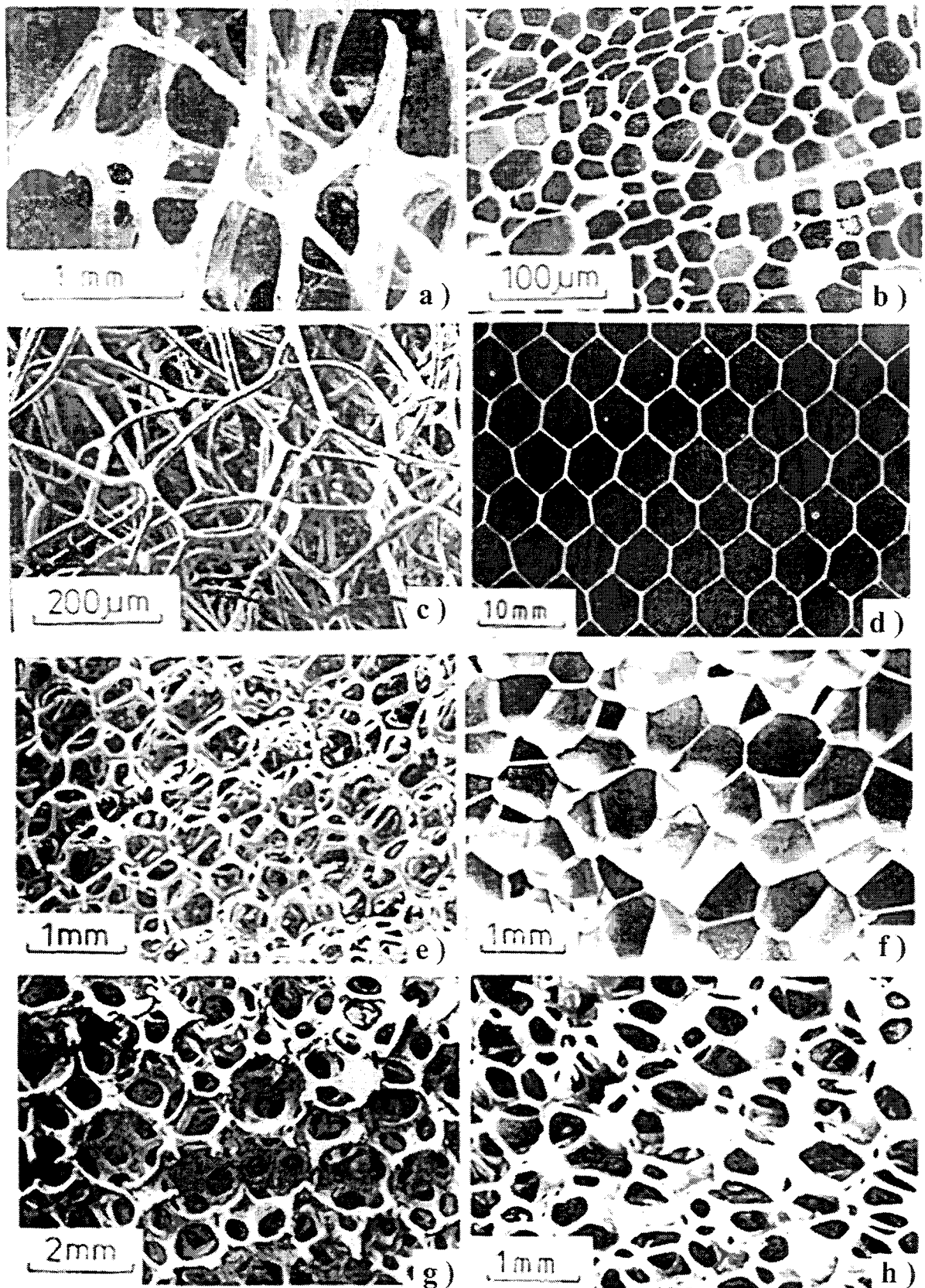


Figure 7 : Exemples de structures cellulaires : a) os, b) balsa, c) éponge, d) structure nids d'abeilles en aluminium, e) mousse de polyuréthane à cellules ouvertes, f) mousse de polyéthylène à cellules fermées, g) mousse métallique de zirconium, h) mousse de polyéther à cellules ouvertes et fermées [Gibson 88].

C.1.2 Morphologie des cellules

C.1.2.1 Types de cellules

Les cellules peuvent être de deux types (figure 8) [Benning 69b ; Gibson 89 ; Ashby 91b] :

- les cellules ouvertes constituées uniquement d'arêtes,
- les cellules fermées dont les faces sont recouvertes par des cloisons et qui contiennent un gaz à la pression atmosphérique.

Un matériau cellulaire peut être constitué uniquement de cellules ouvertes ou bien fermées mais aussi des deux (figure 7 respectivement e), f), h)).

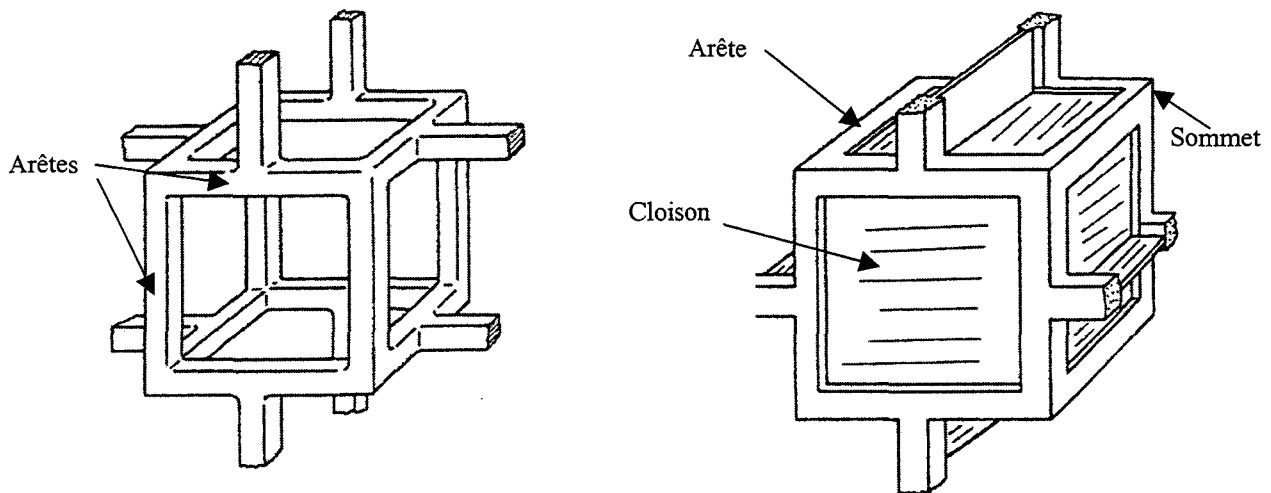


Figure 8 : Cellule ouverte et cellule fermée représentées suivant un modèle géométrique cubique [Gent 63 ; Gibson 82a ; Ashby 91b].

Afin de quantifier la répartition de matière dans les cloisons et les arêtes, plusieurs auteurs ont introduit un coefficient ϕ [Patel 70 ; Gibson 89 ; Clutton 92]. Selon les auteurs, la définition de ϕ peut être différente :

• *1^{ère} définition* : ϕ est défini comme le rapport du volume de matière contenu dans les arêtes d'une cellule sur le volume total de matière de la cellule (figure 9).

Dans le cas d'une cellule ouverte, la majeure partie de la matière est située aux arêtes et donc $\phi = 1$. Dans le cas d'une cellule fermée, la contribution relative des faces et des arêtes aux propriétés de la mousse dépend de la quantité de matière les constituant [Gibson 89, Clutton 92]. Dans la plupart des mousses à cellules fermées, la force de tension de surface induite lors du processus de fabrication, amène la matière à se concentrer aux arêtes des cellules conduisant à un facteur ϕ proche de l'unité ; la mousse se comporte alors comme une mousse à cellules ouvertes [Patel 70 ; Gibson 89].

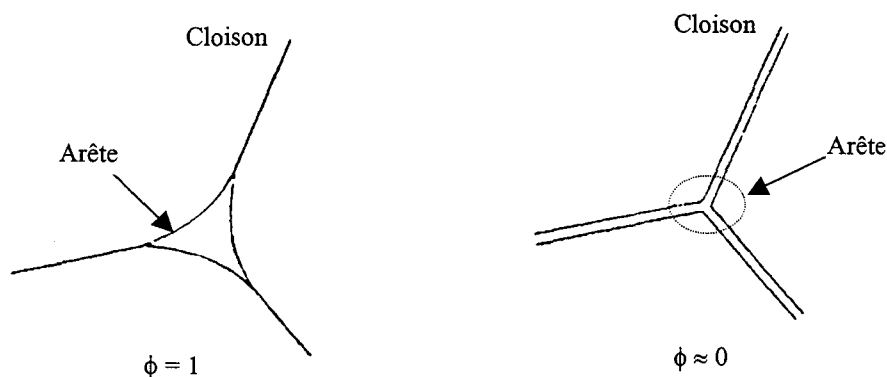


Figure 9 : Interprétation du coefficient $\phi = V_{arêtes} / V_{total}$ [Clutton 92].

• 2^{ème} définition : ϕ est défini comme le rapport du volume de matière contenu dans les faces d'une cellule sur le volume de matière contenu dans les arêtes (figure 10). La mousse est considérée comme une mousse à cellules ouvertes si $\phi \leq 1$, une mousse à cellules fermées si $\phi \geq 5$ et une mousse à cellules mixtes « ouvertes – fermées » si $1 < \phi < 5$ [Gibson 82a].

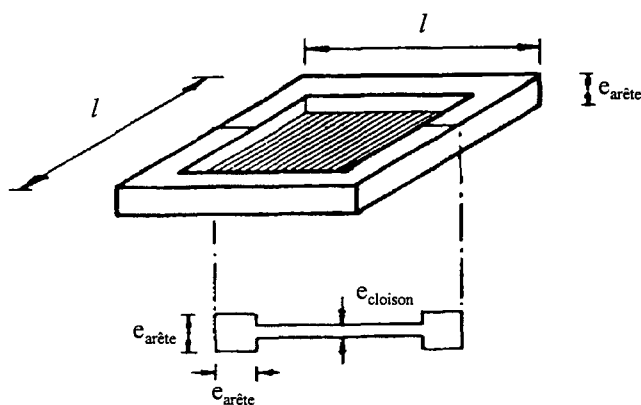


Figure 10 : Interprétation du coefficient $\phi = e_{cloison} l / e_{arête}^2$ pour une cellule fermée dont l'épaisseur des cloisons est différente de celle des arêtes (cas général) [Gibson 82a].

C.1.2.2 Géométrie des cellules

Divers éléments géométriques peuvent être utilisés pour modéliser la forme des cellules des matériaux alvéolaires [Ko 65 ; Harding 65 ; Allen Blair 67 ; Patel 70 ; Zhu 97]. La figure 11 présente les principaux types d'éléments généralement rencontrés, à savoir :

- a) tétraèdre (4 faces triangulaires),
- b) prisme triangulaire (3 faces rectangulaires et 2 faces triangulaires),
- c) prisme rectangulaire (4 faces rectangulaires et 2 faces carrées),
- d) prisme hexagonal (6 faces rectangulaires et 2 faces hexagonales),
- e) octaèdre (8 faces triangulaires),
- f) dodécaèdre rhombique (12 faces diamants),
- g) dodécaèdre pentagonal (12 faces pentagonales),
- h) tetrakaidécaèdre (6 faces carrées et 8 faces hexagonales),
- i) icosaèdre (20 faces triangulaires).

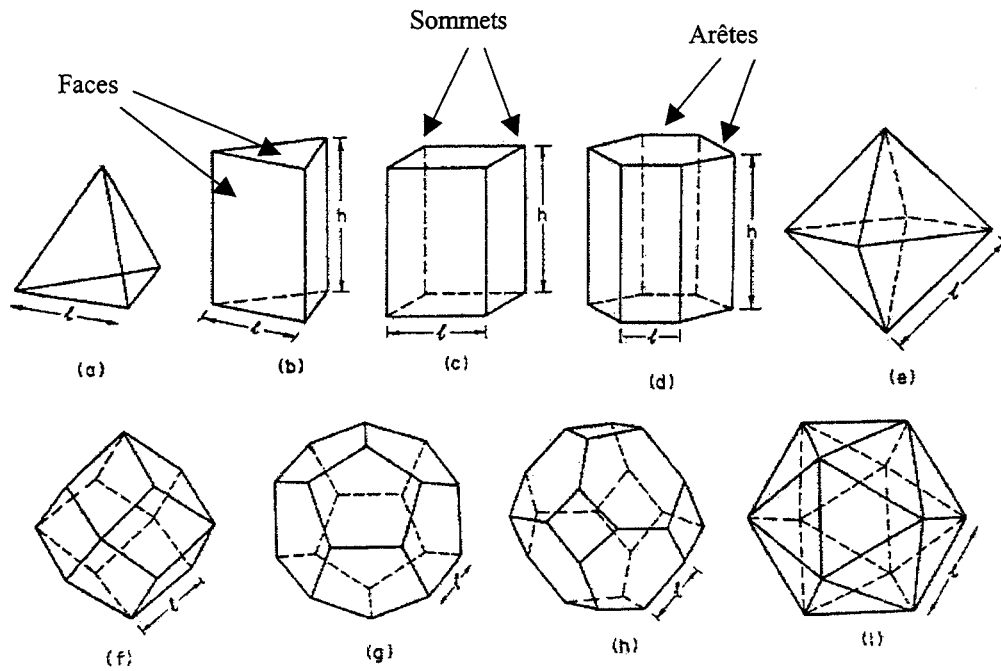


Figure 11 : Formes géométriques courantes [Gibson 88].

Il existe deux types d'arrangement de formes géométriques dans un espace donné [Ko 65 ; Harding 65 ; Gibson 89] :

- l'arrangement parfait⁶ qui correspond à l'occupation totale du volume par l'empilement d'éléments de base (par exemple des cubes, voir figure 12),
- l'arrangement régulier⁷ qui correspond à l'occupation partielle du volume par l'empilement d'éléments de base (par exemple des sphères).

Différentes géométries de cellules ainsi que le type d'arrangement correspondant sont présentés au tableau 1.

Géométrie	Faces	Arrangement
Tétraèdre	4	Régulier
Prisme rectangulaire	6	Parfait
Octaèdre	8	Régulier
Dodécaèdre rhombique	12	Parfait
Dodécaèdre pentagonal	12	Régulier
Tetrakaidécaèdre	14	Parfait
Icosaèdre	20	Régulier

Tableau 1 : Caractéristiques des représentations géométriques les plus courantes [Chan 69 ; Gibson 88].

⁶ Absence de vides entre les éléments de base.

⁷ Présence de vides entre les éléments de base.

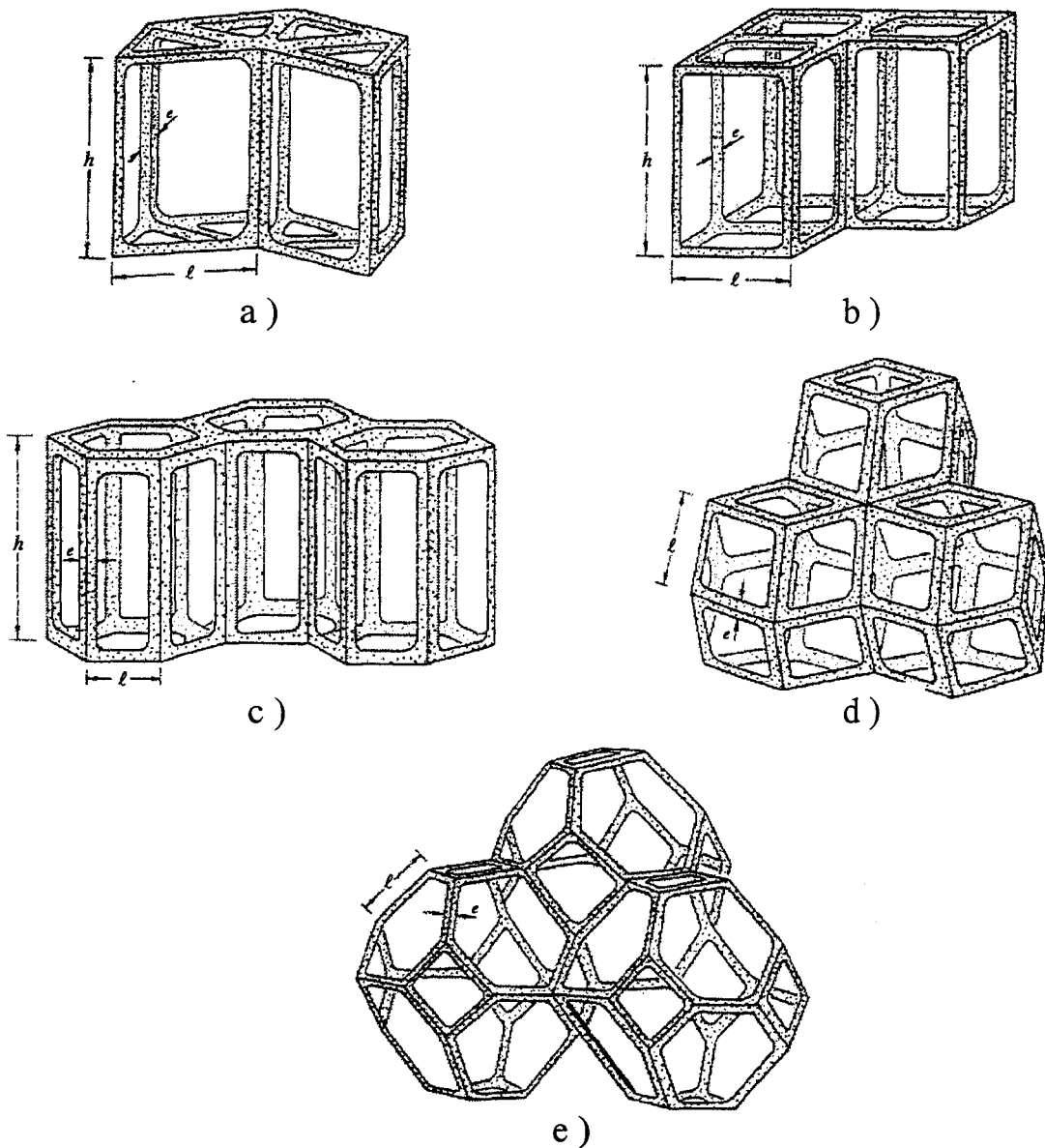


Figure 12 : Exemples d'arrangements parfaits pour différents modèles géométriques de cellules : a) prisme triangulaire, b) prisme rectangulaire, c) prisme hexagonal, d) dodécaèdre rhombique, e) tetrakaidécaèdre [Gibson 88].

L'observation directe au microscope de matériaux cellulaires a permis d'aboutir à plusieurs conclusions sur la géométrie des structures cellulaires [Gibson 89] :

- le nombre moyen d'arêtes par face dépend, dans le cas tridimensionnel, du nombre de faces par cellule ; il est, en général, proche de 5 (faces pentagonales) [Patel 70],
- les cellules présentant un nombre d'arêtes (bidimensionnel) ou de faces (tridimensionnel) supérieur à la moyenne sont entourées de cellules possédant un nombre d'arêtes ou de faces moins important et réciproquement,
- l'aire (bidimensionnel) ou le volume (tridimensionnel) d'une cellule augmente linéairement avec son nombre d'arêtes ou de faces.

C.1.2.3 Orientations des cellules

En général, les mousses cellulaires sont considérées comme anisotropes. En effet, le processus de fabrication des mousses a tendance à déformer les cellules ce qui introduit une orientation préférentielle suivant laquelle les caractéristiques de la mousse seront favorisées⁸ [Benning 69b ; Patel 70 ; Cunningham 84 ; Huber 88 ; Zhu 97]. La figure 13 présente la structure cellulaire d'un polystyrène extrudé, nous pouvons remarquer que les dimensions des cellules sont deux à trois fois plus importantes dans la direction X, qui correspond au sens de l'extrusion, que dans la direction Y.

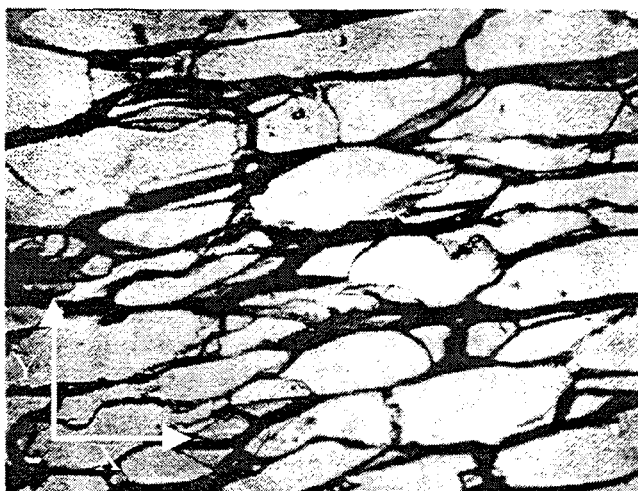


Figure 13 : Mousse anisotrope de polystyrène extrudé [Mehta 76].

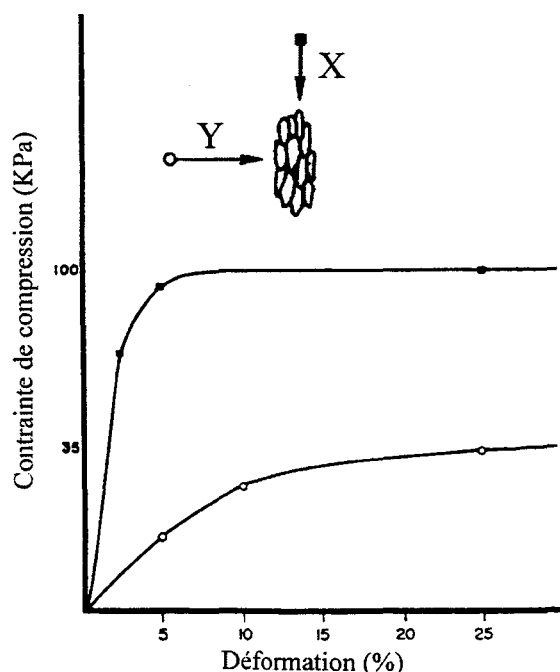


Figure 14 : Courbes « contrainte – déformation » d'une mousse plastique anisotrope sollicitée en compression [Benning 69c].

⁸ Extrusion pour les mousses simples : forte déformation des cellules dans le sens de l'extrusion, moulage pour les mousses complexes : risque de déformation des billes lors du moulage.

La figure 14 présente les courbes de compression d'une mousse plastique sollicitée suivant deux directions X et Y. Nous remarquons que la mousse présente une orientation préférentielle induisant un comportement mécanique plus important dans le sens de sollicitation de la plus grande dimension des cellules (X). En effet, la mousse présente une phase élastique plus importante en termes de module élastique ainsi qu'un niveau de plateau de contrainte trois fois plus élevé (100 KPa selon X contre 35 KPa selon Y). Ce rapport de trois correspond au rapport des dimensions de la cellule suivant X et Y (figure 13). En effet, l'anisotropie d'une mousse peut être définie grâce au facteur d'anisotropie $R_{ij} = \frac{\bar{L}_i}{\bar{L}_j}$ avec \bar{L}_1 , \bar{L}_2 et \bar{L}_3 correspondants aux longueurs des arêtes d'une cellule suivant les trois axes \bar{x} , \bar{y} et \bar{z} (x_1 , x_2 , x_3). Les mousses cellulaires peuvent être :

- anisotropes, c'est à dire que $R_{12} \neq R_{13} \neq R_{23}$; les propriétés de la mousse sont donc différentes suivant les 3 directions,
- orthotropes, c'est à dire que $R_{12} = R_{13} \neq R_{23}$; les propriétés de la mousse sont donc identiques suivant 2 directions,
- isotropes, c'est à dire que $R_{12} = R_{13} = R_{23}$; les propriétés de la mousse sont donc identiques suivant les 3 directions.

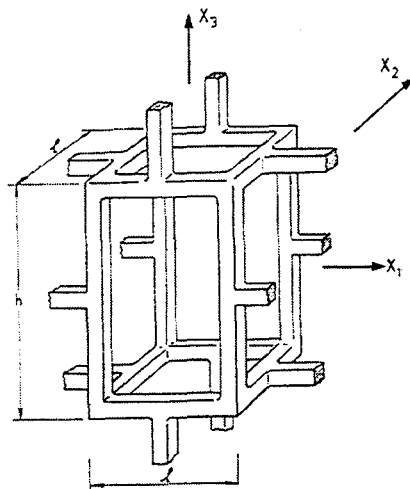


Figure 15 : Cellule ouverte axisymétrique représentée suivant un modèle géométrique cubique [Gent 63 ; Huber 88 ; Gibson 82a].

Le schéma donné par la figure 15 représente une cellule de géométrie axisymétrique ($R_{12} = R_{13} \neq R_{23}$). Une mousse constituée de ce type de cellule a donc un comportement mécanique plus important dans le sens de sollicitation x_3 (dimension de cellule la plus importante) et des caractéristiques mécaniques identiques suivant les directions x_1 et x_2 . Cette remarque est illustrée par la figure 16 qui présente le comportement mécanique de deux mousses de polyuréthane, à cellules axisymétriques, sollicitées en compression suivant les trois directions x_1 , x_2 et x_3 . Dans le cas de la mousse flexible (a), le comportement suivant les trois directions est presque similaire mis à part la phase élastique de la courbe de sollicitation suivant x_3 qui est plus importante. Il est difficile, pour ce matériau, de parler d'anisotropie. Concernant la mousse rigide (b), les caractéristiques mécaniques dans la direction x_3 sont nettement supérieures à celles des directions x_1 et x_2 . La différence de comportement entre ces deux mousses, qui

possèdent la même structure cellulaire (figure 15) est probablement due à l'écart des deux densités (28 kg/m^3 (a), 96 kg/m^3 (b)). Cette remarque est confirmée par la figure 17 qui décrit le comportement en compression d'une mousse de P.V.C. pour deux directions de sollicitation et pour trois densités différentes. Nous remarquons que plus la densité est importante plus le caractère anisotrope de la mousse est prononcé. Afin de vérifier les directions préférentielles d'un matériau, il est donc nécessaire d'effectuer des mesures suivant les trois axes \bar{x} , \bar{y} et \bar{z} .

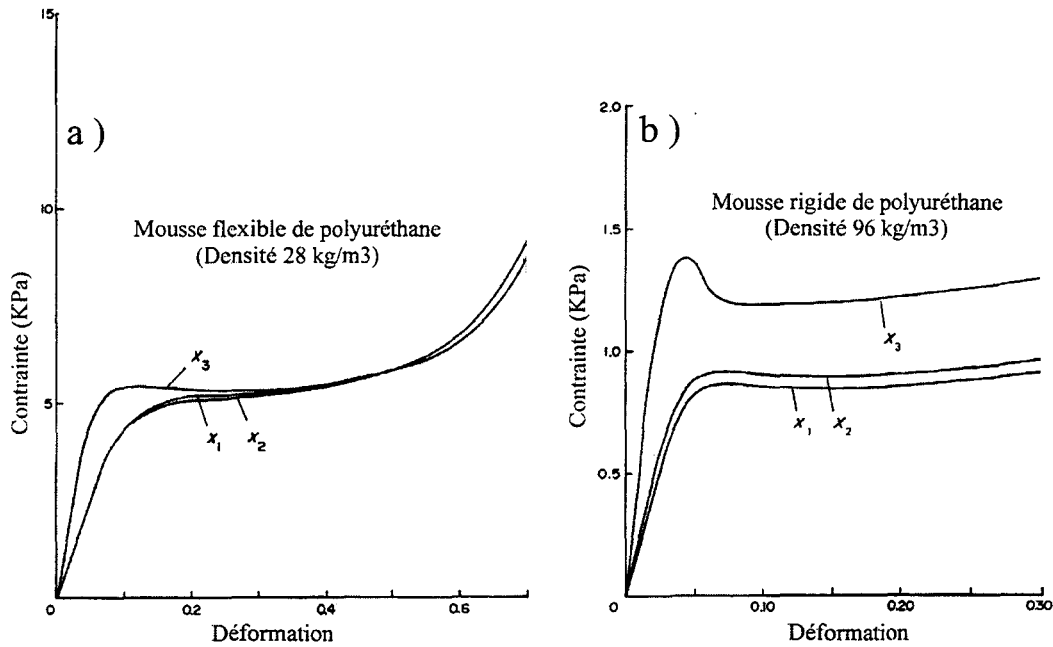


Figure 16 : Courbes « contrainte – déformation » en compression de mousses plastiques anisotropes [Huber 88].

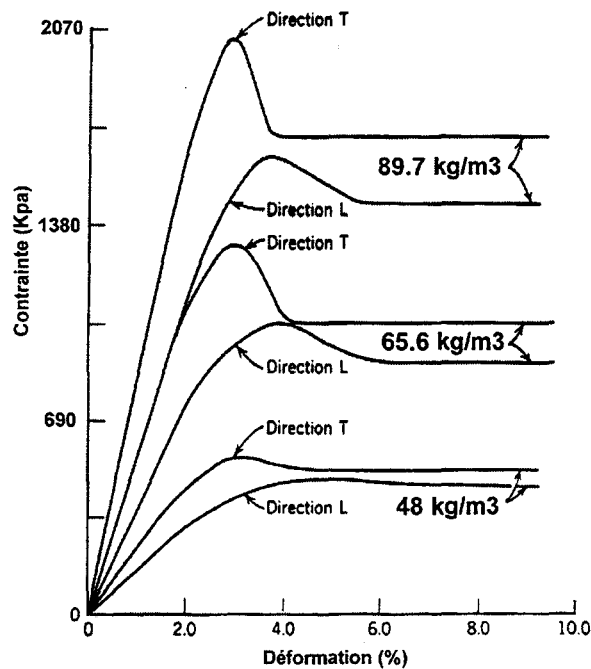


Figure 17 : Courbes « contrainte – déformation » en compression d'un P.V.C. extrudé [Benning 69b].

C.1.2.4 Dimensions des cellules

La connaissance de la géométrie des cellules permet d'apprécier l'influence de la structure du matériau sur son comportement mécanique. Les méthodes de mesure qui couplent l'analyse d'images avec la microscopie optique ou électronique permettent d'approcher cette géométrie qui est en générale polyédrique [*Brumfield 69 ; Richardson 86 ; Chaffanjon 92 ; Sims 94*]. Les dimensions des cellules sont caractérisées d'une part par la cellularité (c), qui définit le diamètre moyen de la cellule, et d'autre part par l'épaisseur des parois des cellules (e) (figure 18).

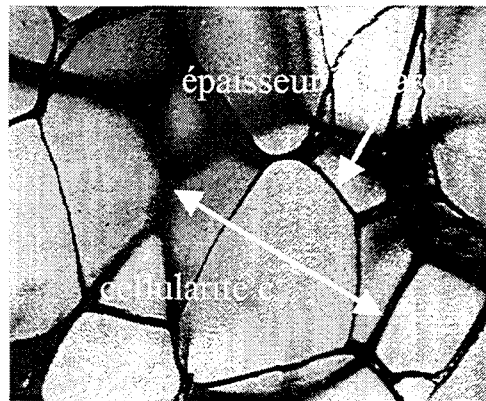


Figure 18 : Caractéristiques des cellules d'une mousse [*Benning 69a*].

La figure 19 met en évidence l'évolution linéaire de l'épaisseur de paroi en fonction de la cellularité pour des mousses de polystyrène extrudé de densités variant de 8 à 256 kg/m³.

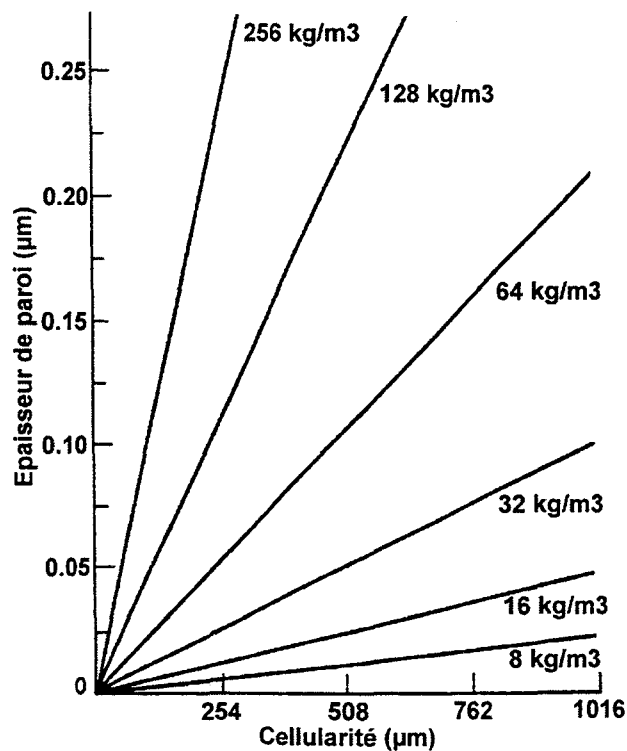


Figure 19 : Evolution de la cellularité en fonction de l'épaisseur de parois des cellules pour du polystyrène extrudé de densités variables [*Benning 69a*].

Ce graphique montre que la densité d'une mousse est étroitement liée à l'épaisseur de paroi (e) et à la taille de la cellule (c). Nous pouvons souligner ici le fait que la cellularité ne peut pas décrire à elle seule les matériaux cellulaires, il est nécessaire de prendre aussi en compte l'épaisseur des parois. En effet, pour une cellularité de $254 \mu\text{m}$, l'épaisseur de paroi est de $0.025 \mu\text{m}$ pour une densité de 32 kg/m^3 et de $0.05 \mu\text{m}$ pour 64 kg/m^3 . Le rapport entre les deux densités et les deux épaisseurs de paroi est de 2. Ces remarques impliquent que le rapport e/c qui peut caractériser la structure cellulaire est directement relié à la densité. Cette constatation met en évidence le rôle majeur de la densité dans le cas des mousses.

C.2 Cas du polystyrène expansé

C.2.1 Morphologie du P.S.E.

Le polystyrène expansé (P.S.E.) est un polymère amorphe thermoplastique et alvéolaire. Sa structure peut se décomposer en trois niveaux (figure 20) :

- a) niveau macroscopique (agglomérat de billes soudées entre elles),
- b) et c) niveau mésoscopique (billes contenant des cellules),
- d) niveau microscopique (cellules de polystyrène contenant du gaz).

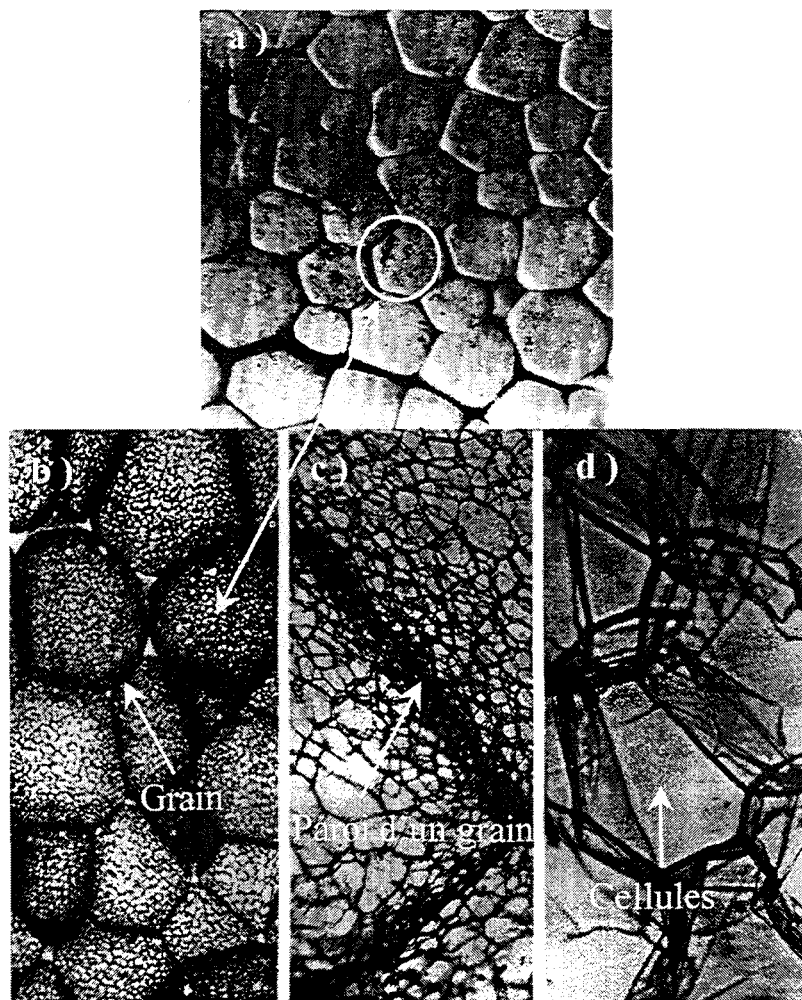


Figure 20 : Différents niveaux de structure d'une mousse de polystyrène expansé
a) x1 ; b) x5 ; c) x30 ; d) x170) [Benning 69a].

Nous remarquons que les parois d'un grain sont constituées d'un amas de cellules (figure 20c)). La géométrie des billes et celle des cellules est à rapprocher de la géométrie des cellules étudiées précédemment. La seule nuance concerne les cellules ouvertes/fermées. En effet, le P.S.E. est considéré comme une mousse composée uniquement de cellules fermées.

C.2.1.1 Orientation des grains et des cellules

La figure 21 décrit le comportement d'un P.S.E. sollicité en compression suivant deux directions pour deux densités différentes (24.03 et 41.65 kg/m³). Nous constatons, que la sollicitation suivant le sens Long (L) présente une résistance mécanique légèrement supérieure à celle obtenue dans le sens Travers (T). Cependant, cette différence de comportement suivant les deux directions n'est pas suffisamment marquée pour conclure sur une anisotropie du P.S.E.. Il semble donc, à première vue, que le P.S.E. peut être considéré comme étant un matériau isotrope.

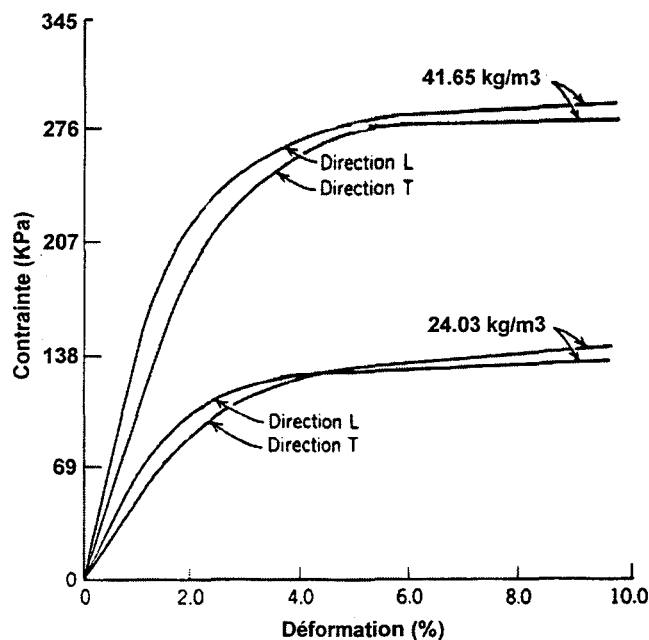


Figure 21 : Compression d'un P.S.E. suivant deux directions pour deux densités différentes [Benning 69b].

C.2.1.2 Dimensions des cellules

Le tableau 2 donne un exemple des caractéristiques géométriques de P.S.E. de différentes densités à savoir :

- le diamètre moyen d'une cellule c ,
- l'épaisseur de paroi d'une cellule e ,
- la fraction volumique de matière contenue dans la mousse⁹ $f = \frac{\rho^*}{\rho_s}$,
- le nombre de cellules par mètre cube de mousse n .

⁹ L'exposant * se réfère à la mousse et l'indice s au polymère qui la constitue.

ρ^* (kg/m ³)	c (mm)	e (μm)	f	n
8.3	1.016	2.212	0.00651	9.53E+08
10.0	0.150	0.380	0.0096	8.30E+11
10.0	0.200	0.500	0.0096	3.60E+11
15.0	0.050	0.180	0.014	2.20E+13
15.0	0.150	0.560	0.014	8.30E+11
16.7	1.016	4.826	0.0141	9.53E+08
20.0	0.050	0.240	0.019	2.20E+13
20.0	0.100	0.520	0.019	2.80E+12
30.0	0.050	0.380	0.029	2.20E+13
33.3	0.025	0.254	0.0294	6.00E+13
33.3	0.102	1.016	0.0294	9.18E+11
33.3	0.813	8.128	0.0294	1.80E+09
60.0	0.050	0.780	0.058	2.20E+13

Tableau 2 : Exemple de caractéristiques simplifiées de structures alvéolaires [Benning 69a ; Badguerahanian].

Nous remarquons qu'il n'existe pas, a priori, de lien direct entre la densité et la cellularité ou l'épaisseur des parois. Afin de préciser le lien éventuel entre la masse volumique et la structure du matériau nous étudions l'évolution du rapport e/c qui caractérise en quelque sorte la compacité des cellules. Plus le rapport e/c est important plus la cellule est compacte, ce rapport restant cependant constant pour une même densité. En effet, si la valeur de c augmente il en est de même pour la valeur de e . La figure 22 montre que la densité croît linéairement avec la compacité suivant la relation :

$$(1) \quad \rho^* = 3649.66 \frac{e}{c} = 3.47 \rho_s \frac{e}{c} \quad R = 0.98873 \quad \text{avec} \quad \rho_s = 1050 \text{ kg/m}^3$$

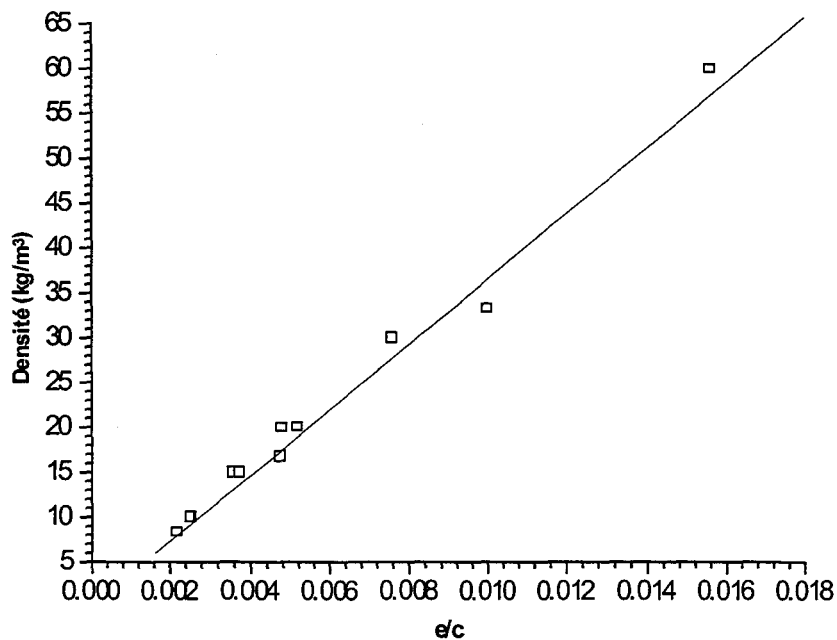


Figure 22 : Evolution de la densité avec la compacité des cellules.

Le paramètre densité prend donc en compte la structure des cellules. Il peut donc à lui seul caractériser le P.S.E..

C.3 Synthèse

Cette partie a permis de saisir la complexité des matériaux cellulaires, complexité qui se situe à plusieurs niveaux :

- complexité due à la taille et à l'hétérogénéité géométrique des éléments de base de la mousse, d'où des difficultés de mesure et de détermination de la forme des éléments de base,
- complexité due à la structure tridimensionnelle, impliquant des difficultés d'observation et de modélisation du comportement du matériau en utilisant des paramètres géométriques,
- complexité due à l'existence de cellules ouvertes et/ou fermées, d'où encore des problèmes pour une modélisation du comportement en utilisant des paramètres géométriques.

Par ailleurs, il ressort que la densité constitue le paramètre prépondérant pour décrire les matériaux alvéolaires. En effet, elle dépend directement de la structure même des cellules pouvant être caractérisée par la compacité (e/c).

D. Comportement mécanique

D.1 Introduction

Pour mieux comprendre le comportement mécanique des matériaux cellulaires nous proposons de décomposer cette étude en trois parties :

- étude du comportement en compression (résistance du polymère et du gaz),
- étude du comportement en traction (résistance du polymère seul),
- étude de l'influence de divers paramètres sur le comportement mécanique.

Pour suivre la même démarche que précédemment, nous présentons le comportement des matériaux cellulaires en général puis celui du P.S.E. en précisant les principaux paramètres mécaniques. L'étude de l'influence de différents paramètres intrinsèques (densité, structure,...) et extrinsèques (vitesse...) sur le comportement mécanique est présentée par la suite.

D.2 Comportement en compression

D.2.1 Compression des structures cellulaires

Les mousses étant assimilables à des milieux alvéolaires à cellules ouvertes et/ou fermées, leur comportement est donc géré par la variation de la phase gazeuse soit par compressibilité, soit par expulsion - absorption. Lorsque le matériau ne comporte que des cellules ouvertes, le milieu peut être modélisé par un amortisseur pneumatique (figure 23). L'énergie due à la sollicitation

mécanique est dispersée non seulement par la résistance inhérente à la matrice du matériau mais aussi par la résistance visqueuse du fluide qui est expulsé et absorbé dans les cellules [Gent 67]. Cet effet peut être important si la vitesse de déformation est élevée (de l'ordre de 10^3 s^{-1}) et en règle générale cette résistance est négligée.

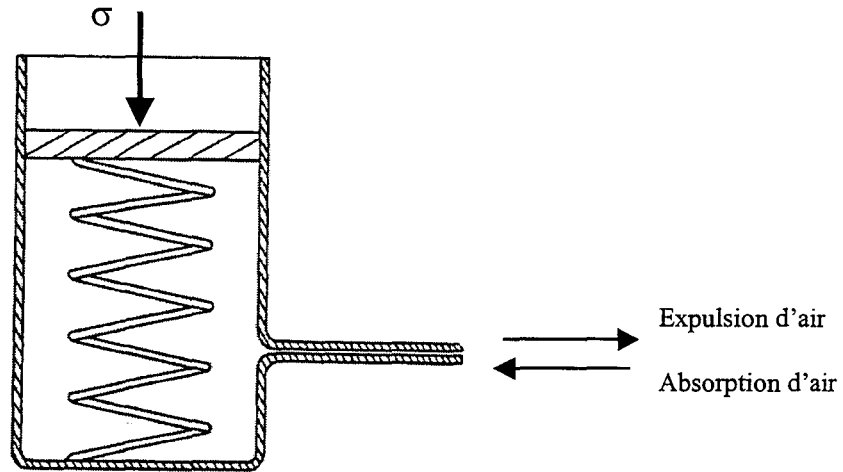


Figure 23 : Représentation d'un milieu alvéolaire à cellules ouvertes [Gent 67].

Lorsque le matériau ne comporte que des cellules fermées, le milieu fait l'objet d'une superposition de deux comportements [Benning 69c ; El Ghoche 94 ; Neilsen 95] (figure 24) :

- compression d'un gaz dans un récipient hermétique,
- compression d'une structure ouverte (matrice).

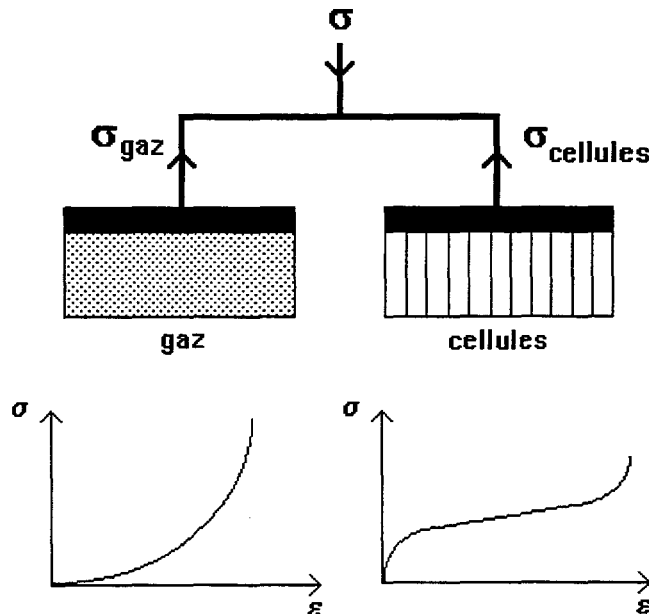


Figure 24 : Représentation d'un milieu alvéolaire à cellules fermées [Benning 69c]

Certaines mousses présentent une structure à cellules ouvertes et fermées, nous observons alors une superposition des deux comportements.

D'une façon générale, la compression des matériaux cellulaires comporte trois phases distinctes de comportement [*Shaw 66 ; Gibson 82a ; Shim 90*] :

- 1) une phase élastique linéaire ou non (déformations réversibles),
- 2) une phase de plateau de contrainte (déformations irréversibles),
- 3) une phase finale d'augmentation de contrainte correspondant à la densification.

La figure 25 permet d'illustrer ces différentes phases en termes de contraintes et de déformations de la structure cellulaire dans le cas d'un liège. Elle présente, de plus, l'énergie absorbée à un taux de contrainte σ_{max} . En effet, les mousses sont principalement utilisées comme amortisseur de chocs [*Gibson 88*].

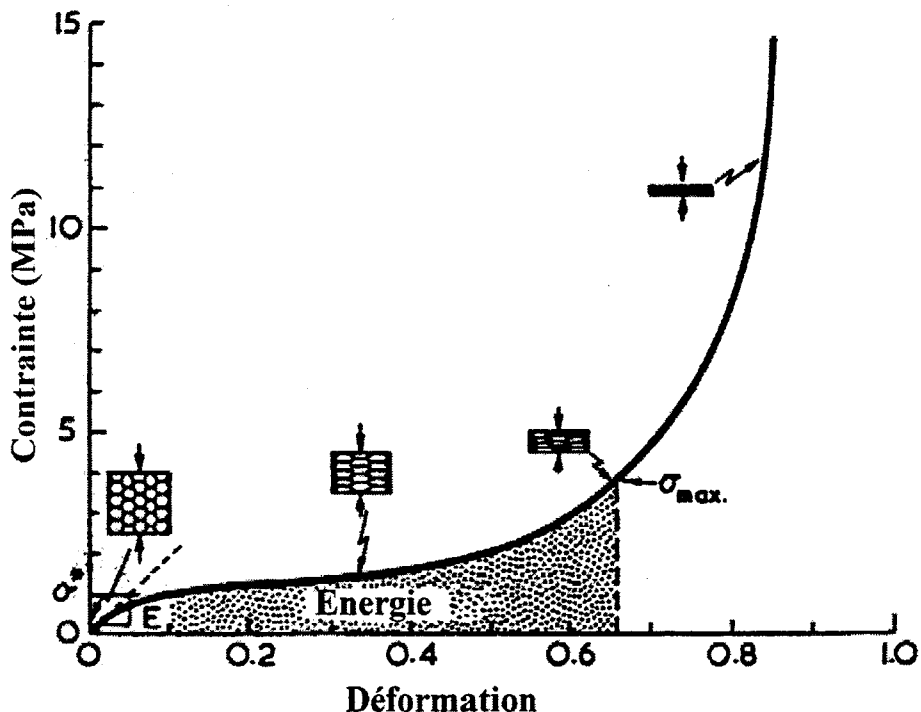


Figure 25 : Comportements en compression d'un liège [*Gibson 88*].

Nous présentons à la figure 26 le comportement de trois mousses sollicitées en compression simple. Pour chacune des trois mousses, nous observons une phase élastique plus ou moins importante suivie d'un plateau de contrainte et d'une augmentation de contrainte correspondant à la densification de la mousse. Nous pouvons déjà remarquer que plus la densité est importante, pour un matériau donné, plus les caractéristiques mécaniques sont élevées. Cette constatation est confirmée par les travaux présentés dans la littérature [*Gent 59 ; Benning 69c ; Gibson 82a*].

De plus, ces courbes montrent que pour deux matériaux différents (E.V.A. et P.P.) mais de densités identiques (35 kg/m^3), le comportement mécanique n'est pas similaire. Le comportement mécanique du polymère solide P.P. est supérieur à celui de l'E.V.A., cette différence de comportement se retrouve au niveau des mousses constituées de ces deux polymères. Le matériau constituant la structure cellulaire détermine donc le comportement global de la mousse : plus les caractéristiques mécaniques du polymère solide sont élevées plus les caractéristiques mécaniques de la mousse seront importantes.

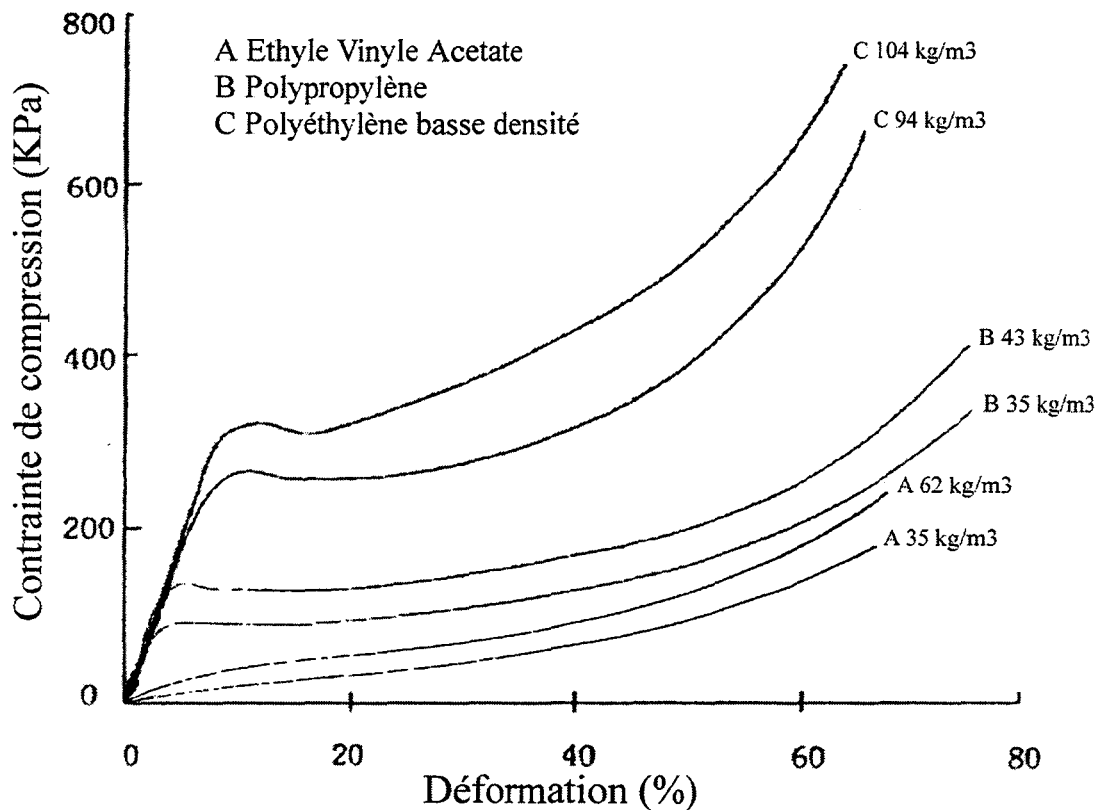


Figure 26 : Comportements en compression de trois mousses plastiques à différentes densités [Clutton 92]¹⁰.

D.2.1.1 Comportements types

Plusieurs travaux, issus de la littérature, relatifs à l'étude du comportement des structures cellulaires sollicitées en compression à faibles vitesses de déformation, montrent que selon la nature du polymère constituant la mousse le comportement de celle-ci ainsi que la nature des trois phases peuvent varier notablement. Les auteurs distinguent trois types de mousses : élastoplastiques, élastomères et fragiles [Gibson 88]. Chacune des trois phases est en relation avec un mécanisme de déformation particulier [Tsai 82 ; Gibson 88 ; Ashby 91b] :

- 1) la phase élastique linéaire ou non correspond à la compression de la phase gazeuse et à la flexion des arêtes et/ou des parois des cellules [Warren 87 ; Gibson 88 ; Warren 88 ; Warren 91]. Cette phase est caractérisée par son module d'élasticité E^* , défini comme la pente de la tangente à la courbe à l'origine [Benning 69b ; Gibson 82a ; Ward 93 ; Mills 97 ; Thorpe 97],
- 2) la phase plastique, constituée d'un plateau de contrainte, correspond à l'endommagement de la mousse. Cette phase est caractérisée par une contrainte seuil σ_s^* , à partir de laquelle les déformations sont considérées irréversibles. La figure 27 illustre le comportement d'une mousse élastomère, la contrainte σ_s^* est une contrainte élastique notée σ_{el}^* et la phase de plateau est caractérisée par une légère augmentation des contraintes correspondant au

¹⁰ La phase élastique peu prononcée de la mousse d'E.V.A. provient du fait qu'il peut s'agir d'une mousse à cellules ouvertes (non précisé par l'auteur).

flambement élastique puis plastique des cellules [Gibson 82a]. La figure 28 présente le cas d'une mousse élastoplastique avec l'existence d'un plateau plastique correspondant à des déformations plastiques des cellules. La contrainte seuil σ_s^* est une contrainte plastique notée σ_{pl}^* [Gibson 82a]. Dans le cas d'une mousse élastique fragile¹¹ (figure 29), la contrainte seuil σ_s est une contrainte de rupture notée σ_r^* . Le plateau de contrainte correspond à l'apparition de microruptures fragiles locales des cellules [Gibson 82a],

- 3) la phase de densification du matériau correspond à la compression de la matrice de polymère, et donc à l'entassement des cellules par expulsion totale de l'air qu'elles contiennent. La phase de densification est caractérisée par la déformation de densification ϵ_D .

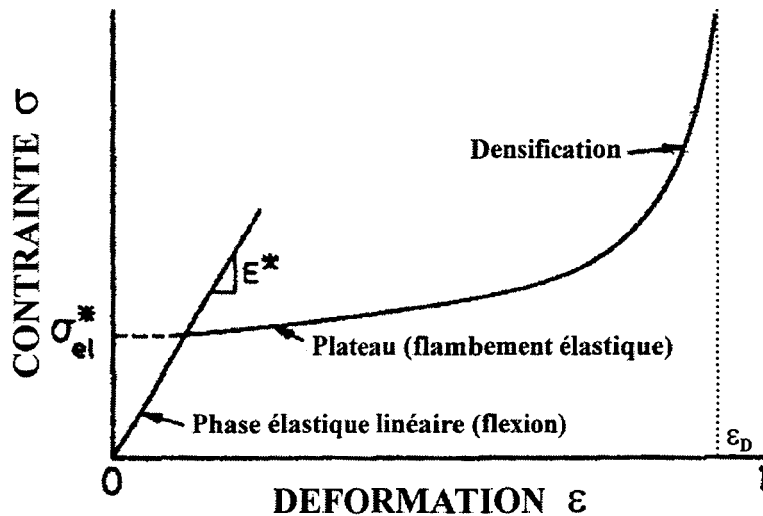


Figure 27 : Courbe « contrainte – déformation » en compression pour une mousse élastomère [Gibson 82a].

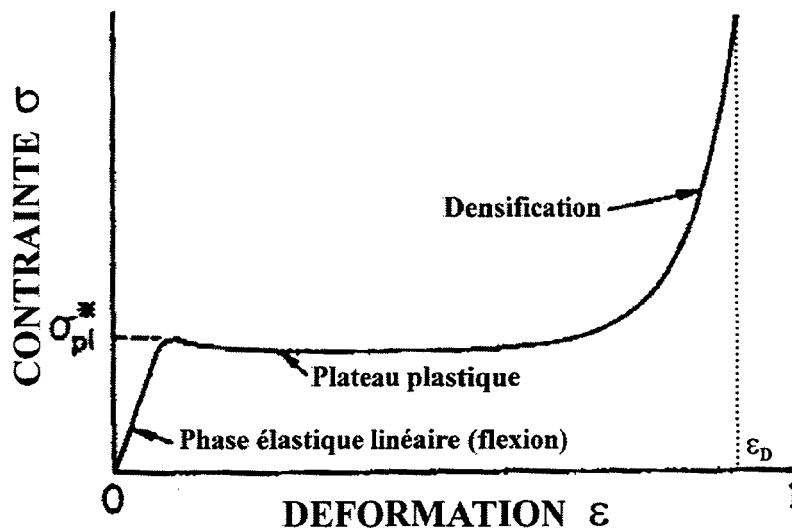


Figure 28 : Courbe « contrainte – déformation » en compression pour une mousse élastoplastique [Gibson 82a ; Triantafillou 90].

¹¹ Les mousses ayant un comportement fragile en compression sont principalement les mousses à matrice céramique et métallique.

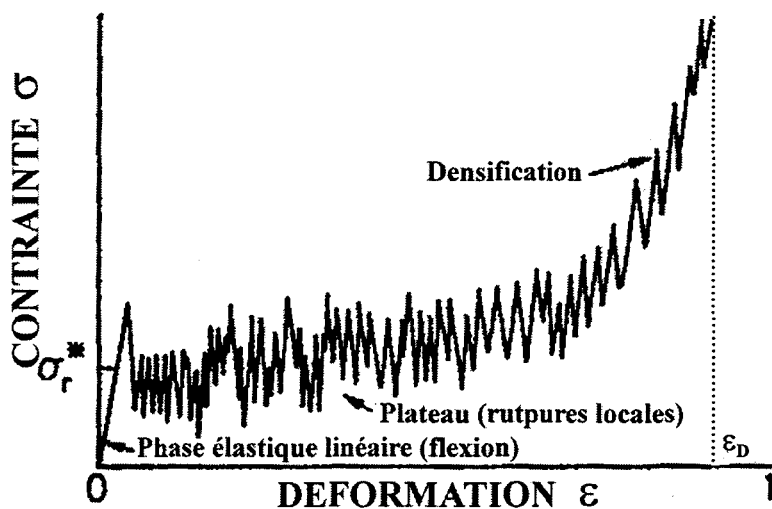


Figure 29 : Courbe « contrainte – déformation » en compression pour une mousse élastique fragile [Gibson 82a].

Au vu de ces courbes, nous constatons que nous retrouvons des similitudes avec les comportements typiques des polymères solides, à savoir (figure 30) [G'Sell 95] :

- mousse élastomère (cas général) : comportement type « genou »,
- mousse élastoplastique : comportement type « crochet »,
- mousse élastique fragile : comportement type fragile,
- mousse élastomère à cellules ouvertes : comportement type élastomère (figure 26).

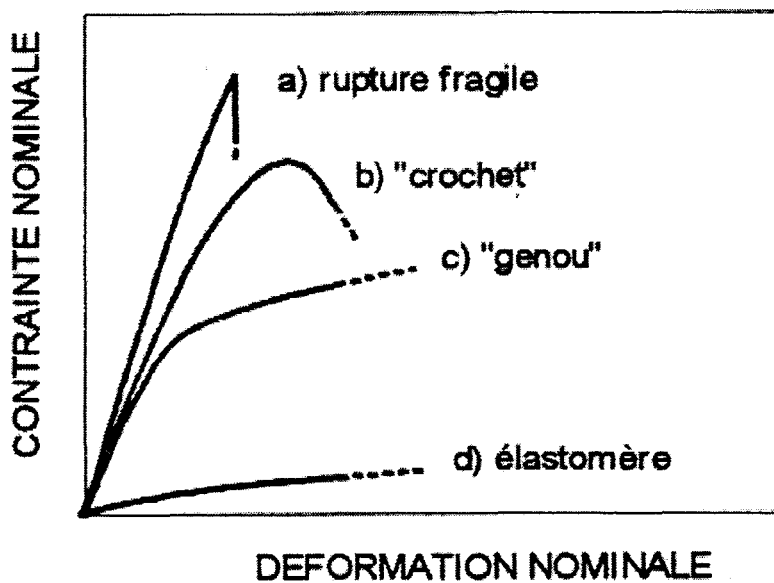


Figure 30 : Comportement type des polymères solides¹² [G'Sell 95].

¹² Traction.

Les définitions utilisées pour déterminer la contrainte seuil des polymères solides varient suivant leur type de comportement [Ward 93 ; G'Sell 95] :

- lorsque les courbes « contraintes – déformations » ne présentent pas de plateau de contrainte¹³, σ_{s_s} est définie comme la valeur de la contrainte maximum observée (point A figure 31a),
- lorsque les courbes « contraintes – déformations » présentent un plateau de contrainte, σ_{s_s} est définie comme la valeur de la contrainte à l'intersection de la tangente à l'origine et de la tangente au plateau de contrainte (point B figure 31b)),
- σ_{s_s} peut aussi être définie comme étant la valeur de la contrainte à l'intersection de la courbe avec la parallèle à la tangente à la courbe à l'origine pour une déformation de 2 % de (point C figure 31c)).

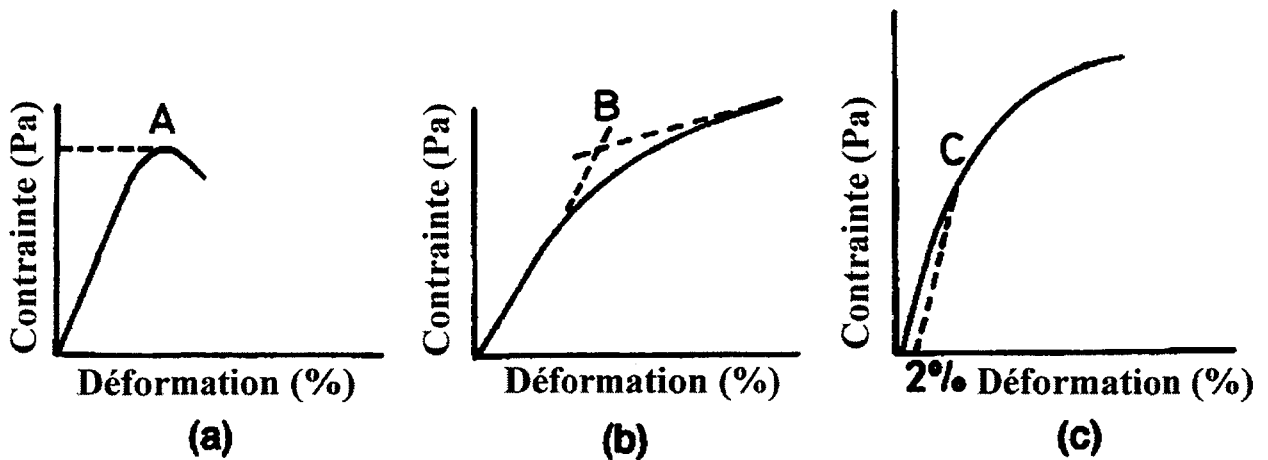


Figure 31 : Définition de la contrainte seuil d'un polymère [Ward 93].

Nous constatons que les définitions (a) (courbe de type « crochet ») et (b) (courbe de type « genou ») sont identiques à celles proposées pour les mousses plastiques (figure 32) [Benning 69b].

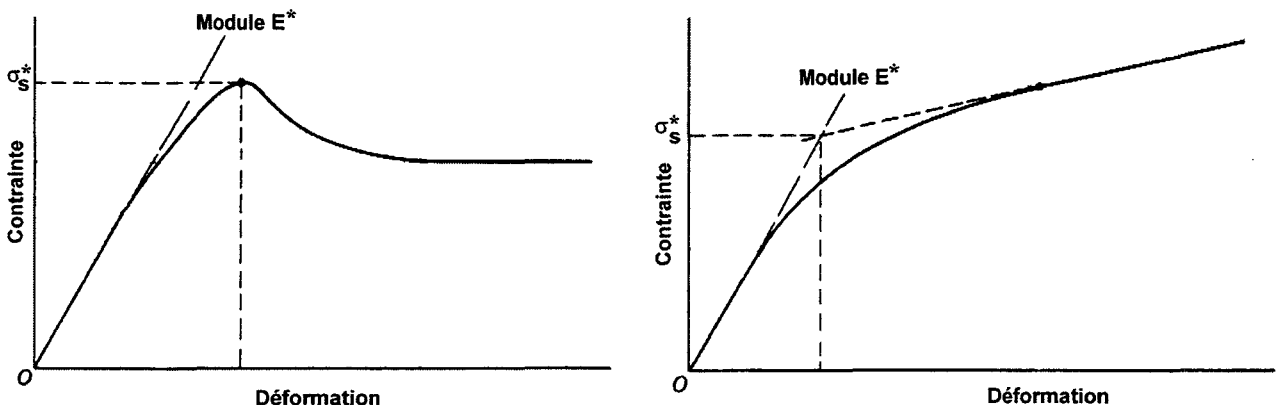


Figure 32 : Définition de la contrainte seuil des mousses plastiques [Benning 69b].

¹³ Voir § D.3 Comportement en traction.

La phase de plateau de contrainte décrite précédemment n'apparaît pas dans le cas des mousses microcellulaires (mousses simples composées de cellules de 0.1 à 20 μm de diamètre contre 30 à plusieurs milliers de micromètres pour les mousses classiques) [Clough 85 ; Aubert 85 ; Jackson 91 ; Ozkul 93 ; Kumar 93]. La phase de plateau de contrainte est remplacée par une phase d'augmentation importante de la contrainte avec la déformation (figure 33).

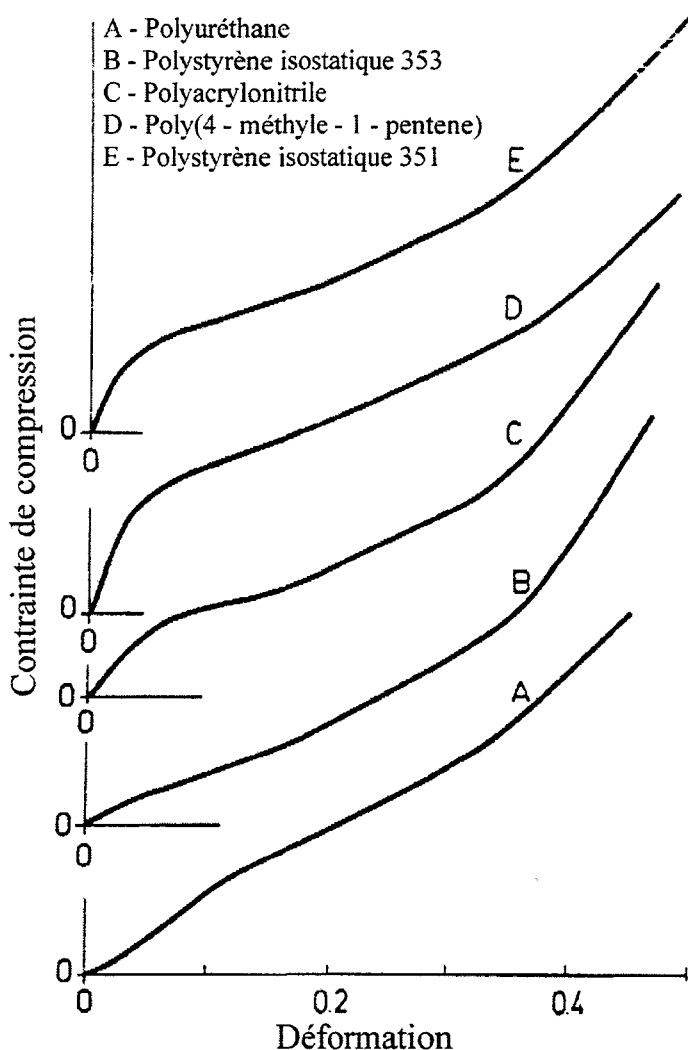


Figure 33 : Comportements en compression de mousses microcellulaires [Ozkul 93].

Les courbes de compression présentées par la figure 34a) et b) illustrent le comportement de mousses élastomères et plus précisément de polyuréthane flexible (densités variant de 14.4 à 51.7 kg/m^3) et de polyéthylène (densités de 29.4 à 360 kg/m^3). L'allure des courbes correspond à celle de la figure 27 mis à part la phase élastique non-linéaire. Nous retrouvons les trois phases décrites précédemment. L'influence de la densité apparaît clairement sur le comportement du matériau. En effet, plus la densité augmente, plus le module tangent E^* et la contrainte seuil augmentent et plus la phase de densification débute rapidement (diminution de la longueur du plateau de contrainte).

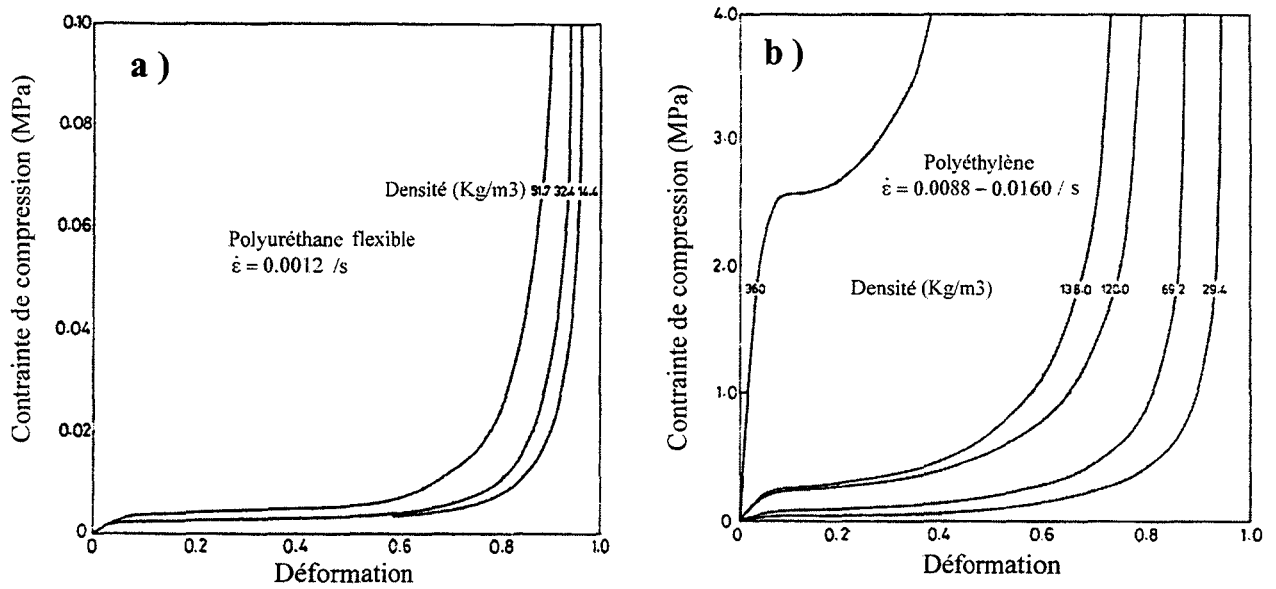


Figure 34 : Exemples de comportements en compression de mousses élastomères de différentes densités [Maiti 84].

La figure 35 présente le comportement d'une mousse élastoplastique de polyméthacrylimide pour des densités de 34 à 185.7 kg/m³. Nous retrouvons les trois phases caractéristiques présentées à la figure 28 ainsi que l'influence de la densité sur le module tangent E^* , la contrainte seuil et le début de la phase de densification. De plus, nous constatons que pour les fortes densités, la phase élastique semble devenir quasiment linéaire et que la phase de plateau est précédée d'une légère diminution de la contrainte (« crochet »).

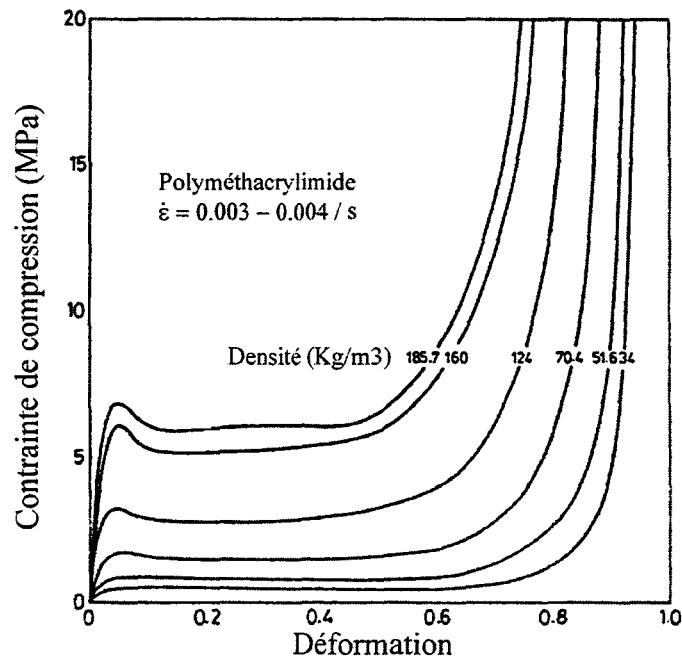
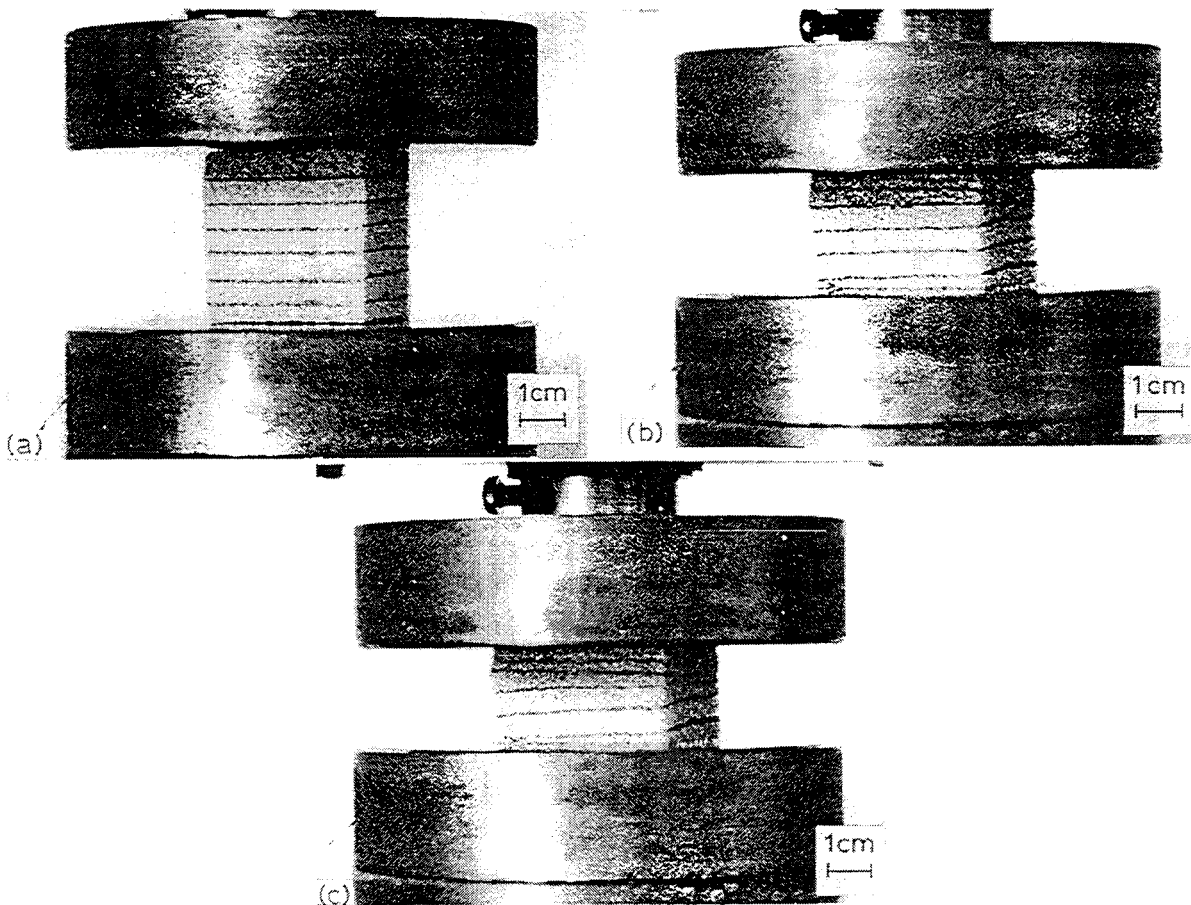


Figure 35 : Exemple de comportement en compression d'une mousse élastoplastique de densité variable [Maiti 84].

D.2.1.2 Distribution des déformations

Afin d'observer la distribution des déformations le long d'éprouvettes, prélevées dans une mousse de polyuréthane, *Fátima Vaz & Al.* ont marqué celles-ci sur leur longueur selon un intervalle régulier. Les déformations de ces intervalles sont ensuite comparées à la déformation totale de l'éprouvette. Ces travaux montrent que la déformation est plus importante au niveau des mors (figure 36) [*Fátima Vaz 93*]. Ce phénomène peut être attribué à un problème de contact avec les plateaux dû au manque de parallélisme des deux faces horizontales de l'éprouvette (contrainte plus importante que dans le reste de l'éprouvette).



*Figure 36 : Répartition des déformations en compression d'une éprouvette de mousse de polyuréthane à différents taux de compression : a) $\varepsilon = 0 \%$, b) $\varepsilon = 38 \%$, c) $\varepsilon = 50 \%$ [*Fátima Vaz 93*].*

D.2.2 Compression du polystyrène expansé

Les utilisations purement mécaniques du P.S.E. sont de deux types¹⁴ :

- utilisation en emballage : caractérisée par des essais d'enfoncement et de choc,
- utilisation en remblais routiers allégés : caractérisée par des essais de compression à faible vitesse de déformation et de fluage en compression.

¹⁴ Voir Annexe B sur les types d'utilisations du P.S.E..

Le P.S.E. étant peu utilisé dans des applications purement mécaniques, les études sur le sujet sont peu nombreuses. Les publications existantes traitent de l'utilisation du P.S.E. en remblais routiers allégés sur sols compressibles (figure 37). Dans ce cadre, les techniques utilisées pour mener les essais sont celles de la mécanique des sols à savoir l'oedométrie pour le fluage et la compression triaxiale pour la compression.

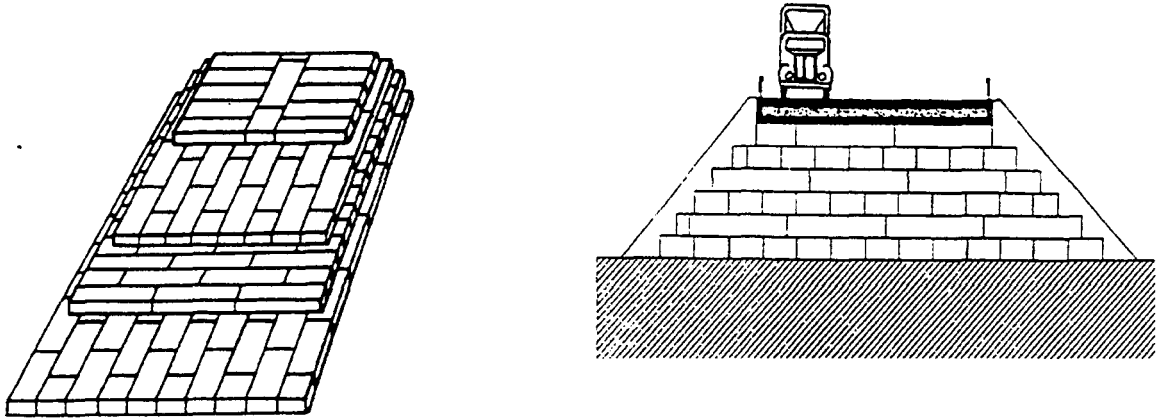


Figure 37 : Exemples de remblais routiers allégés [Refsdal].

D.2.2.1 Définition des paramètres mécaniques

La norme N.F. T 56-201 définit treize qualités de P.S.E. suivant leur masse volumique et leur résistance à la compression pour 10 % de déformation [Magnan 89 ; Baron 94]. Cette norme concerne plus particulièrement les polystyrènes expansés utilisés en isolation ce qui explique son manque de cohérence du point de vue de la mécanique. En effet, le chargement en compression du P.S.E. fait apparaître une zone élastique qui s'étend jusqu'à 2.5 % de déformation environ. Le module $E^*_{\text{sécant}}$ et la contrainte à 10 %, donc au-delà de la contrainte seuil et durant la phase de plateau de contrainte, n'ont donc pas de signification physique réelle. Cependant, étant donné la croissance faible du plateau de contrainte, la contrainte à 10 % peut être assimilée à la contrainte seuil (figure 38). Le tableau 3 présente les différentes catégories de P.S.E. définies par la norme.

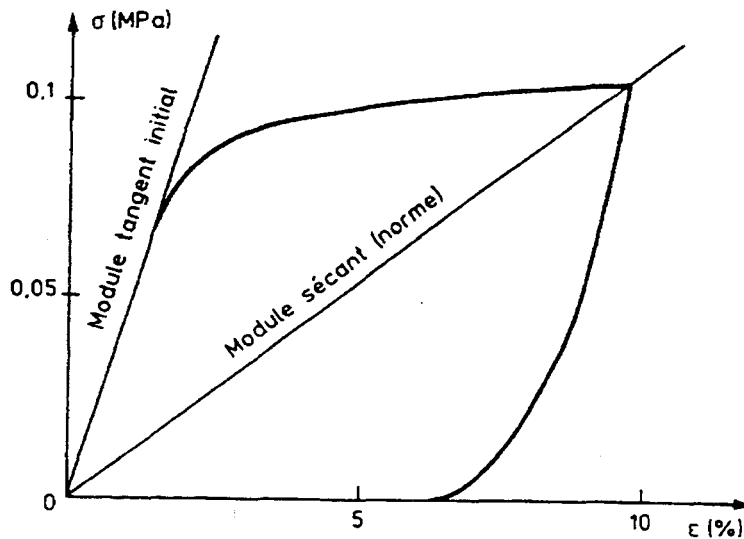


Figure 38 : Définition de E^* , $E^*_{\text{sécant}}$ et de $\sigma^*_{10\%}$ du P.S.E. sollicité en compression simple à vitesse imposée [Magnan 85].

<i>Plaques découpées dans des blocs moulés</i>							
Références	AM	BM	CM	DM	EM	FM	GM
Contrainte (KPa) pour $\epsilon=10\%$	-	30	50	70	90	140	190
Masse volumique minimale (kg/m^3)	7	10	13	15	19	24	29
<i>Plaques moulées en continu</i>							
Références	BC	CC	DC	EC	FC	GC	
Contrainte (KPa) pour $\epsilon=10\%$	30	50	70	100	150	200	
Masse volumique minimale (kg/m^3)	10	13	15	20	25	30	
<i>Anciennes définitions des qualités de P.S.E. (extrait de la norme N.F. T 56-201 de 1978)</i>							
Références	Q1	Q2	Q3	Q4	Q5		
Contrainte (KPa) pour $\epsilon=10\%$	30	60	90	120	150		
Masse volumique minimale (kg/m^3)	9	13	16	20	25		

Tableau 3 : Définitions normalisées des catégories de P.S.E. [N.F. T 56-201].

La figure 39 présente l'évolution quasi-linéaire de la contrainte à 10% en fonction de la masse volumique des catégories de P.S.E. définies par la norme :

$$(2) \quad \sigma^*_{10\%} = 8.137\rho^* - 51.176$$

Ce type de graphique permet d'évaluer la contrainte d'un P.S.E. en fonction d'une densité donnée ce qui permet de vérifier la qualité du P.S.E. utilisé en remblais routiers lors de sa mise en œuvre.

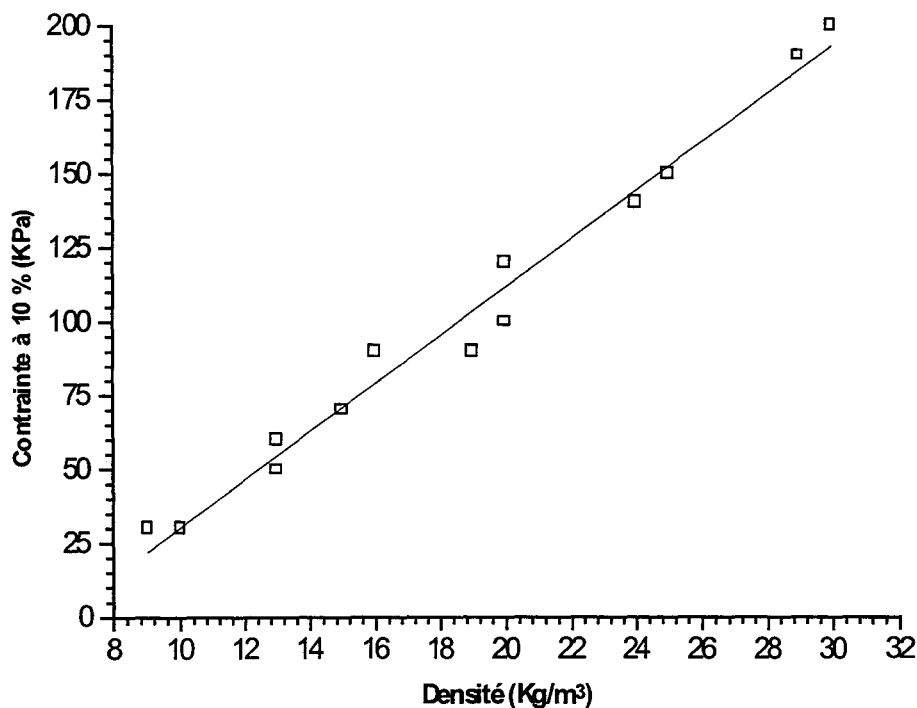


Figure 39 : Effet de la densité sur la contrainte à 10 % de déformation, pour les catégories de P.S.E. définies par la norme.

D.2.2.2 Comportement en compression

Les essais de compression de *Magnan & Serratrice, Armbruster, Lefebvre et Babin* ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques de diamètre 75 mm et de hauteur 150 mm, dimensions généralement utilisées pour les essais de mécanique des sols. Les résultats sont donc à prendre avec réserve, l'élanement de 2 pouvant entraîner le flambement de l'éprouvette. Plusieurs études sur les mousses montrent que pour éviter le flambement, la section minimale S_{min} et la longueur initiale L_0 de l'éprouvette doivent vérifier l'équation suivante [*Miltz 89 ; Ramon 90*] :

$$(3) \quad S_{min} = (1,33L_0)^2$$

De plus, les essais réalisés par ces auteurs ont permis d'étudier le comportement mécanique de deux P.S.E. sollicités en compression simple jusqu'à 12 % de déformation (figure 40a)). Nous pouvons distinguer deux des trois phases décrites précédemment à savoir :

- la phase élastique non linéaire caractérisée par son module tangent initial défini à la figure 38,
- la phase de plateau de contrainte présentant une légère augmentation de la contrainte,

Pour leur part, *Chan & Al.* ont étudié la compression d'un P.S.E. de densité 17.62 kg/m^3 pour une déformation allant jusqu'à 50 % (figure 40b)). Dans cette courbe, nous observons le début de la troisième phase de comportement :

- la phase de densification caractérisée par une augmentation importante de la contrainte.

La figure 40a) illustre l'influence majeure de la densité sur le comportement mécanique du P.S.E. en compression. Nous observons une augmentation importante du module tangent initial et de la contrainte seuil avec la densité (9.2 à 22 kg/m^3). De plus, la phase élastique semble tendre vers une certaine linéarité aux densités 19.1 et 22 kg/m^3 .

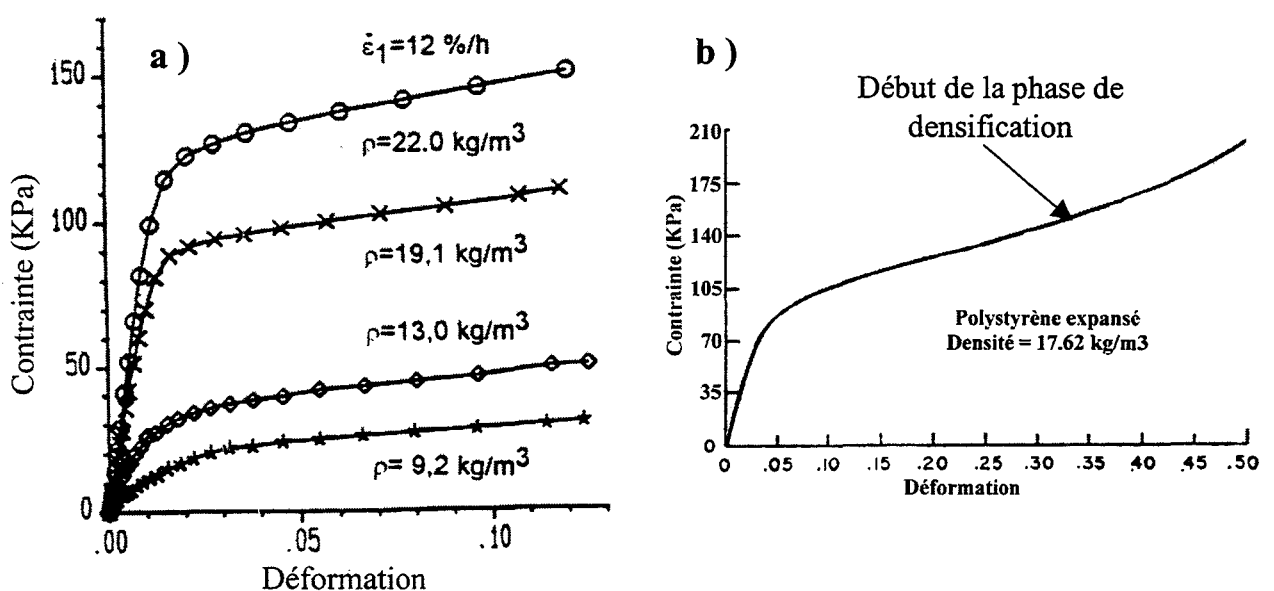


Figure 40 : Courbes de compression de deux P.S.E. [*Serratrice 94 ; Chan 71*].

Une densité importante implique une fraction volumique de gaz réduite. La non-linéarité de la phase élastique est probablement due à l'écoulement du gaz dans les cellules, nous pouvons donc penser que moins de gaz implique une viscosité moins importante et donc une linéarité dans le domaine élastique.

D.2.2.3 Coefficient de Poisson

La compression du P.S. extrudé, de même que celle du P.S.E., se traduit par une augmentation de la densité en fonction de la déformation uniaxiale en l'absence de déformations latérales. Cette constatation implique que le coefficient de Poisson est quasi nul comme l'indique la figure 41 [Shaw 66 ; Duskov 94a ; Duskov 94b].

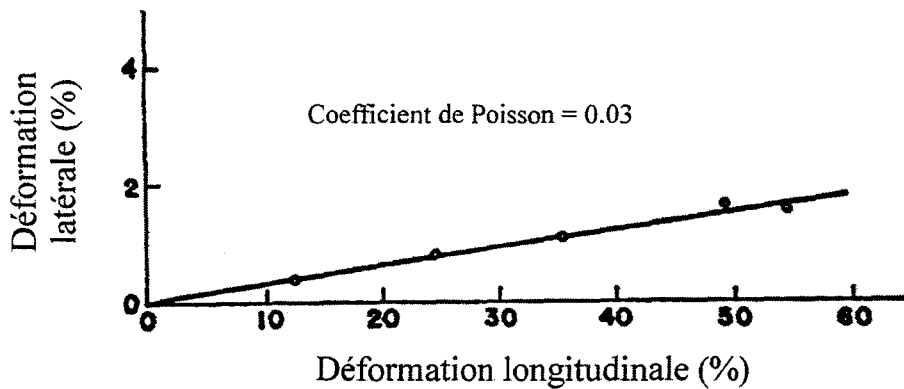


Figure 41 : Coefficient de poisson du polystyrène extrudé et expansé [Shaw 66].

Cette remarque conduit à établir une corrélation décrivant l'évolution de la densité (ρ^*) en fonction de la déformation (ε) et de la densité initiale (ρ^*_0) [Maiti 84 ; Imad 97] :

$$(4) \quad \rho^*(\varepsilon) = \rho^*_0 \left[\frac{1}{1 - \varepsilon} \right]$$

La croissance du plateau de contrainte provient donc de la densification progressive de l'éprouvette par évacuation de l'air qu'elle contient. Il est important de préciser la nuance entre la densification des éprouvettes et la phase de densification de la courbe de compression :

- la densification des éprouvettes apparaît dès le début de la compression comme l'illustre l'équation (7), cependant cet accroissement de la densité reste relativement faible,
- la phase de densification débute lorsque la densité instantanée s'accroît brutalement (équation (7) avec $\varepsilon \geq 50$ %).

D.2.2.4 Contrainte seuil

La figure 42 décrit le comportement d'un P.S.E. de densité 19.1 kg/m^3 chargé au-delà de la contrainte seuil σ^*_s , puis déchargé totalement (nous définissons E^*_d le module tangent de déchargement sensiblement égal au module E^*). Il apparaît alors que l'échantillon ne retrouve pas ses dimensions d'origine (déformations plastiques irréversibles).

La phase de plateau de contrainte correspond donc à une phase de déformation plastique. Cette observation est confirmée par la figure 43 qui présente un essai de charge-décharge cyclique à seuil de contrainte imposé, les déformations deviennent irréversibles à partir du seuil de contrainte σ_p^* [Serratrice 94].

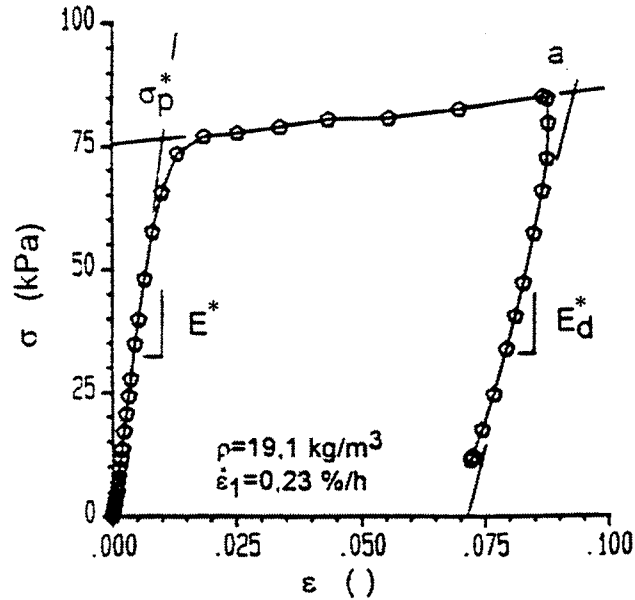


Figure 42 : Chargement et déchargement en compression d'un P.S.E., définition du module tangent de déchargement [Serratrice 94].

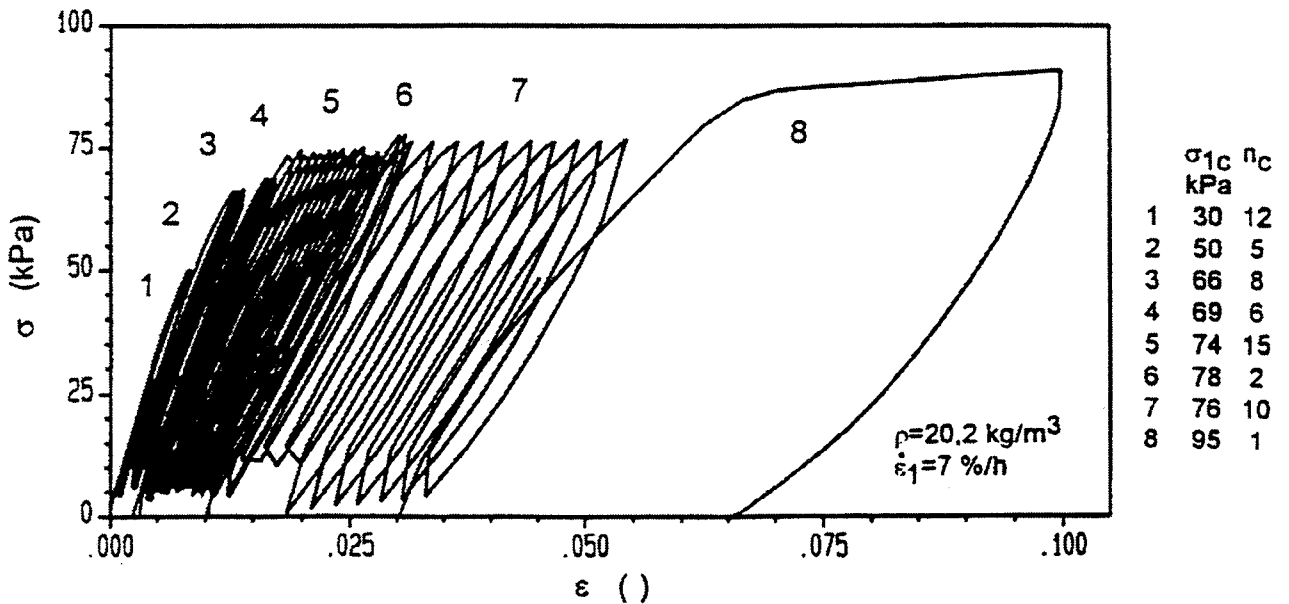


Figure 43 : Courbe charge - décharge cyclique à contrainte imposée d'un P.S.E. [Serratrice 94].

Au vu de ces résultats nous pouvons dire que, dans le cas du P.S.E., la contrainte seuil en compression peut être assimilée à la contrainte plastique. Par analogie avec les différents comportements en compression des mousses étudiées précédemment, nous pouvons conclure que le

comportement du P.S.E. est un compromis entre le comportement d'une mousse élastomère et d'une mousse élastoplastique (figure 27 et 28 avec une non-linéarité de la phase élastique).

D.2.2.5 Distribution des déformations

Pour vérifier l'homogénéité des déformations, *Babin* a étudié les variations Δb , de différents intervalles de marquage des éprouvettes, en fonction de la déformation globale (figure 44). Les résultats montrent que les déformations locales dans la partie centrale de l'éprouvette sont très proches de la déformation moyenne (figure 45) [*Babin 94*]. Les déformations importantes au niveau de la traverse mobile peuvent s'expliquer par le flambage de l'éprouvette (élancement de 2).

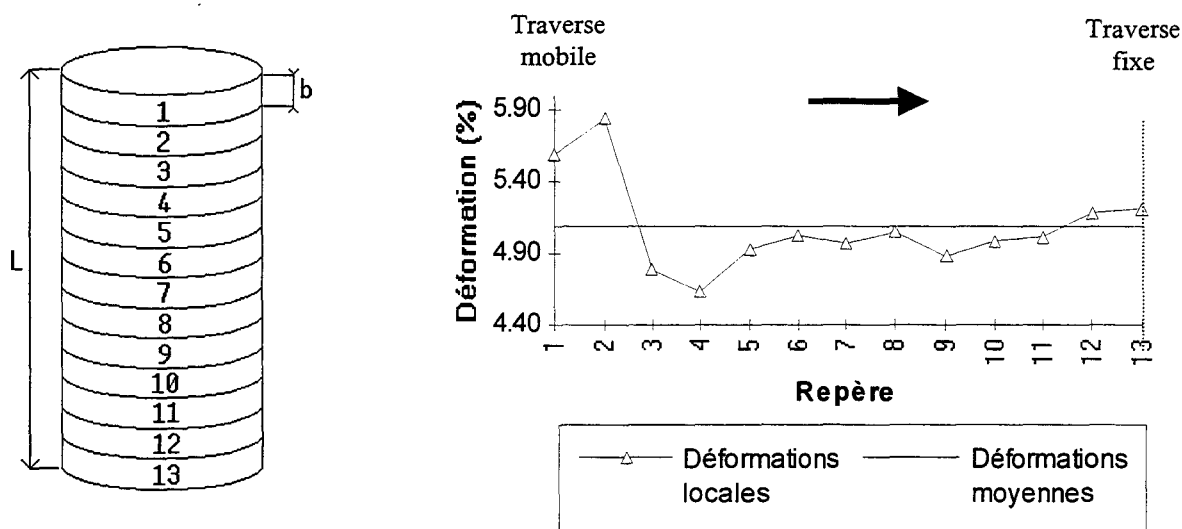


Figure 44 : Marquage des éprouvettes [*Babin 94*].

Figure 45 : Distribution des déformations sur une éprouvette de P.S.E. sollicitée en compression [*Babin 94*].

Ces résultats sont cependant à prendre avec réserve, en effet les déformations ne sont pas mesurées in situ. L'éprouvette est retirée de la machine puis analysée, elle a donc le temps de recouvrer partiellement ses déformations.

D.3 Comportement en traction

D.3.1 Traction des structures cellulaires

Les travaux relatifs à l'étude du comportement des structures cellulaires sollicitées en traction sont peu nombreux. En effet, les matériaux cellulaires ne sont pas ou peu utilisés en traction. La traction permet cependant d'étudier la qualité du matériau en évaluant les phénomènes de décohésion.

Le comportement en traction diffère de celui en compression comme l'illustre la figure 46 qui présente la superposition d'une courbe de traction et de compression dans le cas d'une mousse rigide de polyuréthane de densité 99 kg/m³. La courbe de traction est caractérisée principalement par une phase élastique linéaire avec une quasi-absence de plateau de contrainte. Ceci confère à cette mousse un comportement de type « fragile ».

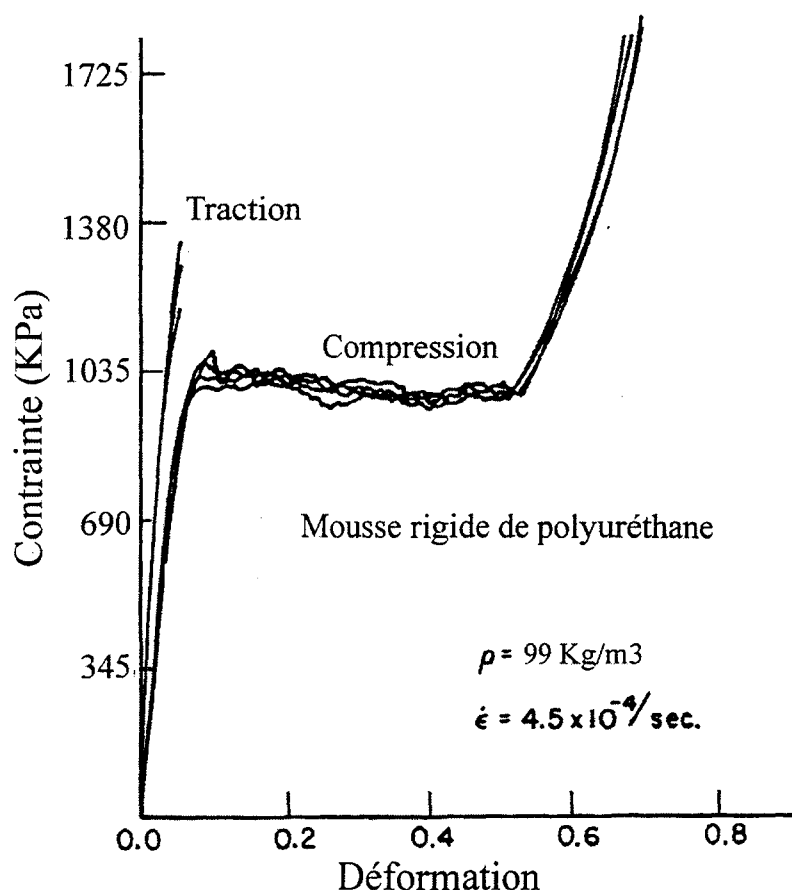


Figure 46 : Courbes « contrainte – déformation » en compression et en traction pour une mousse plastique [Patel 70].

Les études existantes montrent que selon la nature du polymère constituant la mousse la nature des phases de comportement peut varier notablement. Les comportements types dégagés lors de ces études sont présentés ci-après [Gibson 88].

D.3.1.1 Comportements types

La phase élastique, linéaire ou non, correspond à la flexion des parois des cellules et est présente quel que soit le type de mousse. La phase de plateau de contrainte est remplacée, dans le cas des mousses élastomères par une phase d'alignement des parois des cellules à un taux de déformation inférieur à celui d'apparition de la densification en compression (figure 47a)). La contrainte continue d'augmenter avec la déformation et il n'y a pas de contrainte seuil visible.

Les mousses élastoplastiques présente un palier de contrainte très court. Il est alors possible de définir une contrainte seuil correspondant à une contrainte plastique notée σ_{pl}^* . Le palier de contrainte est suivi d'une phase d'alignement des parois des cellules caractérisée par une augmentation de la contrainte avec la déformation (figure 47b)).

Les mousses élastiques fragiles quant à elles se rompent brutalement. La contrainte seuil est alors définie comme étant la contrainte à rupture σ_r^* (figure 47c)) [Gibson 82a ; Gibson 88].

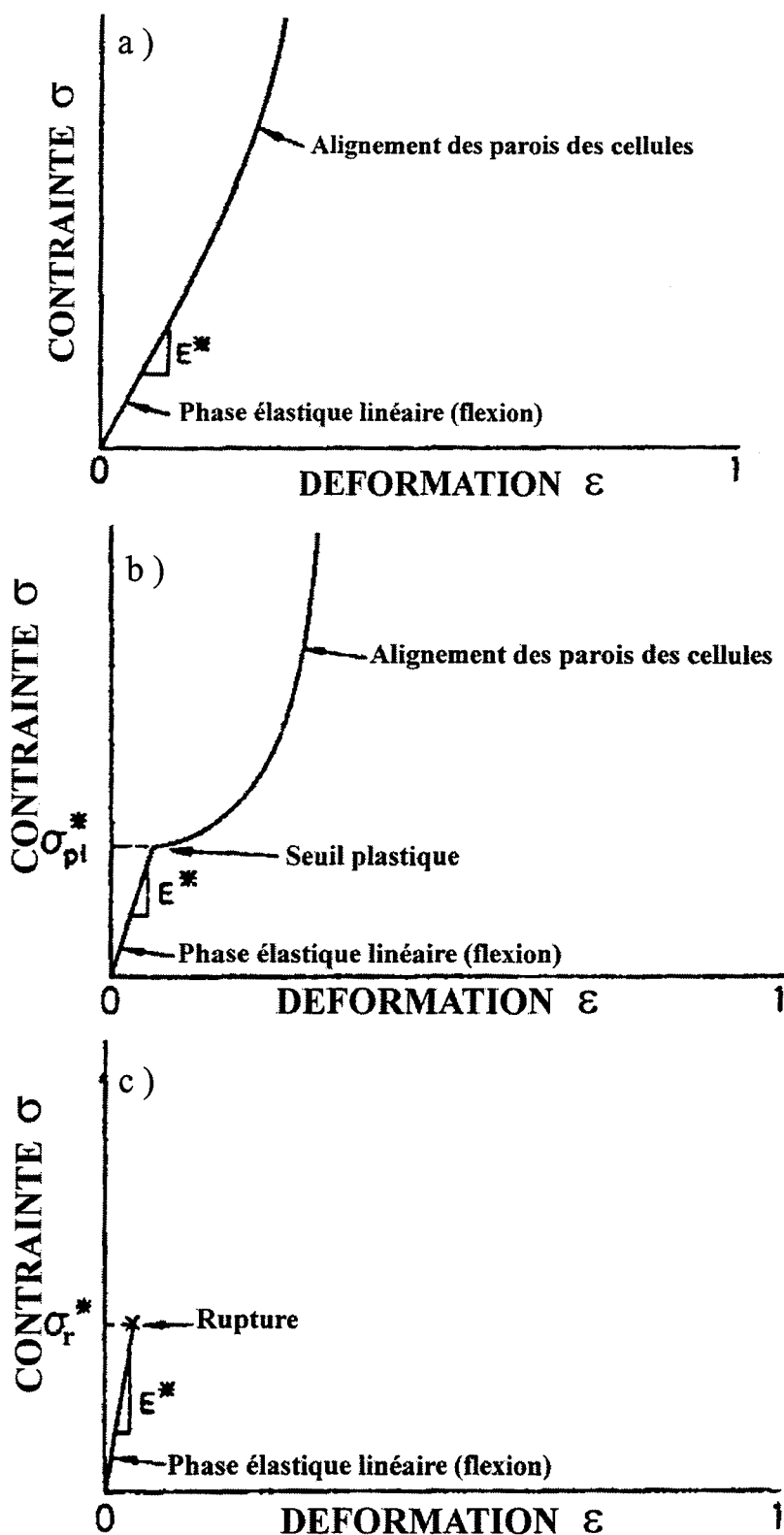


Figure 47 : Courbe « contrainte – déformation » en traction pour une mousse élastomère a) ; une mousse élastoplastique b) ; une mousse élastique fragile c) [Gibson 82a ; Triantafillou 90].

La figure 48 présente le comportement en traction d'une mousse élastomère de polyéthylène de densité 71 kg/m^3 , d'une mousse élastoplastique de polyuréthane rigide de densité 96 kg/m^3 et d'une mousse fragile d'aluminium de densité 135 kg/m^3 . Sur chacune des courbes, nous pouvons remarquer l'existence d'une phase élastique ainsi que l'apparition d'une baisse de la croissance de

contrainte à un seuil σ_{pl}^* (non défini dans les comportements types). La phase débutant au seuil de contrainte est peu étendue et varie selon le type de matériau.

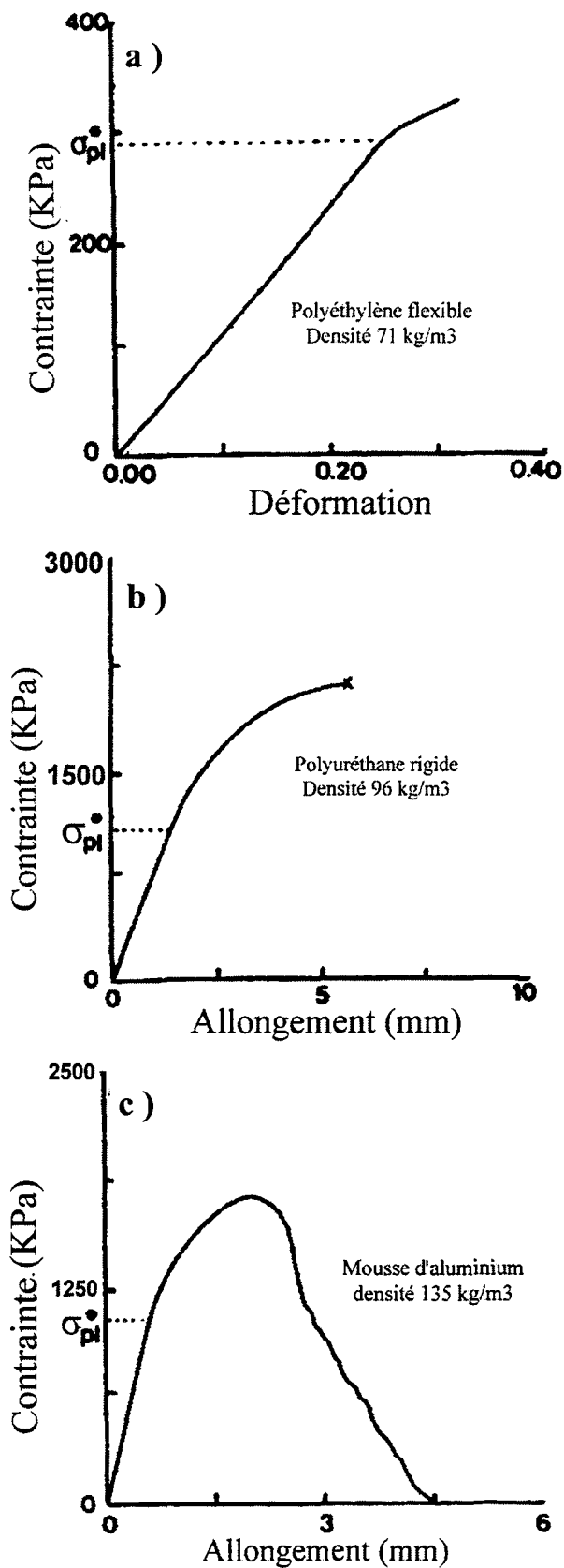


Figure 48 : Exemple de comportement en traction d'une mousse : a) élastomère, b) élastoplastique, c) fragile [Triantafillou 89].

Ces exemples montrent que les comportements des mousses qu'elles soient élastomères, élastoplastiques ou fragiles, semblent être identiques à savoir :

- I : phase élastique linéaire ou non définie par la pente de la courbe à l'origine,
- II : phase plastique définie par une contrainte plastique σ_p^* . La contrainte plastique est prise au point de décollement de la courbe de la tangente à l'origine. La phase plastique se termine par la rupture de l'échantillon (figure 49).

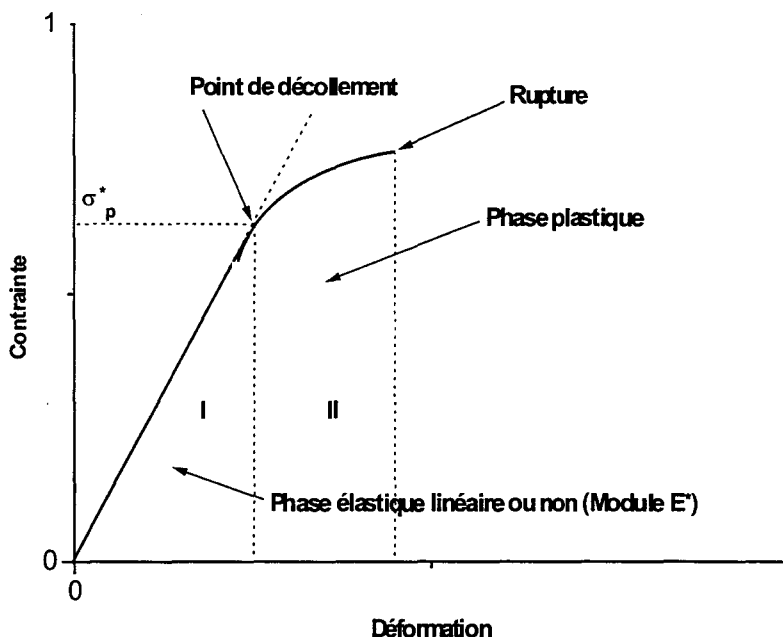


Figure 49 : Comportement type des mousses en traction.

D.3.2 Décohésion du polystyrène expansé

Les essais utilisés dans l'industrie pour caractériser la décohésion du P.S.E. sont de deux types :

- essais de flexion trois points définis par la recommandation *ACERMI*,
- essais de traction définis par la norme *N.F. T56-201*.

Ces essais permettent de mesurer la qualité du matériau en terme de décohésion et de mesure de la charge à rupture. Nous présentons dans le tableau 4 différentes valeurs de la littérature pour le module tangent initial et la contrainte à la rupture du P.S.E. sollicité en flexion et en traction.

ρ^* (kg/m ³)	Traction		Flexion	
	E^* (KPa)	σ_s^* (KPa)	E^* (KPa)	σ_s^* (KPa)
15	-	145 à 240	9000 à 26000	170 à 241
20		250 à 320		250 à 300
30		310 à 520		379 à 517
80		1020 à 1186		-

Tableau 4 : Caractéristiques mécaniques du P.S.E. sollicité en traction et en flexion [Dorlot 86 ; Badguerahanian ; Rosato 93 ; Ashby 97].

Nous constatons que globalement, la contrainte seuil augmente avec la densité que ce soit en flexion ou en traction. Les valeurs de la contrainte seuil sont situées dans le même intervalle de dispersion pour les deux types de sollicitations. Cette remarque montre, qu'a priori, la flexion et la traction sont capables de fournir la même information relative à la décohésion du P.S.E.. La dispersion des valeurs des contraintes seuils peut s'expliquer par la complexité des mécanismes conduisant à la rupture du P.S.E..

E. Paramètres influençant le comportement mécanique

Les propriétés mécaniques des matériaux cellulaires dépendent des paramètres suivants [Benning 69b ; Patel 70 ; Gibson 89 ; Chen 94] :

- la masse volumique apparente ρ^* de la mousse et la densité relative ρ^*/ρ_s ou ρ_s est la densité du matériau constituant l'ossature des cellules. Cette densité relative est équivalente à la fraction volumique f de matériau dans la mousse. Elle peut être reliée simplement à E^*/E_s avec E^* et E_s respectivement les modules d'élasticité de la mousse et du matériau constituant les cellules, de même pour σ_s^*/σ_{s_s} [Harding 65 ; Moore 74 ; Mehta 76 ; Throne 85 ; Gibson 89],
- l'arrangement des cellules dans la mousse (distribution, nombre n de cellules par m^3),
- la géométrie des cellules et l'épaisseur de leurs parois [Allen Blair 67 ; Gibson 89 ; Brezny 90a ; Lin 91 ; Clutton 92].

Dans le cas des mousses cellulaires comportant des billes (polystyrène expansé), les propriétés mécaniques de la mousse dépendent aussi du degré de consolidation (fusion, soudage) entre les billes [Stupak 91a ; Stupak 91b]. Celui-ci dépend de la température, de la pression, du temps de moulage ainsi que de la quantité d'agent porogène présente dans les perles expansibles [Benning 69a ; Sarlin 87]. Le degré de fusion entre les billes est aussi fonction de la masse moléculaire du matériau.

E.1 Structures cellulaires

E.1.1 Influence de la densité

Nous avons présenté dans la partie §D.2. des courbes décrivant l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour différentes mousses (figure 34 et 35). Ces courbes mettent en évidence l'influence de la densité sur le comportement mécanique des mousses :

- augmentation du module tangent initial avec l'augmentation de la densité,
- augmentation de la contrainte seuil et donc de la hauteur du plateau de contrainte avec la densité,
- diminution de la déformation marquant le début de la phase de densification avec l'augmentation de la densité.

Ces constatations sont confirmées par les travaux de Benning, Vidyarthi & Al. et Throne. Ces auteurs montrent l'évolution croissante du module et de la contrainte seuil en fonction de la densité [Benning 69c ; Vidyarthi 84 ; Throne 85] (figure 50a) et b), figure 51).

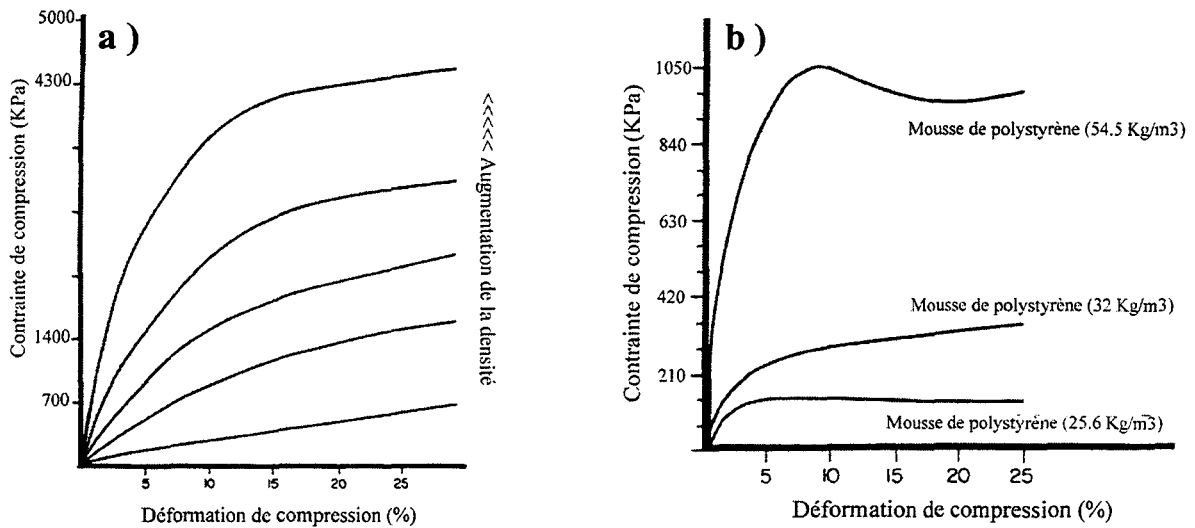


Figure 50 : Courbe « contrainte – déformation » en compression pour des mousses de densités croissantes [Benning 69c].

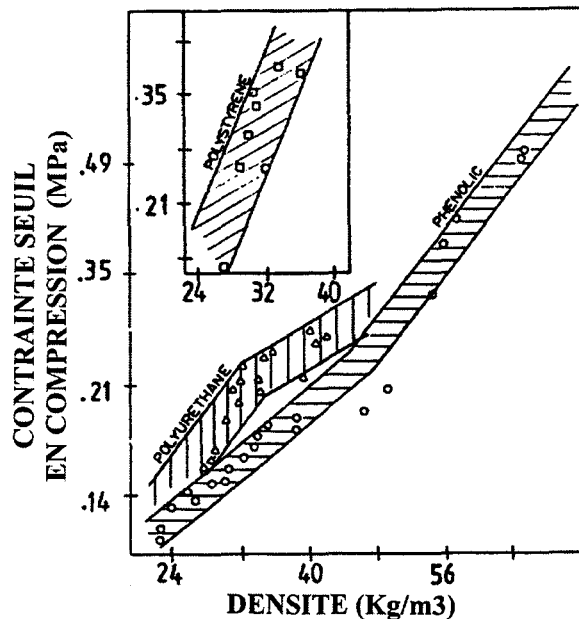


Figure 51 : Evolution de la contrainte seuil en compression en fonction de la densité pour différentes mousses [Vidyarthi 84].

Tous ces phénomènes peuvent s'expliquer simplement en termes de quantité de matière contenue dans la mousse. Plus la mousse est dense, plus son comportement mécanique se rapproche du comportement mécanique du polymère qui la constitue. Plus la densité augmente et plus le module E^* sera important de même que la contrainte seuil et la hauteur du plateau de contrainte. En ce qui concerne la densification, plus la mousse est dense et moins elle contient d'air, la déformation du début de densification est atteinte plus rapidement que pour une mousse de plus faible densité.

La figure 52 présente les valeurs du module tangent et de la contrainte à 5 % de déformation, assimilable à la contrainte seuil, en fonction de la densité de différents matériaux cellulaires. Nous

constatons que plus la densité est élevée plus les caractéristiques mécaniques des mousses sont importantes.

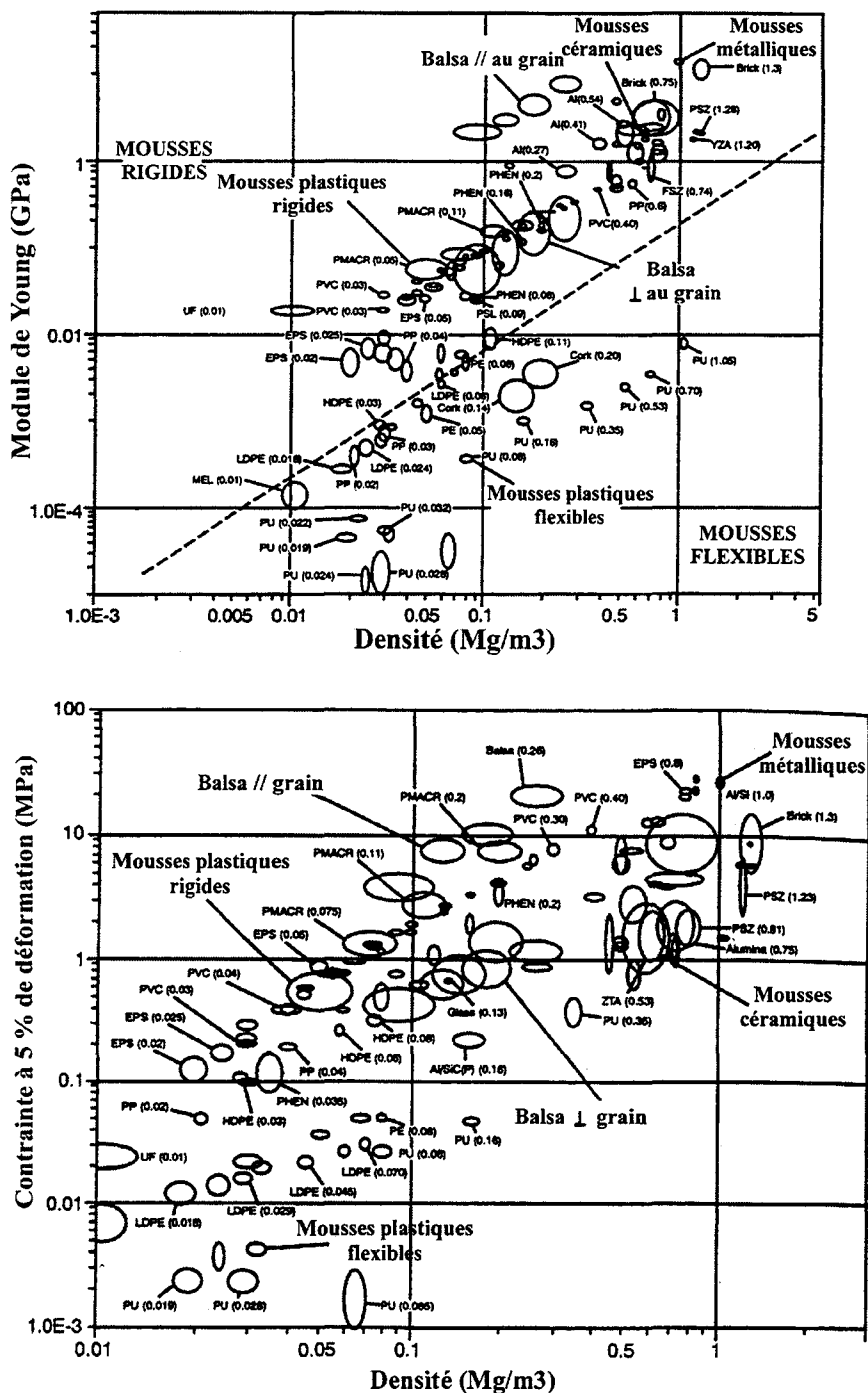


Figure 52 : Evolution du module tangent et de la contrainte de compression à 5% en fonction de la densité pour différentes mousses [Ashby 97].

E.1.1.1 Modélisation phénoménologique

De nombreux auteurs ont déjà souligné l'importance de la densité sur le comportement mécanique des mousses. Ainsi, plusieurs relations empiriques ont été proposées permettant de corréler les caractéristiques mécaniques relatives de la mousse et du polymère la constituant avec la densité

relative. Ces modèles introduisent des fonctions de type puissance que nous pouvons représenter sous la forme suivante :

$$(5) \quad \frac{X^*}{X_s} = A \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^B$$

A et B sont des constantes déterminées expérimentalement et X désigne le paramètre mécanique étudié (E^* , σ_s^* ...).

Dans la suite de ce paragraphe, nous présentons les principaux modèles proposés pour évaluer les paramètres mécaniques des matériaux alvéolaires en fonction de leur densité.

Gent & Al. (59) ont étudié le comportement des mousses plastiques isotropes à cellules ouvertes. Les auteurs proposent de relier le module tangent initial relatif avec la densité relative à l'aide d'une fonction puissance de la forme :

$$(6) \quad \frac{E^*}{E_s} = \left(\frac{\beta^4}{3 + \beta} \right)^{1/3} \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{1/3}$$

β est un paramètre qui caractérise la dimension d'une cellule. Sa valeur dépend de la densité de la mousse et varie de 0 à 0.8 [Gent 59 ; Gent 63].

La figure 53 présente un exemple de corrélation du module tangent relatif avec la densité relative en utilisant ce modèle. Nous remarquons que *Gent & Al.* auraient pu proposer une fonction linéaire pour représenter l'évolution du module tangent relatif en fonction de la densité relative.

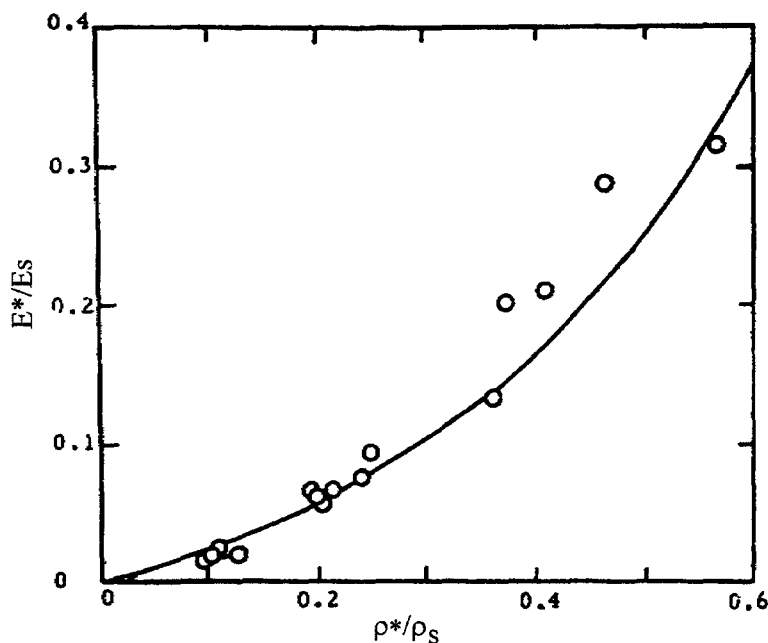


Figure 53 : Evolution du module tangent relatif d'une mousse plastique en fonction de sa densité relative, la courbe continue représente le modèle [Gent 59 ; Gent 63].

Patel & Al (70) pour leur part ont réalisé une étude portant sur les mousses plastiques à cellules ouvertes. Le module tangent initial et la contrainte seuil peuvent être corrélés à la densité de la mousse par la fonction puissance suivante¹⁵ :

$$(7) \quad E^* \text{ ou } \sigma^* = A(\rho^*)^B$$

La valeur de A dépend du matériau et du paramètre mécanique étudié. L'exposant B quant à lui est indépendant du matériau mais dépendant du paramètre mécanique étudié, sa valeur varie de 0.66 à 2.06. La figure 54 présente l'évolution de la contrainte seuil en compression et de la contrainte à rupture en traction d'une mousse rigide de polyuréthane, ainsi que les paramètres du modèle (A et B). Dans ce cas, l'exposant B est égale à 0.66 pour les deux sollicitations tandis que le coefficient A passe de 1022 pour la compression à 568 pour la traction.

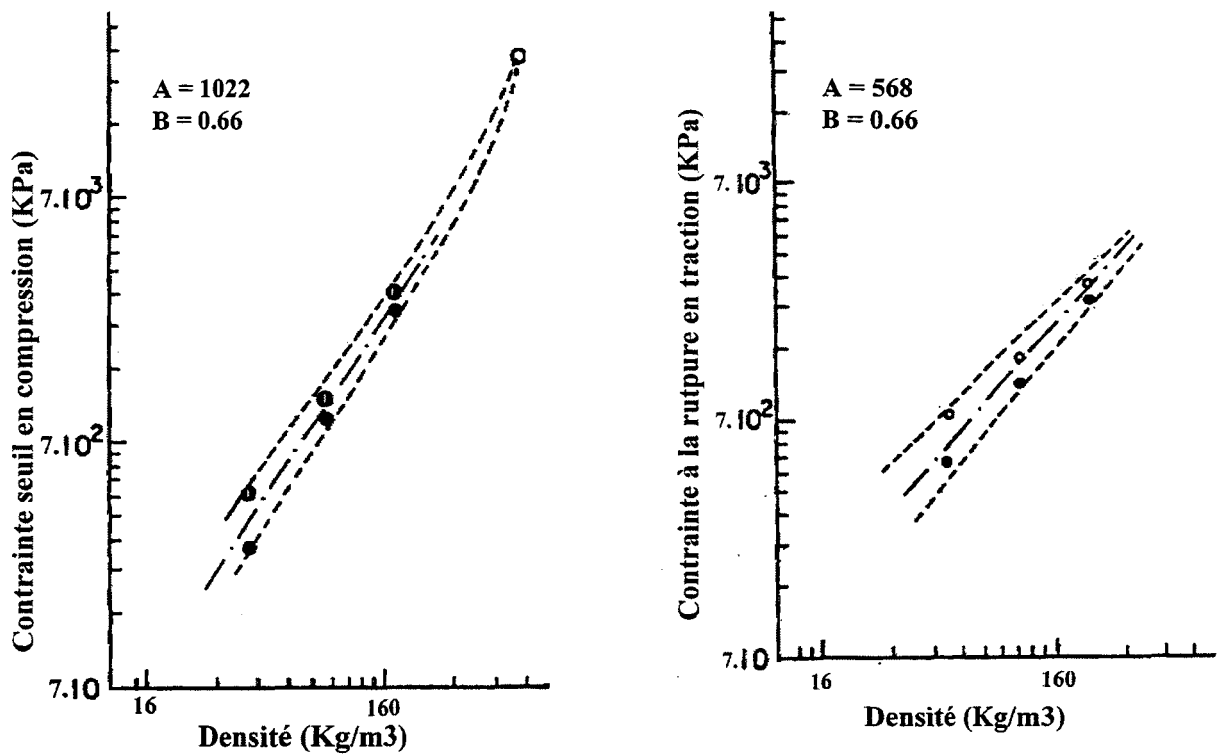


Figure 54 : Evolution de la contrainte seuil en compression et de la contrainte à rupture en traction en fonction de la densité relative pour une mousse rigide de polyuréthane à cellules ouvertes [Patel 70].

Mehta & Al (76) se sont intéressés à l'étude des mousses plastiques anisotropes à cellules ouvertes. Les auteurs relient le module tangent initial relatif avec la densité relative suivant une relation linéaire [Mehta 76] :

$$(8) \quad \frac{E_s}{E^*} = -\frac{1}{\zeta} + \frac{\rho_s}{\rho^*} \left(1 + \frac{1}{\zeta} \right)$$

Le facteur ζ caractérise l'orientation (anisotropie) et la géométrie des cellules.

¹⁵ Ce modèle n'est pas cohérent d'un point de vue dimensionnel.

La figure 55 présente l'évolution du module tangent initial en fonction de la densité pour une mousse de polystyrène extrudé sollicitée suivant le sens Long (M.D.) et le sens Travers (T.D.).

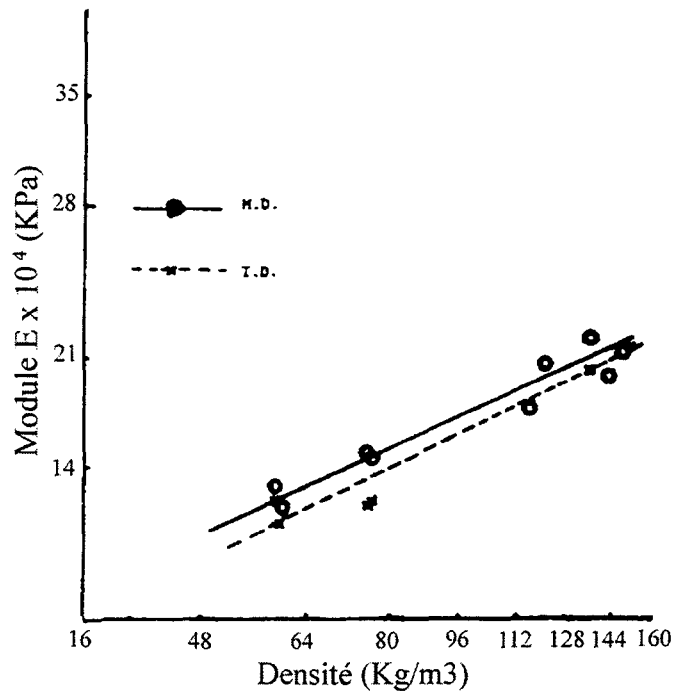


Figure 55 : Evolution du module tangent initial d'une mousse de polystyrène extrudé en fonction de sa densité, les deux droites représentent le modèle suivant les deux directions de sollicitation [Mehta 76].

Gibson & Al (88) ont travaillé sur les mousses plastiques isotropes ou anisotropes à cellules ouvertes ou fermées, Dans le cas des mousses isotropes à cellules ouvertes, les auteurs corrélient les caractéristiques mécaniques relatives avec la densité relative suivant des lois puissances :

Module tangent initial :

$$(9) \quad \frac{E^*}{E_s} = c_1 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2 \approx \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2$$

Contrainte seuil pour une mousse élastomère :

$$(10) \quad \frac{\sigma_{el}^*}{E_s} = c_2 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2 \approx 0.05 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^2$$

Contrainte seuil pour une mousse élastoplastique :

$$(11) \quad \frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_{pl_s}} = c_3 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}} \approx 0.3 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}}$$

Contrainte seuil pour une mousse fragile :

$$(12) \quad \frac{\sigma_r^*}{\sigma_{rs}} = c_4 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}} \approx 0.65 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}}$$

Déformation de densification :

$$(13) \quad \varepsilon_D = 1 - c_6 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right) \approx 1 - 1.4 \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)$$

Les coefficients c_i sont des facteurs relatifs à la géométrie des cellules et dépendent uniquement du paramètre mécanique étudié. L'utilisation de facteurs géométriques évite le calcul complexe de la dépendance des caractéristiques mécaniques vis à vis de la géométrie des cellules. Les figures 56, 57 et 58 illustrent le modèle proposé.

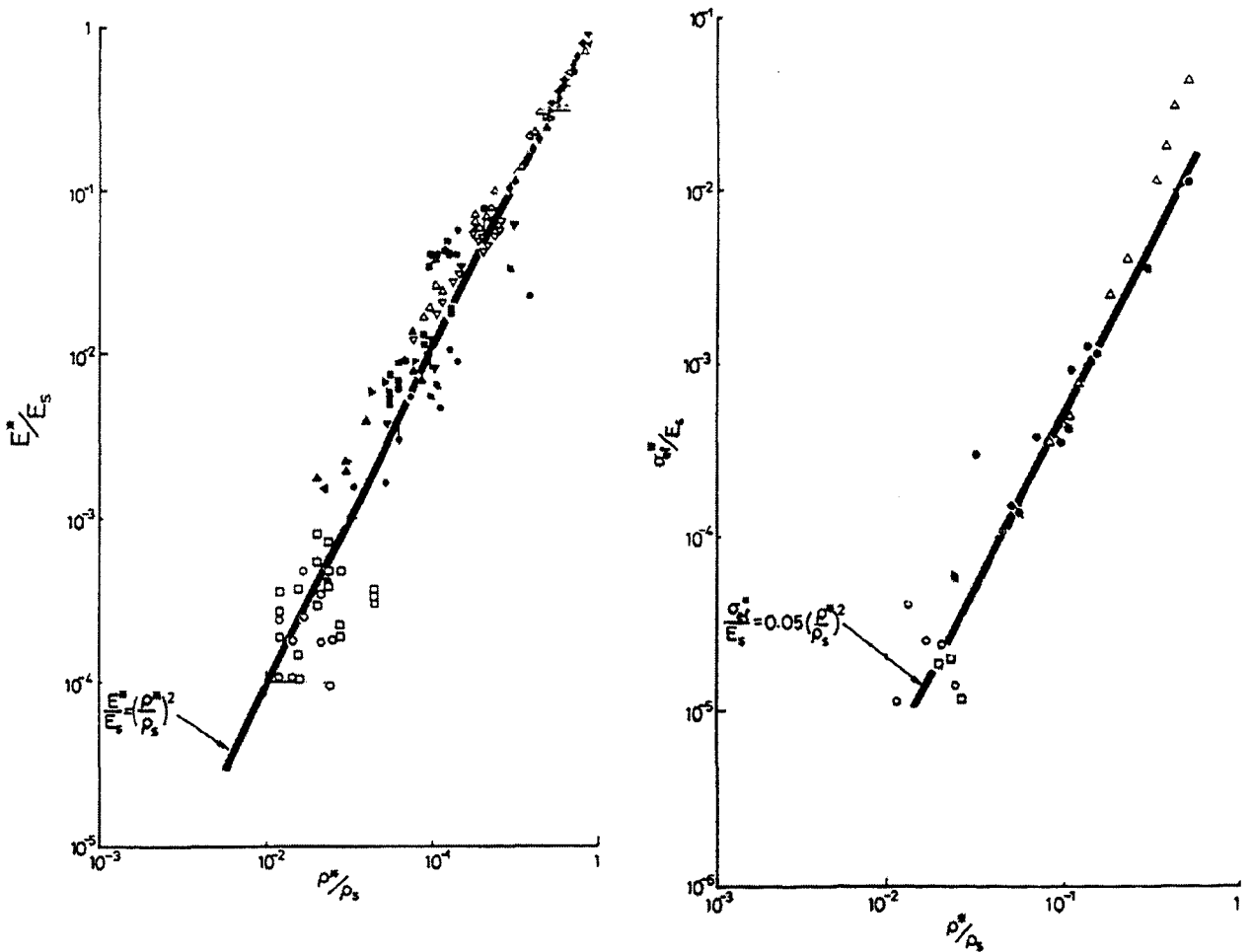


Figure 56 : Module tangent et contrainte élastique relatifs en fonction de la densité relative [Gibson 89].

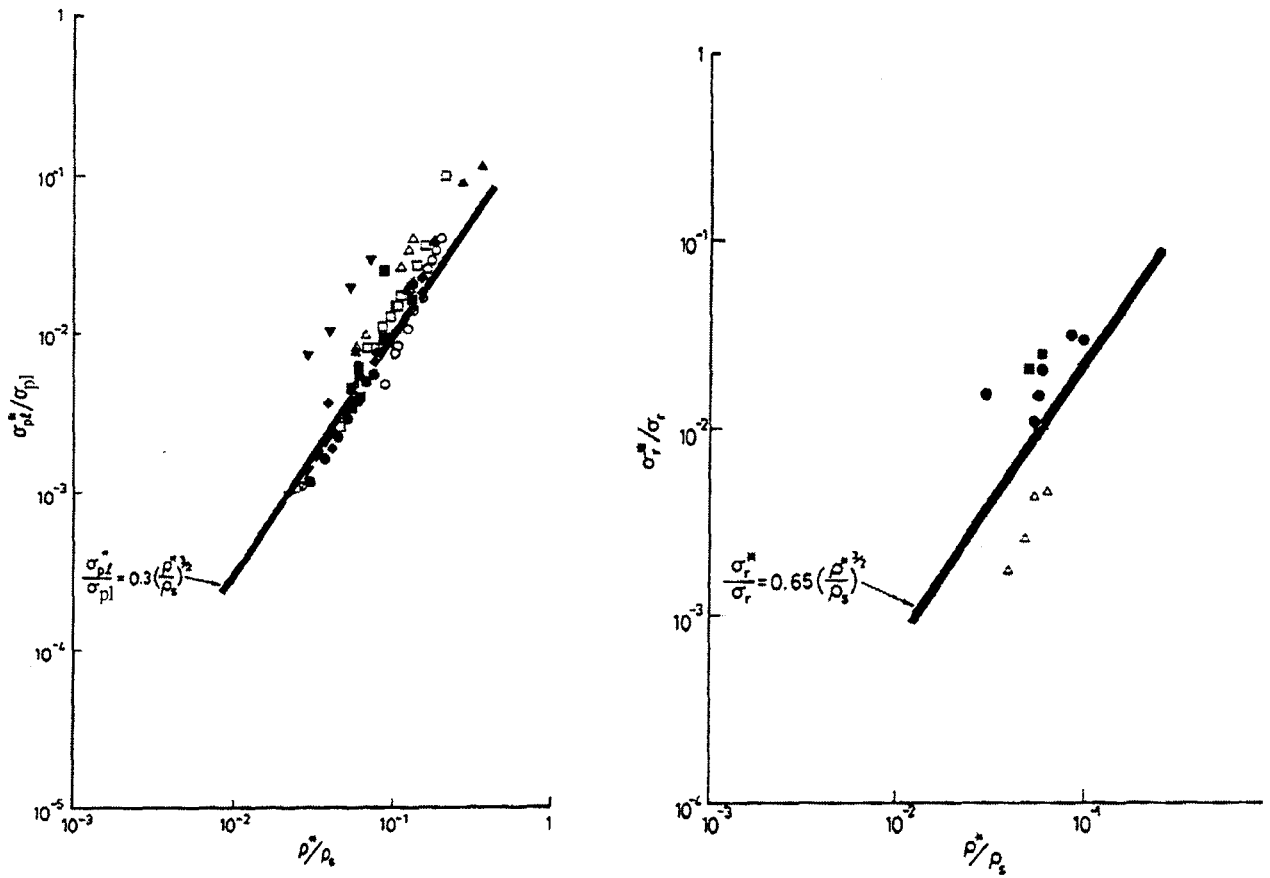


Figure 57 : Contrainte plastique et de rupture fragile relatives en fonction de la densité relative [Gibson 89].

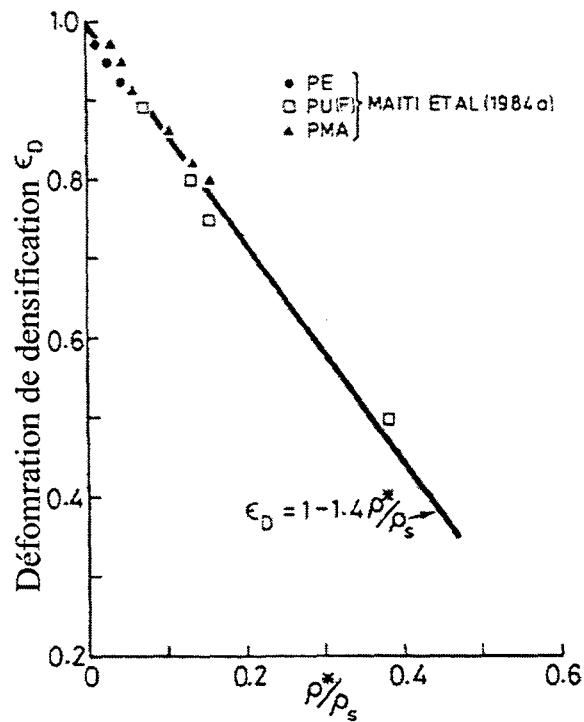


Figure 58 : Déformation de densification en fonction de la densité relative [Gibson 88].

Ozkul & Al (93) ont proposé d'utiliser le modèle de *Gibson & Al.* dans le cas des mousses microcellulaires à cellules ouvertes :

$$(14) \quad \frac{X^*}{X_s} = C \left(\frac{\rho^*}{\rho_s} \right)^n$$

Les valeurs de C et de n sont celles proposées par *Gibson & Al.* (équations (9) et (11)) :

- C = 1 et n=2 si X=E,
- C = 0.3 et n=3/2 si X=σ_p.

Nous remarquons que le modèle proposé ne semble pas adapté aux mousses microcellulaires (figure 59). Cette constatation montre que les paramètres C et n du modèle de *Gibson & Al.* ne peuvent être généralisés à toutes les mousses.

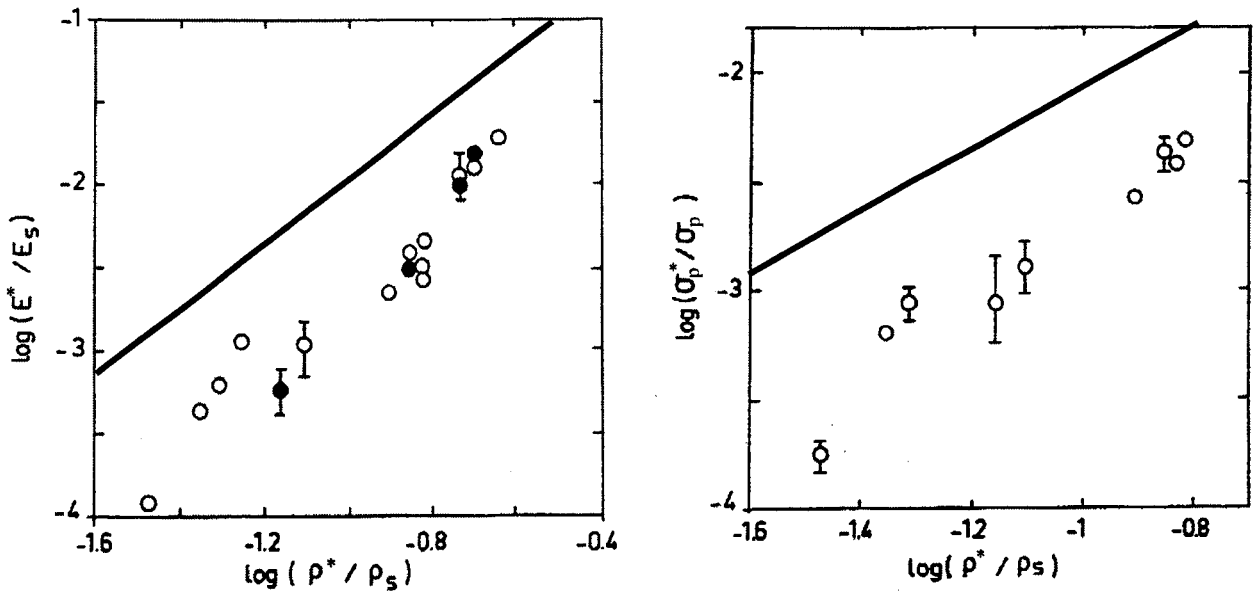


Figure 59 : Module tangent initial relatif et contrainte seuil relative d'une mousse microcellulaire en fonction de sa densité relative, les droites représentent le modèle de *Gibson & Al.* [Ozkul 93].

E.1.2 Influence de la cellularité

Nous rappelons que la cellularité est définie par le diamètre moyen des cellules constituant la mousse. Elle représente une de ses caractéristiques structurales. La figure 60 montre que le module tangent initial et la contrainte seuil en flexion semblent indépendants de la cellularité [*Brezny 90b*]. A première vue, nous concluons que la cellularité n'a pas d'influence sur le comportement mécanique des mousses plastiques. Cette constatation peut être expliquée par le fait que la cellularité n'est pas liée directement à la densité. En effet, nous avons montré que seul le rapport e/c évolue avec la densité.

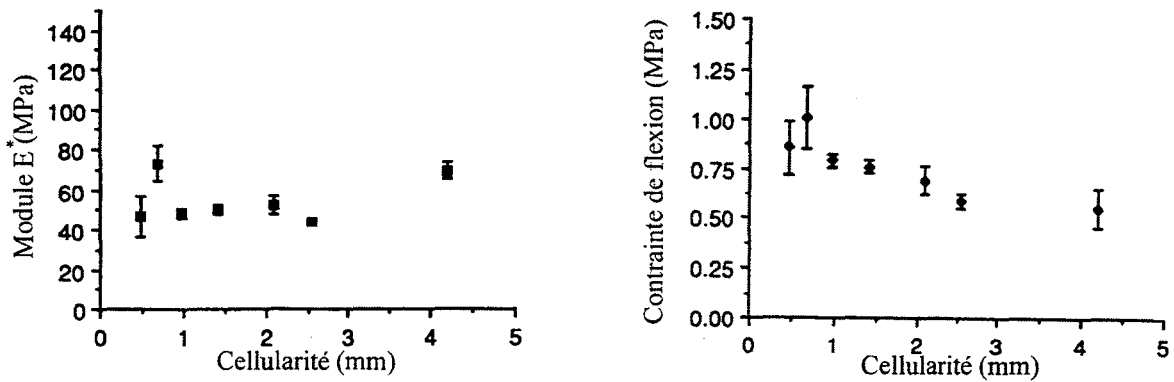


Figure 60 : Influence de la cellularité sur le module tangent et la contrainte seuil en flexion d'une mousse de carbone [Brezny 90b].

E.1.3 Influence de la fraction cellules ouvertes – cellules fermées

La figure 61 décrit le comportement en compression d'une mousse de polyéthylène, de densité 36.84 kg/m^3 , ayant des pourcentages de cellules ouvertes variant de 30 à 96 %. Trois conclusions s'imposent [Benning 69c] :

- le module tangent initial diminue considérablement avec l'augmentation du pourcentage de cellules ouvertes, pour des pourcentages de cellules ouvertes élevés, la phase élastique est quasi inexistante,
- la contrainte de compression diminue avec l'augmentation du pourcentage de cellules ouvertes,
- la déformation de début de la phase de densification augmente avec l'accroissement du pourcentage de cellules ouvertes.

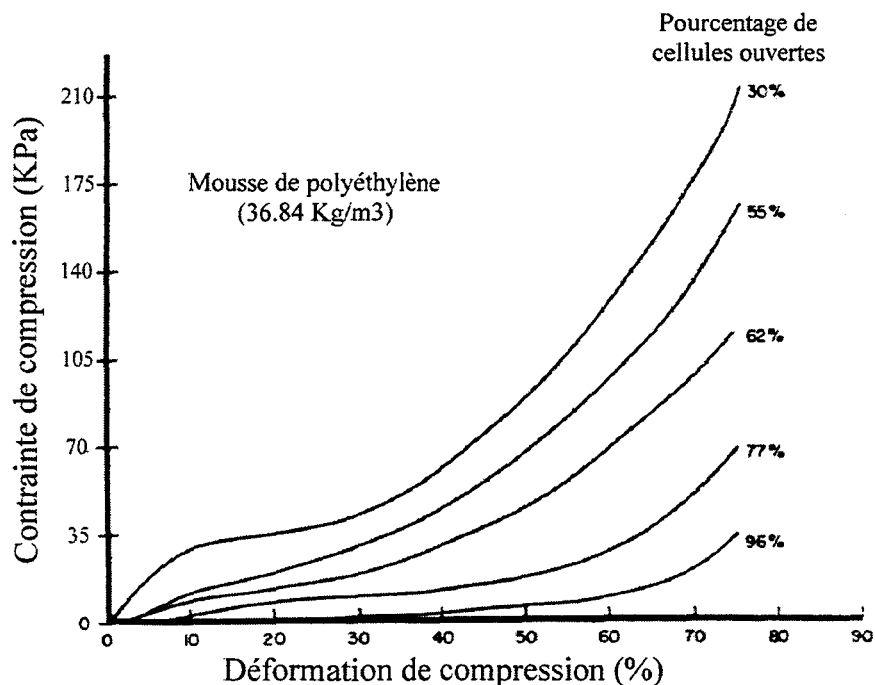


Figure 61 : Courbe « contrainte – déformation » pour différents pourcentages de cellules ouvertes [Benning 69c].

Ces constatations peuvent s'expliquer par le fait que plus le pourcentage de cellules ouvertes est important, plus l'air peut s'écouler facilement, la résistance du matériau est donc amoindrie et la structure cellulaire s'effondre rapidement. Ceci suggère que la contribution de la phase gazeuse est primordiale à la phase élastique et plus généralement au comportement global du matériau.

E.1.4 Influence de la vitesse de sollicitation

Des essais d'impact sur différentes mousses plastiques à des vitesses de 50 à 33000 cm/mn montrent qu'il y a une légère influence de la vitesse sur la force maximale. Cette influence reste cependant très faible. En effet une augmentation de la vitesse d'environ 60000 % entraîne une augmentation de la contrainte maximale de 1 à 25 % [Melvin 71].

Type	$\epsilon_{\text{maximale}}$ (%)	Contrainte maximale (KPa)		
		50 cm/mn	5000 cm/mn	33000 cm/mn
Polyéthylène (37 kg/m ³)	46	108	139	150
Polyéthylène (106 kg/m ³)	48	412	417	535
Polyéthylène (144 kg/m ³)	45	594	738	910
Polystyrène (17 kg/m ³)	46	325	334	342
Polystyrène (53 kg/m ³)	45	972	1223	1209
Polyuréthane (24 kg/m ³)	47	253	284	289

Tableau 5 : Influence de la vitesse d'un essai d'impact sur la contrainte maximale [Melvin 71]

La figure 62 décrit l'influence de la vitesse en compression dans le cas d'une mousse élastomère de polyéthylène. La contrainte seuil augmente assez peu par rapport à l'accroissement de la vitesse de déformation de même que le module tangent initial. Ces résultats confirment ceux décrits au tableau 5 [Gibson 88]. La vitesse de sollicitation semble donc avoir une influence négligeable sur le comportement mécanique des matériaux cellulaires (figure 63).

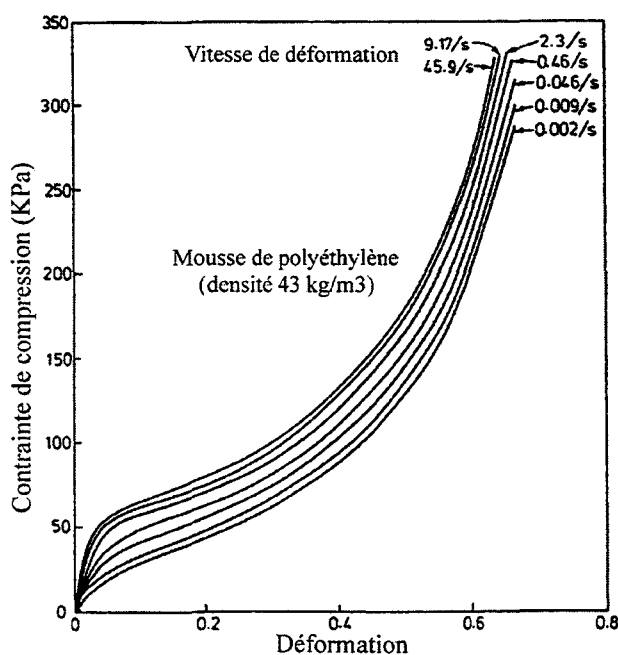


Figure 62 : Influence de la vitesse en compression sur une mousse de polyéthylène [Gibson 88].

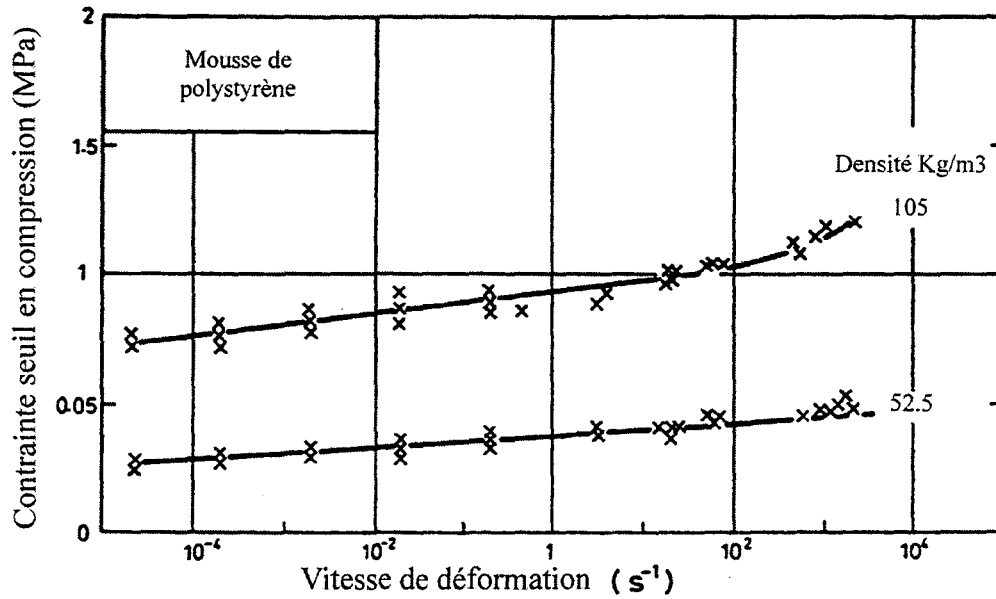


Figure 63 : Influence de la vitesse sur la contrainte seuil de compression d'un polystyrène extrudé [Gibson 88].

E.2 Cas du polystyrène expansé

E.2.1 Influence de la densité

La densité est un paramètre qui influence fortement le comportement mécanique du P.S.E. En effet le module tangent initial et le seuil de plasticité σ_p^* augmentent quasi linéairement en fonction de la densité (figures 64, 65 et 66) [Benning 69b ; Chan 71 ; Magnan 89 ; Serratrice 94 ; Lefebvre 94].

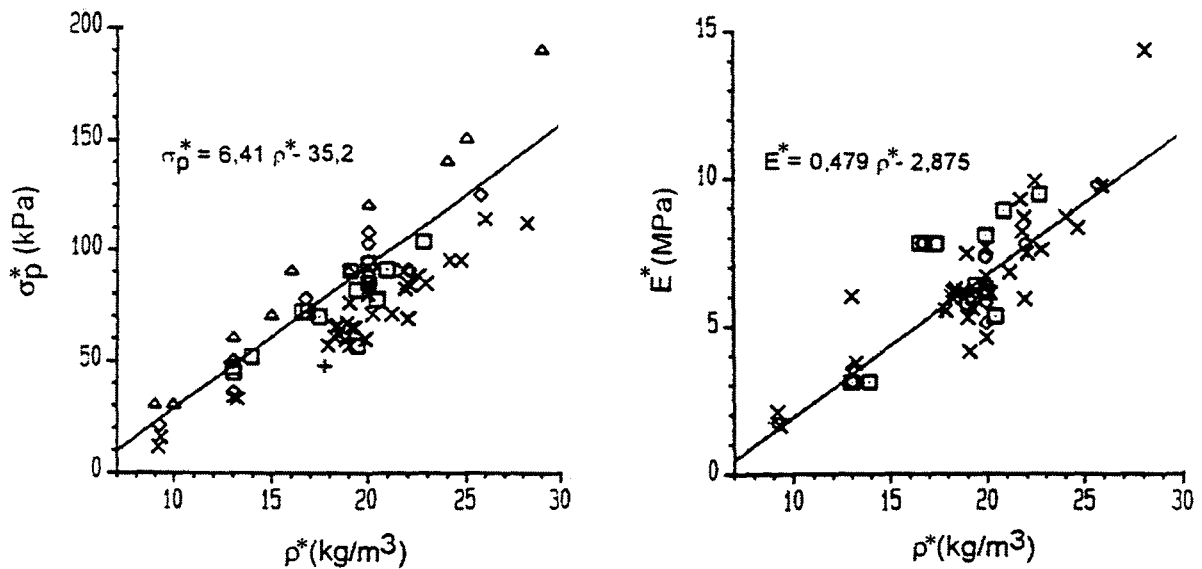


Figure 64 : Effet de la densité sur la contrainte seuil et le module tangent initial [Magnan 89 ; Serratrice 94].

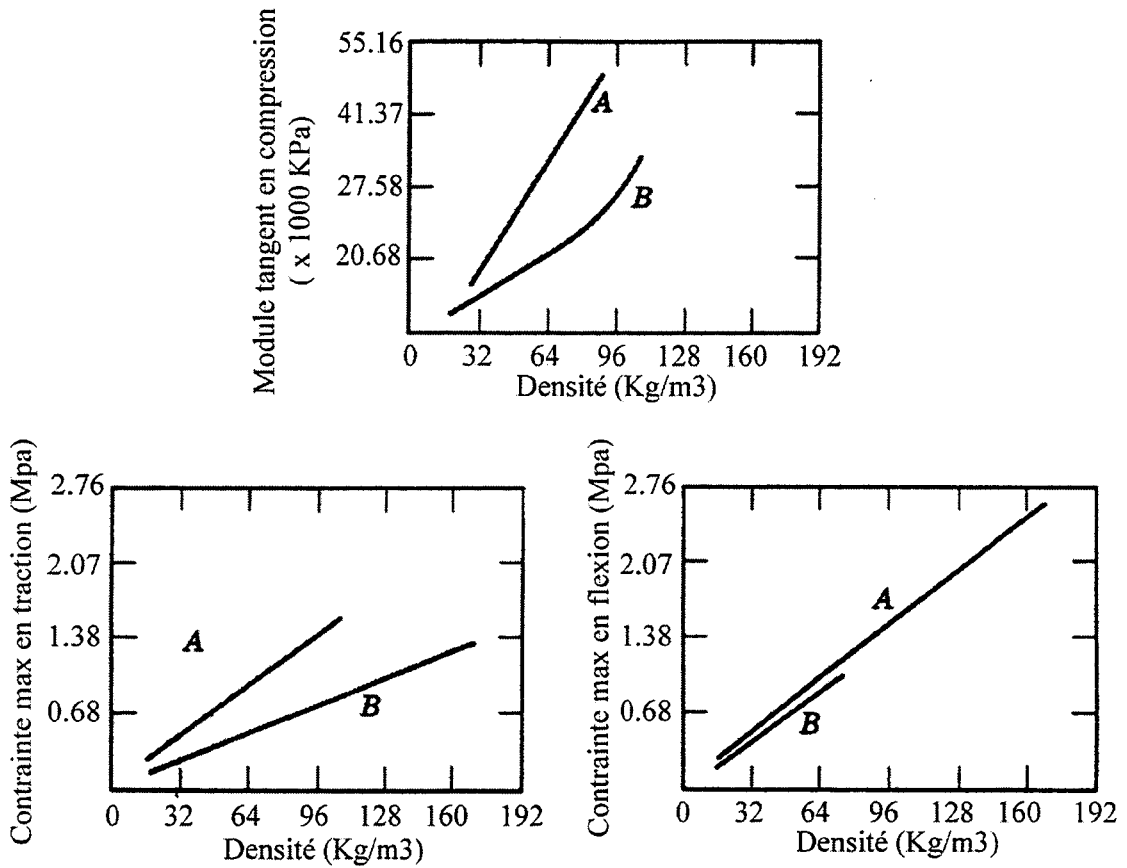


Figure 65 : Evolution de caractéristiques mécaniques de polystyrènes extrudés (A) et expansés (B) en fonction de la densité [Benning 69b].

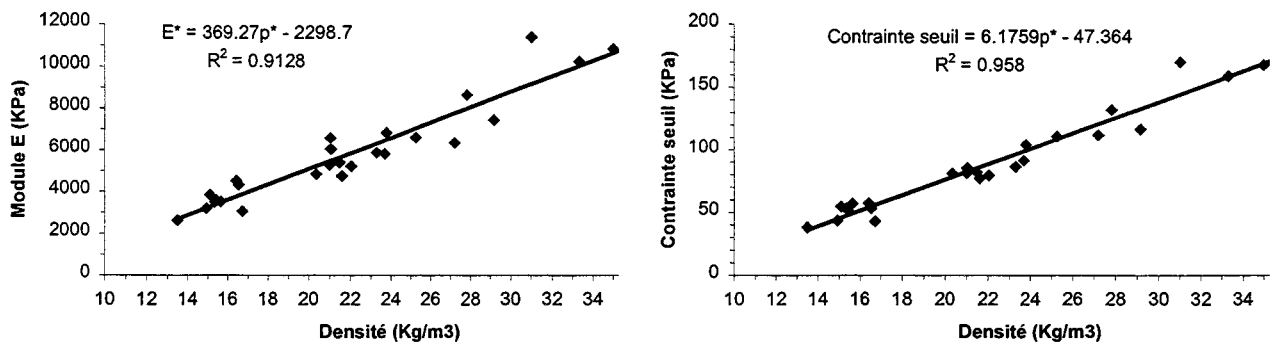


Figure 66 : Influence de la densité sur le module E^* et la contrainte seuil [Lefebvre 94].

Les relations appliquées sont de types linéaires, nous constatons que les paramètres des régressions linéaires proposées par Magnan, Serratrice et Lefebvre sont proches de ceux proposés par la norme sur la contrainte à 10 %. Ce type de relations a été développé dans un souci de répondre à des besoins industriels de qualité et donc de prédiction des caractéristiques mécaniques d'un bloc de densité connu. Les différences entre les valeurs des régressions de Magnan, Serratrice et Lefebvre sont très faibles, les résultats obtenus semblent donc corrects et ne nécessite pas a priori l'utilisation de modèles plus complexes.

E.2.2 Influence de la vitesse de sollicitation

La vitesse de chargement a peu d'influence sur le comportement mécanique du P.S.E. lors des essais de compression simple. Lorsque la vitesse de déformation augmente le module instantané E^* varie peu, comme le montre la figure 67 et 68, alors que la contrainte de plasticité croît légèrement [Shaw 66 ; Magnan 89 ; Armbruster 93 ; Serratrice 94].

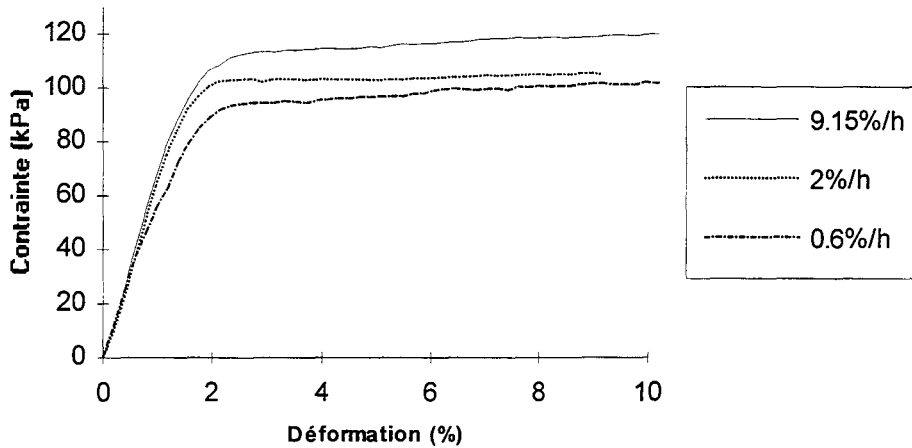


Figure 67 : Effet de la vitesse de déformation en compression simple sur du P.S.E. (densité : 25 kg/m^3) [Armbruster 93].

La figure 68 présente des essais de « chargement - déchargement » en compression à des vitesses de déformation variant de 0.024 à 12 %/h. Le module tangent initial n'augmente pas. La contrainte seuil et donc la hauteur du plateau de contrainte semblent par contre s'accroître légèrement. Cet accroissement reste cependant relativement faible par rapport à l'augmentation des vitesses de déformation. Nous retrouvons ces constatations dans les travaux de Magnan (figure 69).

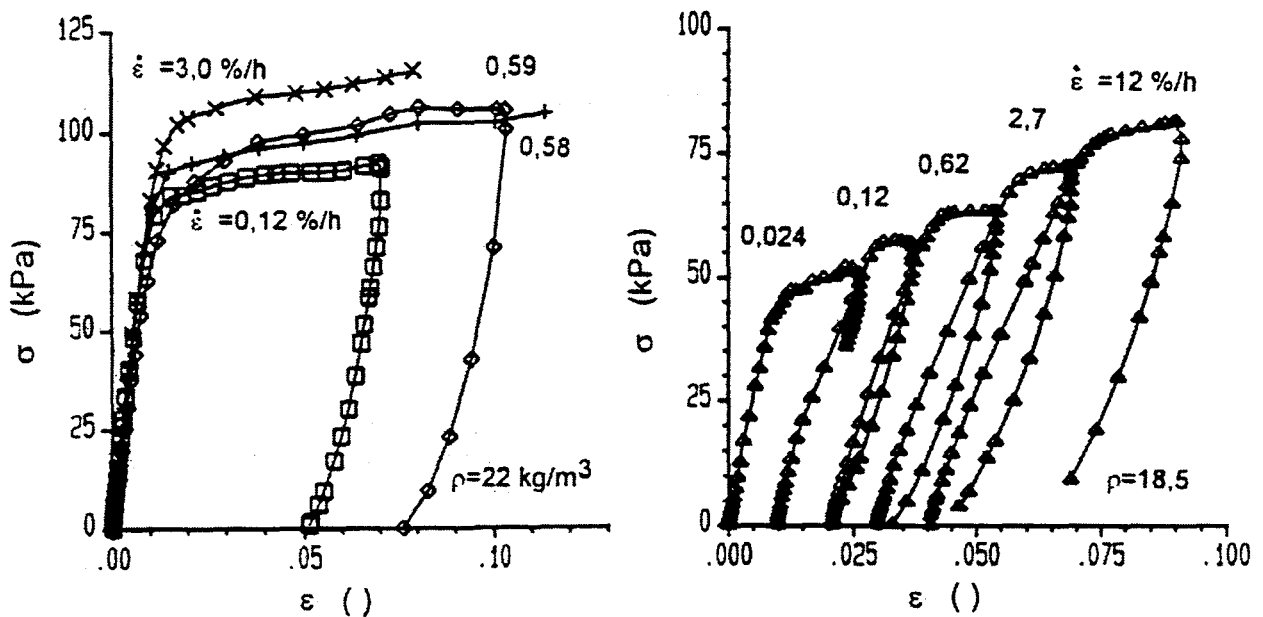


Figure 68 : Effet de la vitesse de déformation en compression simple sur différents P.S.E. [Serratrice 94].

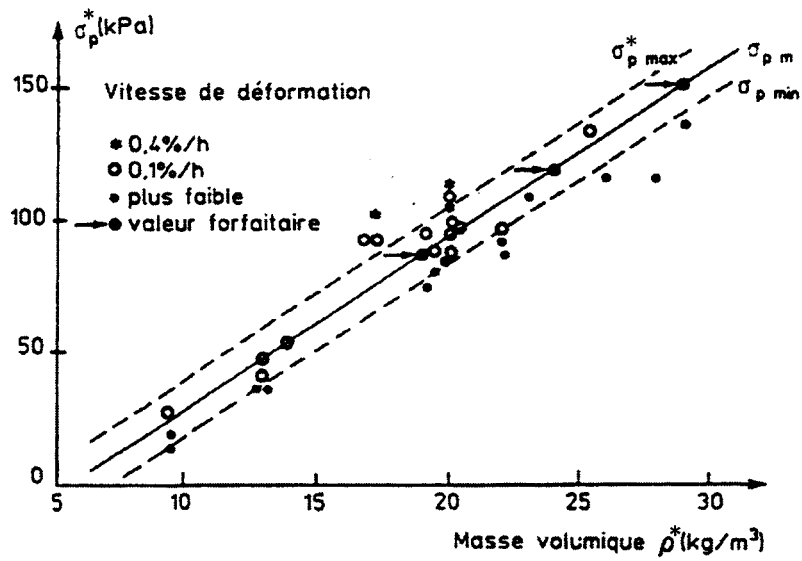


Figure 69 : Effet de la densité et de la vitesse sur la contrainte seuil [Magnan 89].

F. Conclusion

Cette première partie constitue une large étude bibliographique relative aux matériaux cellulaires, leurs structures ainsi que leurs comportements. Nous pouvons tirer plusieurs conclusions sur ce type de matériau et sur le P.S.E. en particulier :

- les structures cellulaires sont de type biphasiques tridimensionnelles complexes et peuvent présenter des anisotropies structurelles entraînant des problèmes d'anisotropie mécanique,
- le comportement des mousses et du P.S.E. en compression est, en général, de type viscoélastoplastique, il est donc important de tenir compte de cet effet visqueux, qui peut entraîner des phénomènes de relaxation et de fluage, lors d'essais ou de modélisation de ces matériaux,
- le comportement mécanique des mousses est peu sensible à la vitesse de déformation,
- les comportements en traction et en compression d'une mousse ne sont pas de même nature, ceci s'explique par le fait que les mécanismes de déformations et d'endommagements sont différents selon le type de sollicitation. Il faut donc en tenir compte lors d'une modélisation éventuelle du comportement,
- la densité est le paramètre principal qui gouverne le comportement mécanique des matériaux cellulaires et ce quel que soit le type de sollicitation. De plus, le paramètre cellules ouvertes – cellules fermées est à prendre en compte dans la mesure où il contribue de manière importante à la réponse mécanique d'une mousse sollicitée en compression.

Au vu de la complexité de la structure et du phénomène visqueux, l'intégration des mécanismes physiques de déformation et d'endommagement dans une modélisation du comportement d'une mousse présenterait une difficulté importante. Les auteurs ayant présentés des travaux sur ce sujet se sont cantonnés à modéliser l'évolution des paramètres mécaniques en fonction de la densité selon des modèles empiriques de type puissance pour les mousses plastiques en général et de type linéaire pour le P.S.E. en particulier. Ces méthodes permettent, en quelque sorte, d'intégrer la structure dans le paramètre densité. Il semble donc que pour modéliser le comportement global d'une mousse il est préférable de s'affranchir des paramètres de structure.

II : Etude expérimentale

Etude préliminaire sur le
polystyrène expansé et définition
des protocoles expérimentaux

SOMMAIRE DE LA PARTIE II

A.	INTRODUCTION.....	61
B.	ETUDE PRÉLIMINAIRE	61
B.1	MATÉRIAU UTILISÉ	61
B.1.1	<i>Analyse micrographique</i>	62
B.1.1.1	Géométrie des grains	62
B.1.1.2	Géométrie des cellules.....	63
B.1.1.3	Défauts de structure.....	67
B.1.2	<i>Analyse de la granulométrie</i>	68
B.1.3	<i>Analyse de la densité</i>	70
B.2	CHOIX DU TYPE D'ÉPROUVETTES	74
B.2.1	<i>Eprouvettes de flexion trois points</i>	76
B.2.2	<i>Eprouvettes de traction</i>	77
B.2.3	<i>Eprouvettes de compression</i>	79
B.3	MACHINE D'ESSAI ET MONTAGES.....	79
B.3.1	<i>Flexion trois points</i>	80
B.3.2	<i>Traction</i>	80
B.3.3	<i>Compression</i>	81
B.4	CONDITIONS D'ESSAI ET DE PRÉLÈVEMENT DES ÉPROUVETTES	81
B.4.1	<i>Nombre d'essais</i>	81
B.4.2	<i>Vitesse de sollicitation</i>	83
B.4.3	<i>Hypothèse d'isotropie</i>	87
C.	CONCLUSION.....	89

A. Introduction

Avant de procéder à l'étude expérimentale, il est nécessaire de mieux comprendre la structure interne du P.S.E., en termes de géométrie et de dimensions des grains et des cellules (granulométrie et cellularité), et aussi de densité. Nous nous attachons donc, dans un premier temps, à préciser ces facteurs structuraux en effectuant une analyse micrographique de la structure des P.S.E. utilisés ainsi qu'une étude statistique de leurs densités et granulométries. Ces observations doivent nous permettre, par la suite, de définir les modes de déformation et de rupture du P.S.E. en fonction du type de sollicitation :

1) décohésion du P.S.E. :

- flexion trois points,
- traction simple,

2) compression du P.S.E. :

- compression simple et relaxation en compression.

Nous présentons par la suite le procédé de découpe, le choix de la géométrie des éprouvettes ainsi que les montages expérimentaux utilisés lors des différents essais. Finalement, nous procédons à une étude concernant la reproductibilité des essais, le choix des vitesses de sollicitation et la viscosité du P.S.E.. Nous terminons par l'analyse du caractère isotrope ou non du P.S.E. qui doit nous permettre d'orienter les essais suivants ainsi que le protocole de prélèvement des éprouvettes.

B. Etude préliminaire

B.1 Matériau utilisé

Le P.S.E. utilisé est fabriqué par la société Huntsman Chemical Company France (Ribécourt). Il est décliné en plusieurs grades, chaque grade existant en densités 15, 20, 30 kg/m³. La densité du P.S.E. utilisé en isolation se situe, en règle générale, aux alentours de 9 kg/m³ et 25 kg/m³ pour le P.S.E. utilisé en remblais routiers allégés.

Les désignations de l'entreprise pour les P.S.E. utilisés sont de la forme GI-X-D où G est un indice du diamètre des perles expansibles (plus G est important, plus la tailles des perles expansibles et donc des grains moulés est importante) I un indice du fabricant, X une lettre de dénomination produit¹⁶, et D une indication de la densité. Lors des différents essais, nous utiliserons uniquement les P.S.E. de type 56B, 56L, 65D, 65L, 76D et 76L.

Le P.S.E. peut donc être caractérisé structurellement par :

- la taille, la forme ainsi que l'épaisseur des parois des cellules,
- la taille et la forme de ses grains,
- sa densité.

¹⁶ D : basse densité et bonne isolation thermique, B : cycle de moulage rapide, L : basse densité isolation thermique améliorée.

La mesure du diamètre et de l'épaisseur des parois des cellules est très complexe à réaliser du fait des petites dimensions et de la géométrie tridimensionnelle. De plus, ces deux paramètres sont partiellement englobés par la densité du matériau en termes de compacité des cellules. Nous ne prenons donc pas en compte les dimensions des cellules et le P.S.E. utilisé sera essentiellement défini par sa densité et sa granulométrie (taille des billes moulées). Les densités données par le fabricant ne sont qu'indicatives et la granulométrie du polystyrène après expansion n'est pas indiquée (tableau 6).

Type	76L	76D	65L	65D	65B	56L	56B	55B	45B
Diamètre des perles expansibles (mm)	1.4 à 2.3	1.4 à 2.3	0.8 à 1.4	0.8 à 1.4	0.8 à 1.4	0.6 à 1.0	0.6 à 1.0	0.6 à 1.0	0.4 à 0.7
Diamètre moy. (mm)	1.53	1.51	1.23	1.25	1.08	0.77	0.74	0.8	0.55
Cellularité (µm)	150 à 200	100 à 150	150 à 200	100 à 150	60 à 100	150 à 200	100 à 150	60 à 100	60 à 100
Diamètre moy. (µm)	175	125	175	125	80	175	125	80	80

Tableau 6 : Désignation des catégories de P.S.E. (Huntsman Chemical Company France).

B.1.1 Analyse micrographique

Pour mieux cerner la structure interne du P.S.E. en termes de géométrie, d'orientation et d'arrangement des grains et des cellules, nous effectuons des observations par microscopie optique et électronique à balayage (M.E.B.). Les échantillons sont métallisés avant observation au M.E.B., cette opération est délicate du fait du risque de l'endommagement de la structure. Cette étude comporte trois parties :

- analyse de la structure des grains,
- analyse de la structure des cellules,
- analyse des défauts.

B.1.1.1 Géométrie des grains

La photo, illustrée par la figure 70, présente des grains de P.S.E. à l'intérieur d'un bloc. Nous pouvons tirer plusieurs enseignements de son observation :

- la structure des billes est polyédrique et probablement de forme dodécaèdre pentagonal (12 faces pentagonales) et tetrakaidécaèdre (6 faces carrées et 8 faces hexagonales). L'assemblage de ces deux géométries l'une parfaite (dodécaèdre pentagonal) et l'autre régulière (tetrakaidécaèdre) engendre la présence de vides entre les grains,
- la granulométrie des billes n'est pas constante, en effet nous remarquons que certains diamètres de billes sont plus importants que d'autres,
- il n'y a pas de déformation des billes dans une direction préférentielle. Le matériau semble donc être isotrope ; cependant il est nécessaire de vérifier cette constatation au niveau des cellules.

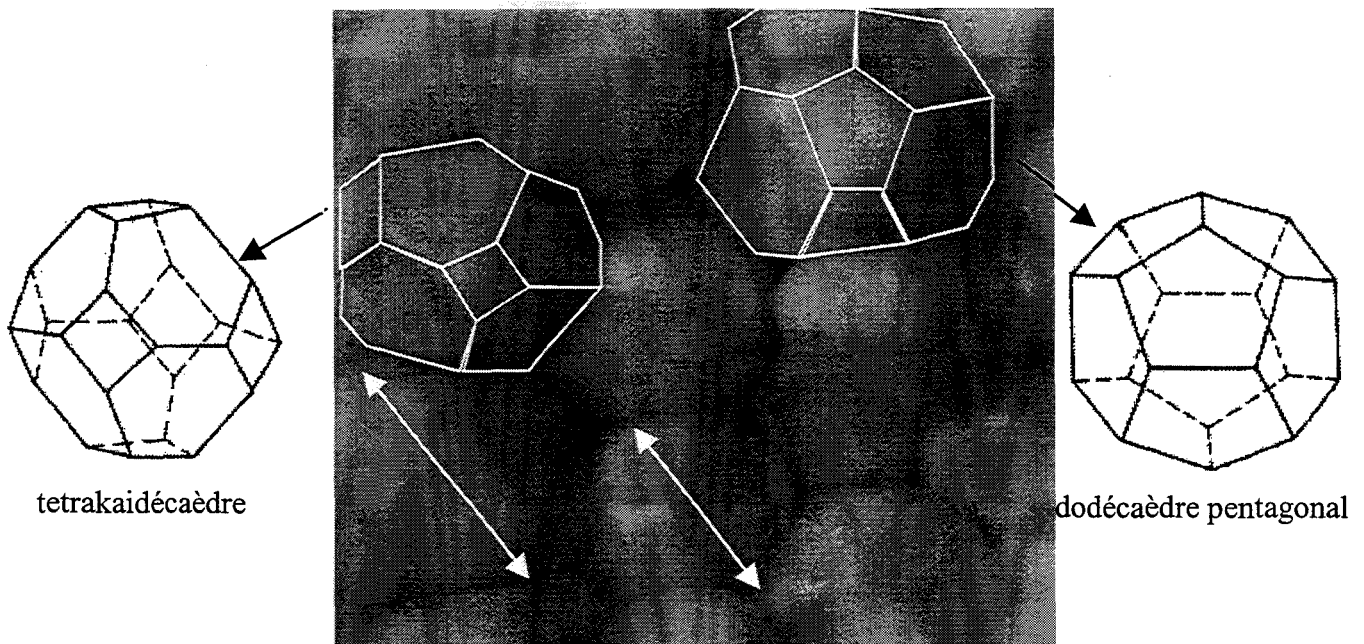


Figure 70 : Géométrie isotrope des grains au sein d'un bloc de P.S.E. (x 4).

B.1.1.2 Géométrie des cellules

L'observation de coupes de plusieurs grains de P.S.E. permet de mettre en évidence la forme polyédrique des cellules. Cependant, nous ne pouvons pas, comme nous l'avons fait pour les grains, préciser cette géométrie. Nous constatons que la cellularité, définie comme le diamètre moyen d'une cellule, n'est pas constante et peut varier du simple au double au sein d'un même grain (figure 71). Cependant, aucune orientation préférentielle des cellules n'est observable ce qui permet de confirmer l'hypothèse d'isotropie structurelle du P.S.E. (figure 72).

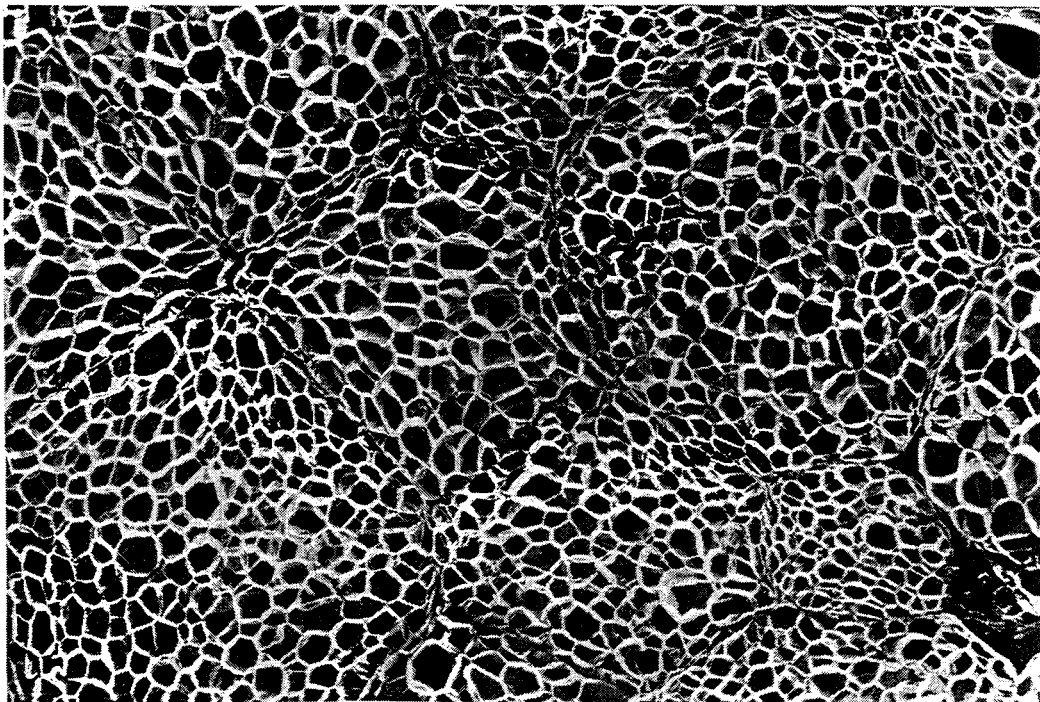


Figure 71 : Coupe de plusieurs grains de P.S.E. (x 10).

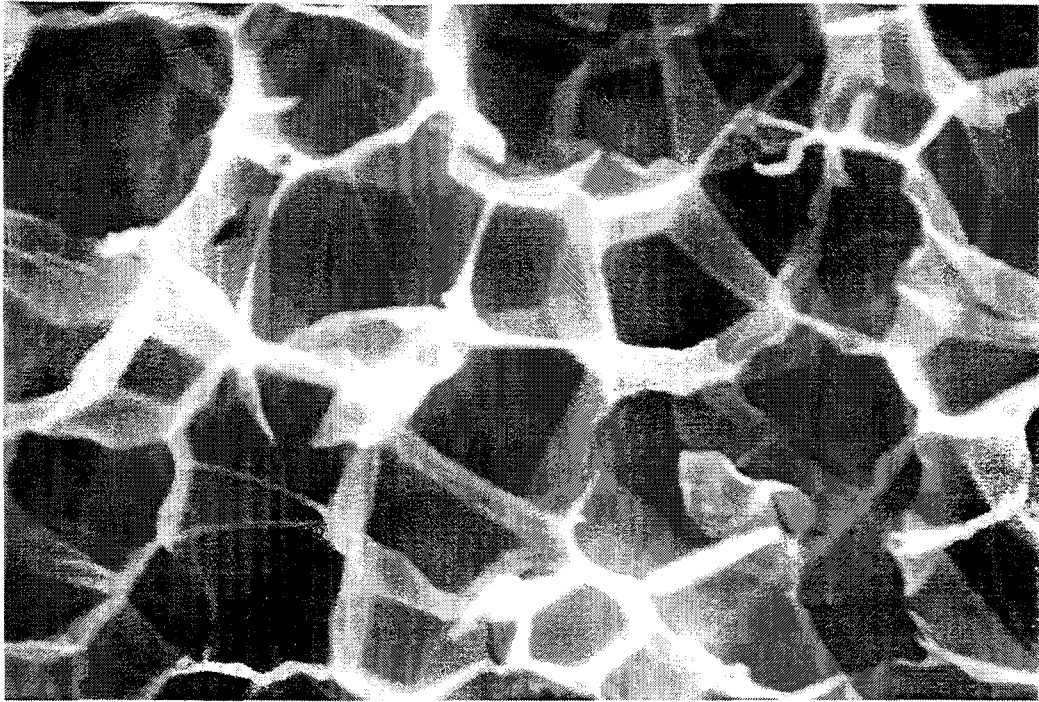


Figure 72 : Géométrie isotrope des cellules (x 250).

A un grossissement plus important, nous constatons que les arêtes de jonction entre les cellules sont de formes prismatiques triangulaires (figures 73 et 74). Il semble donc qu'une partie importante de la matière totale contenue dans les cellules soit concentrée dans les arêtes. Ces photos permettent aussi de se rendre compte de la complexité de la mesure de l'épaisseur des parois.

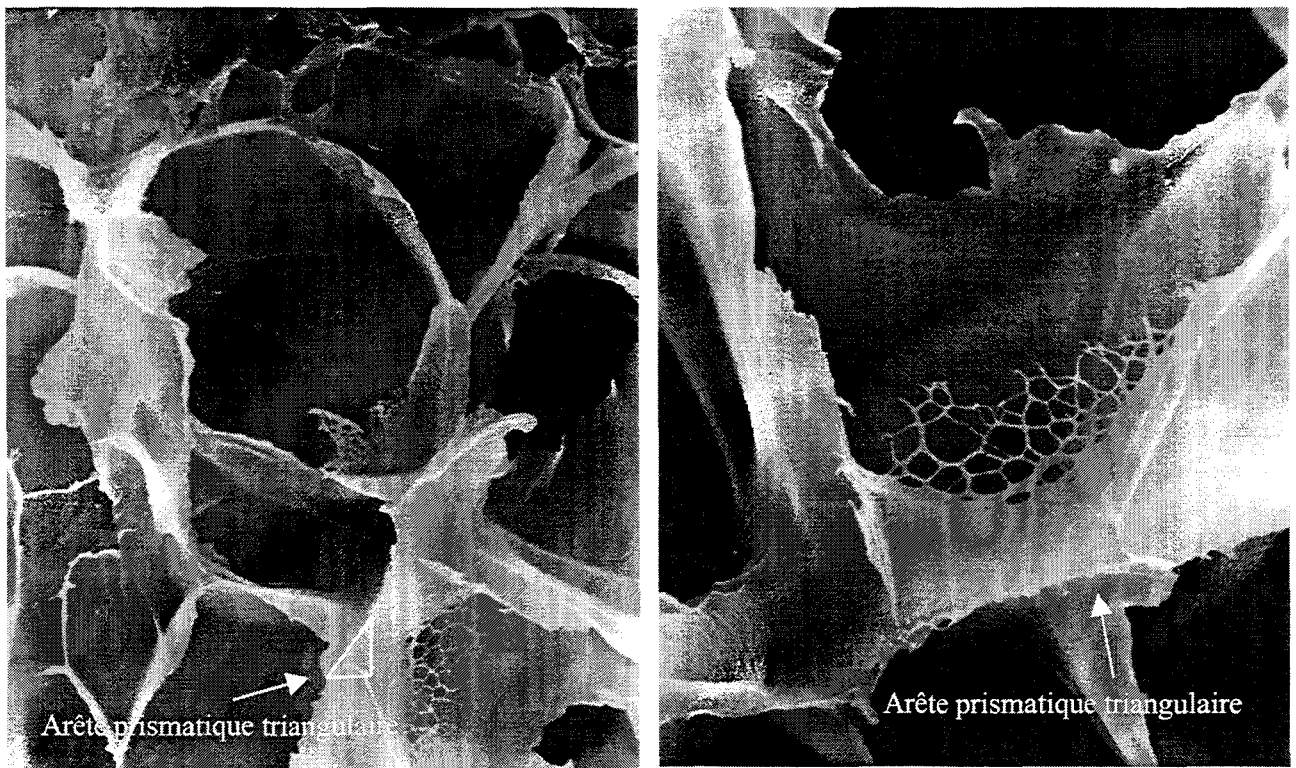


Figure 73 : Cellules (x 800, x 1500).

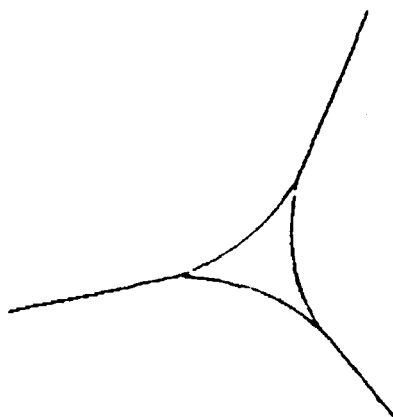


Figure 74 : Représentation de la forme des arêtes des cellules.

Nous remarquons de plus la présence de « trous » microscopiques et circulaires, dont le diamètre est de l'ordre de 0.15 à 0.8 μm , au sein des parois des cellules (figure 73). Ces « trous », peuvent avoir deux origines :

- ils peuvent avoir été créés lors de la découpe des échantillons (figure 75),
- ils peuvent être formés naturellement lors de la préexpansion des billes (figure 76).

Ces constatations impliquent que le P.S.E. est un matériau à cellules macro-fermées et micro-ouvertes.

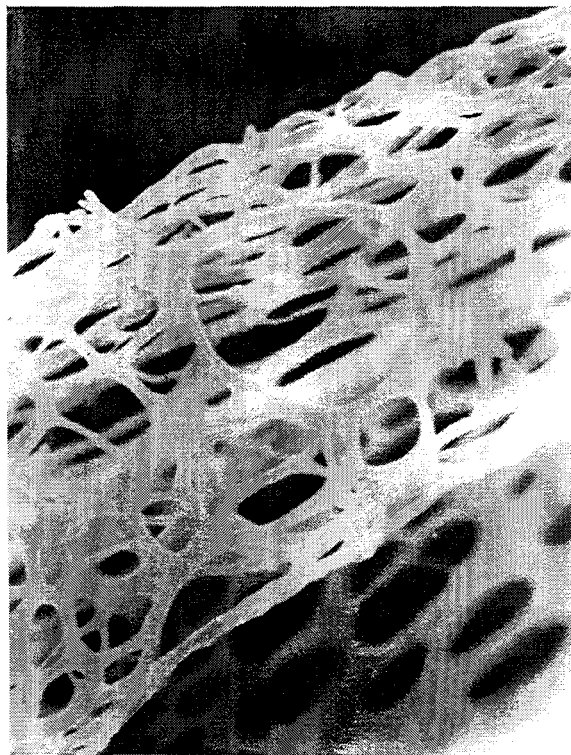


Figure 75 : Trous dans les parois de cellules dus à la découpe des échantillons (x 17000).

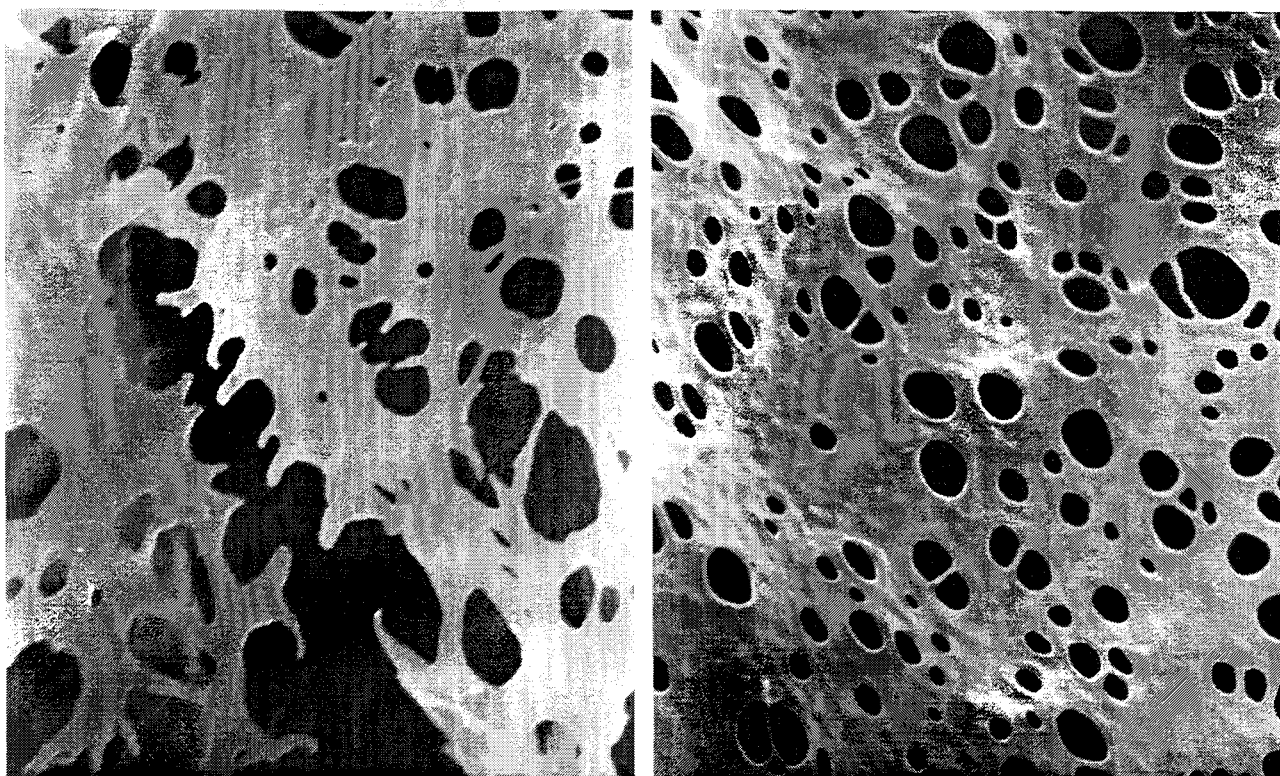


Figure 76 : Porosités naturelles des parois de cellules (x 15000, x13000).

L'étude des parois d'un grain montre que celles-ci sont constituées d'un amas de cellules de faibles diamètres, écrasées lors du moulage (figures 77 et 78). Ces cellules présentent donc une anisotropie structurelle locale pouvant fragiliser la paroi du grain lors d'une sollicitation mécanique suivant Y.

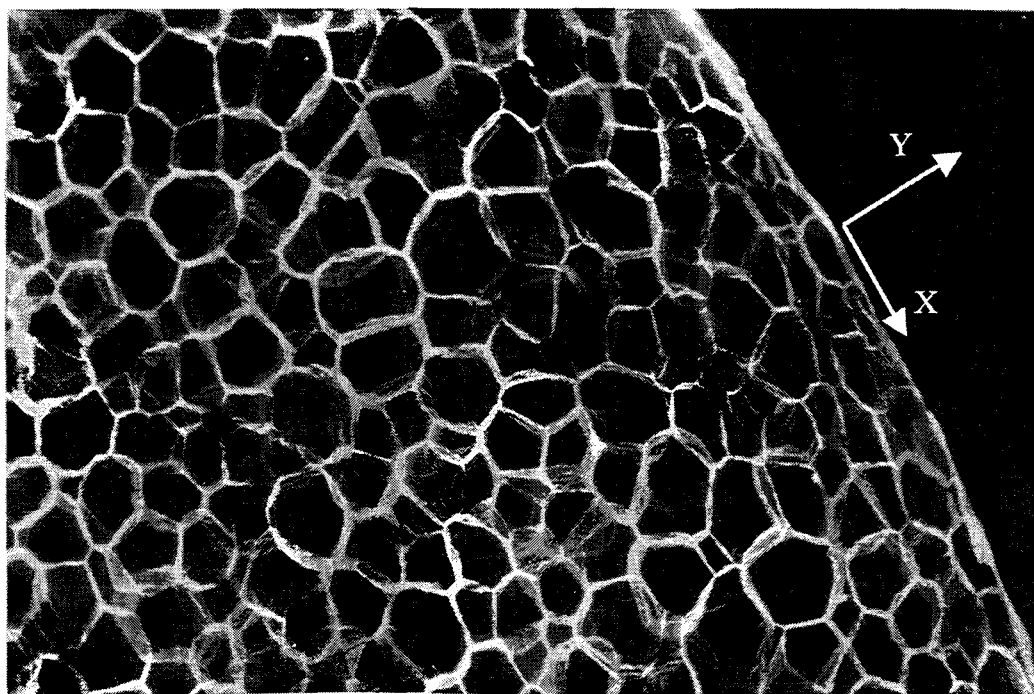


Figure 77 : Paroi d'un grain de P.S.E. (x 20).

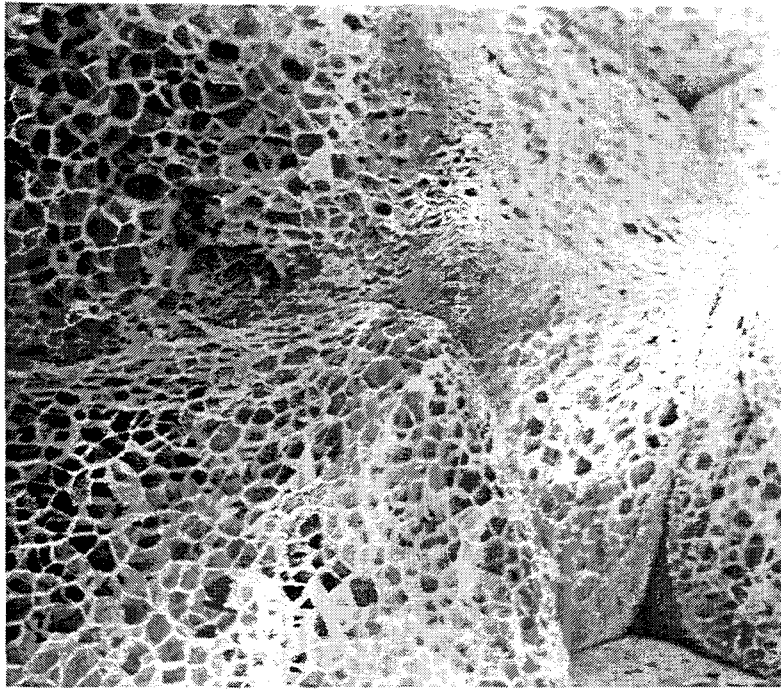


Figure 78 : Parois de grains de P.S.E. (x 15).

B.1.1.3 Défauts de structure

L'analyse des défauts présents au sein d'un bloc de P.S.E. permet, lors de l'étude sur la décohésion du P.S.E., de préciser les mécanismes de rupture des éprouvettes. Les remarques précédentes concernant la forme des grains et la présence de vides intergranulaires sont confortées par l'observation des photos de la figure 79. De plus, nous remarquons la présence de lacunes de matière ou cratères, en général sphériques, au sein des grains. Ces lacunes apparaissent probablement lors de la phase de préexpansion des grains. En effet, il est possible que la répartition de l'agent porogène, au sein des perles expansibles, ne soit pas uniforme. Certaines zones des perles présentent donc une concentration plus importante de porogène ce qui entraîne une expansion plus importante et plus rapide et donc une destruction des cellules en formation dans la zone concernée [Rosato 93].

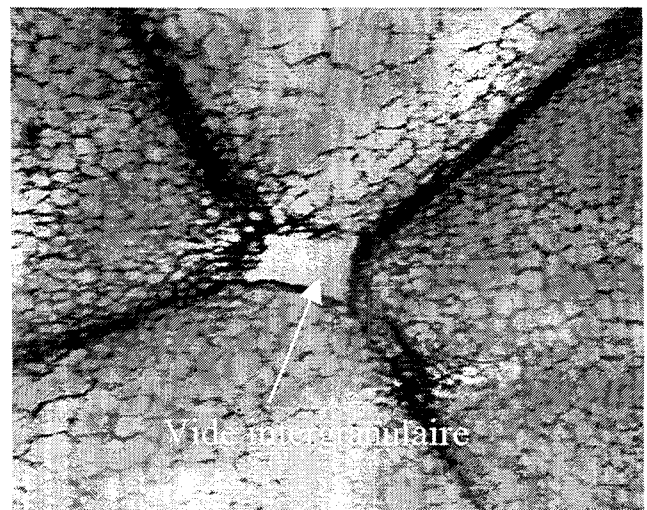
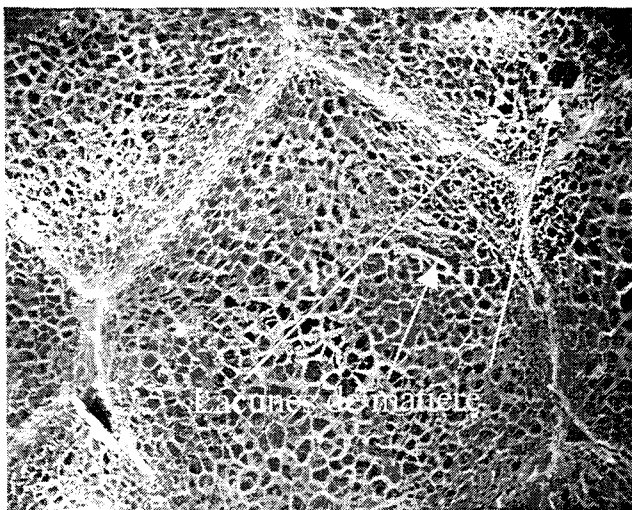


Figure 79 : Défaut au sein de grains de P.S.E. (x 15, x 15).

La figure 80 permet d'illustrer partiellement ce propos. En effet, nous observons une zone dans laquelle les cellules présentent un diamètre bien plus important que le diamètre moyen observé dans le reste du grain. Nous pouvons imaginer qu'avec une expansion encore plus forte cela aurait engendré l'apparition d'une ou plusieurs lacunes.

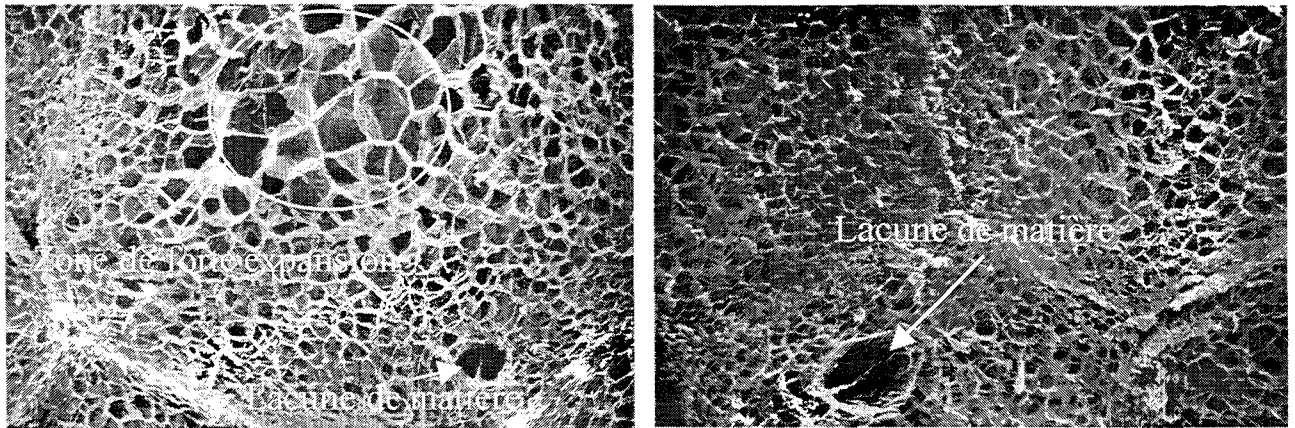


Figure 80 : Défaut au sein de grains de P.S.E. (x 20, x 25).

Ces différentes observations nous amènent donc à considérer trois types de défauts :

- vides intergranulaires dus à la géométrie irrégulière des grains,
- lacunes de matières, en général de formes sphériques, provenant de l'expansion trop importante de certaines zones de la perle expansible,
- cellules de forts diamètres par rapport au reste du grain étant dû à une expansion trop forte de certaines zones de la perle expansible.

B.1.2 Analyse de la granulométrie

Pour évaluer la taille moyenne des grains pour chacun des types de P.S.E., nous avons effectué des comptages sur une surface représentative de $5 \times 5 \text{ cm}^2$ (figure 81). Connaissant le nombre de grain sur 25 cm^2 , il est possible de déduire la surface moyenne d'un grain et en l'assimilant à une sphère de calculer le diamètre moyen du grain. La figure 82 présente l'évolution du diamètre moyen d'un grain en fonction de la densité ; le diamètre de la perle expansible est indiqué entre parenthèses.

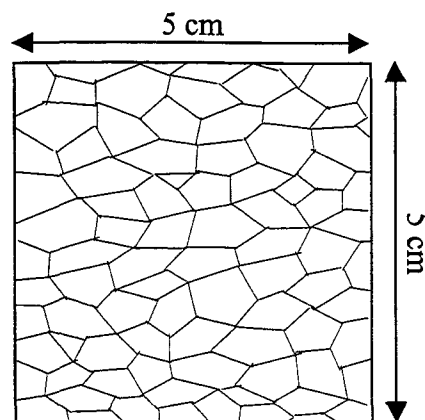


Figure 81 : Surface de comptage des grains.

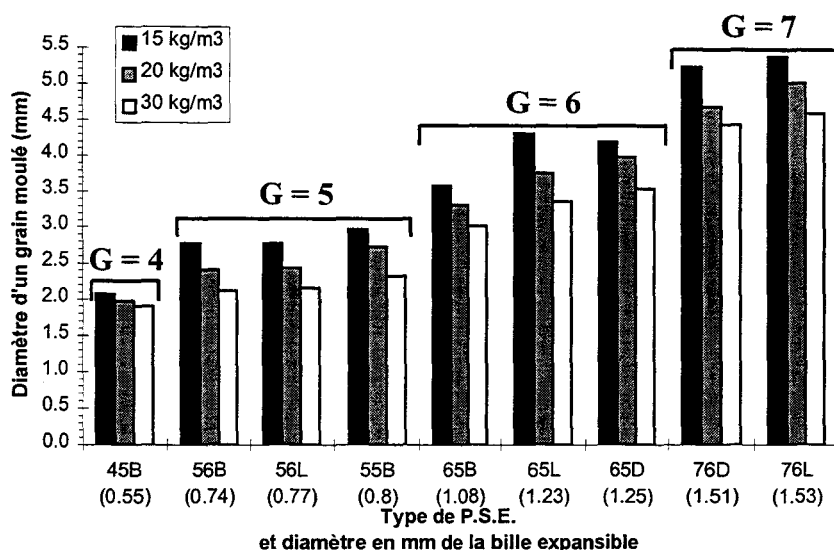


Figure 82 : Diamètre moyen d'un grain moulé en fonction du type de P.S.E. et de sa densité.

Nous constatons globalement que plus l'indice du diamètre des perles expansibles augmente ($G = 4, 5, 6$ ou 7) plus le diamètre d'un grain moulé est important, d'autre part, plus la densité d'un type de P.S.E. augmente plus le diamètre d'un grain diminue. En effet, pour un type de P.S.E. donné, une densité importante se traduit lors du moulage par une augmentation du nombre de billes introduites dans le moule et donc par une expansion des billes moins importante que pour un P.S.E. de faible densité. Le diamètre moyen d'un grain augmente linéairement avec le diamètre moyen d'une perle expansible suivant les équations ci-dessous (figure 83) :

(15) $\phi_{\text{grain}} = 3.5\phi_{\text{perle}}$ $R = 0.992$ (15 kg/m^3),

(16) $\phi_{\text{grain}} = 3.2\phi_{\text{perle}}$ $R = 0.990$ (20 kg/m^3),

(17) $\phi_{\text{grain}} = 2.9\phi_{\text{perle}}$ $R = 0.988$ (30 kg/m^3),

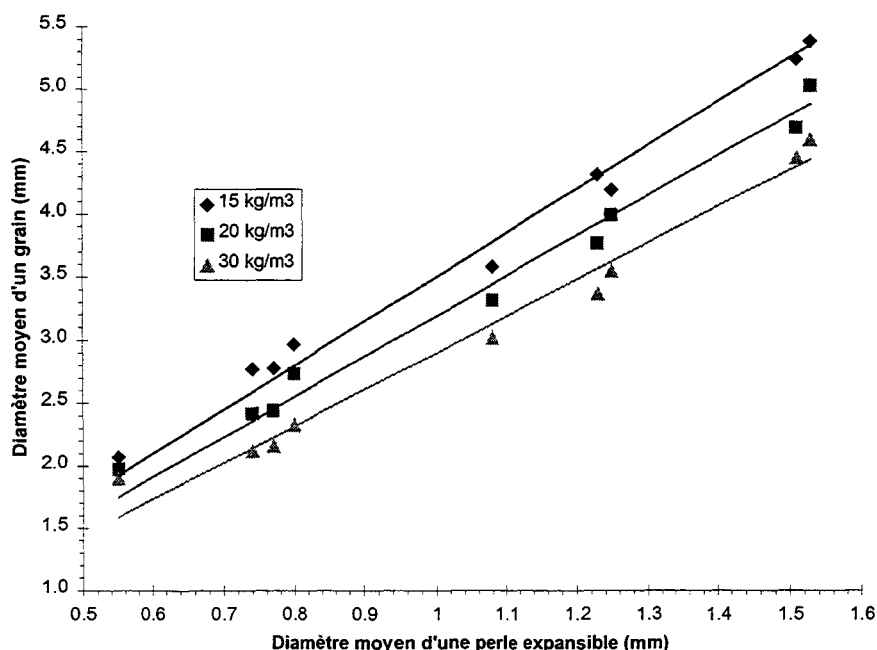


Figure 83 : Diamètre moyen d'un grain moulé en fonction de celui d'une perle expansible.

Nous pouvons ainsi déduire le coefficient d'expansion qui varie donc entre 2.9 et 3.5.

L'étude de l'influence de la taille des grains sur le comportement mécanique du P.S.E. montre que la granulométrie n'a pas d'influence (figure 84).

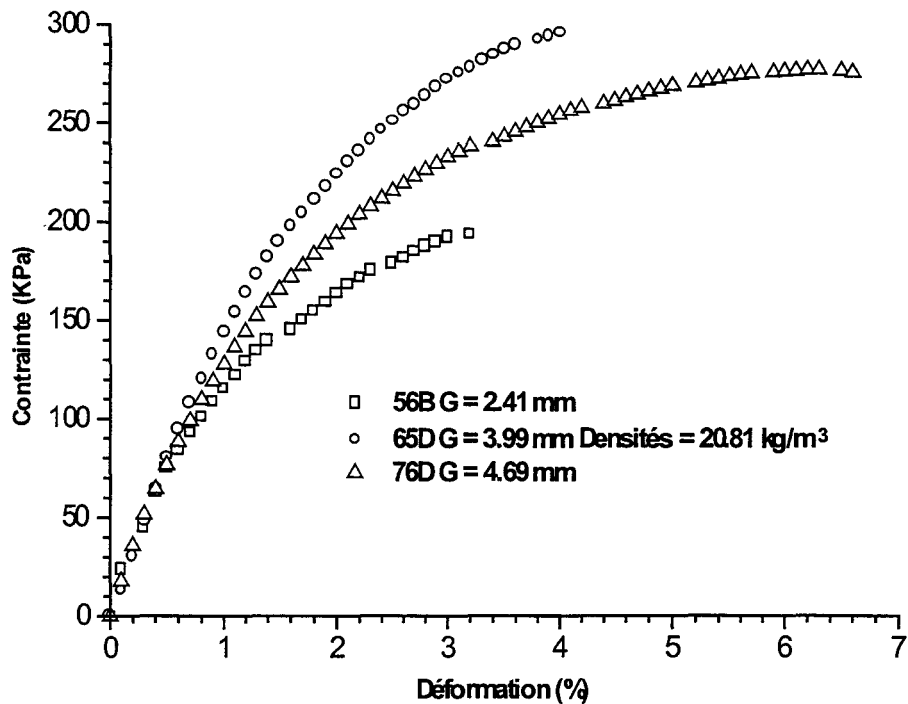


Figure 84: Influence de la granulométrie sur trois P.S.E. de densités identiques sollicités en flexion trois points.

B.1.3 Analyse de la densité

La densité constitue le paramètre principal caractérisant le P.S.E. La densité du produit après moulage est relativement complexe à maîtriser lors de la fabrication des blocs. En effet, le procédé de moulage induit une « inhomogénéité » de la densité au sein des blocs de P.S.E.. La vapeur étant introduite dans le moule suivant l'axe x ceci engendre une plus forte expansion donc une plus faible densité suivant les deux plans y - z du moule (figure 85) [Sarlin 86 ; Benning 69b]. Cette forte expansion bilatérale entraîne une compression des billes situées au milieu, en haut et en bas du moule et donc une expansion moins importante (densité plus importante).

Pour illustrer ce phénomène, nous citons les travaux de Sarlin & Al. Ces auteurs ont étudié la variation de densité à l'intérieur d'un bloc de P.S.E. (5400 x 1200 x 500 mm³) de densité indicative 15 kg/m³ en prélevant des éprouvettes suivant 6 plans à raison de 240 éprouvettes par plan (figure 86). Les densités de chacune des éprouvettes permettent alors de tracer le diagramme des isodensités en fonction du plan de découpe et de la position de l'éprouvette dans le bloc (figure 87).

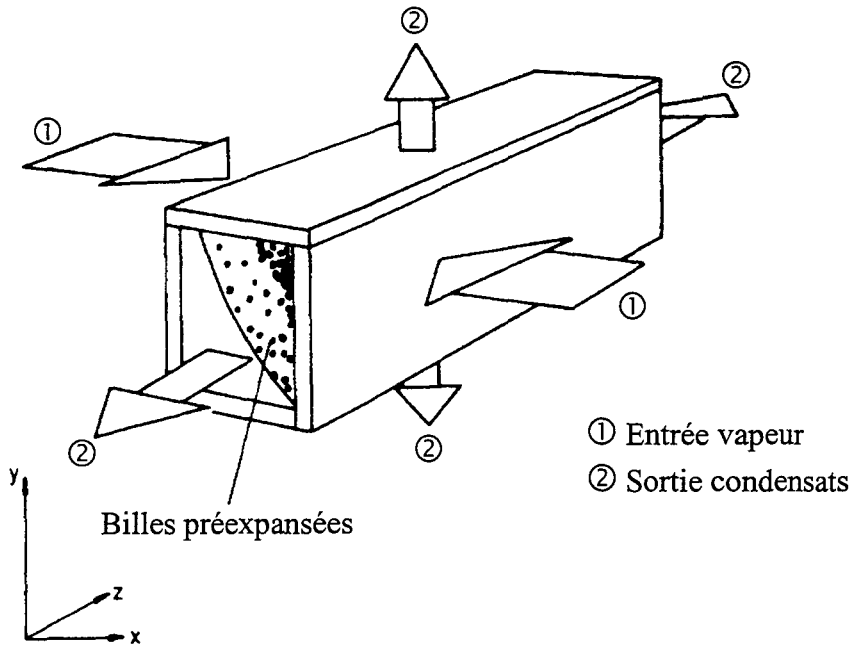


Figure 85: Schéma d'un moule : entrées de vapeurs [Sarlin 86].

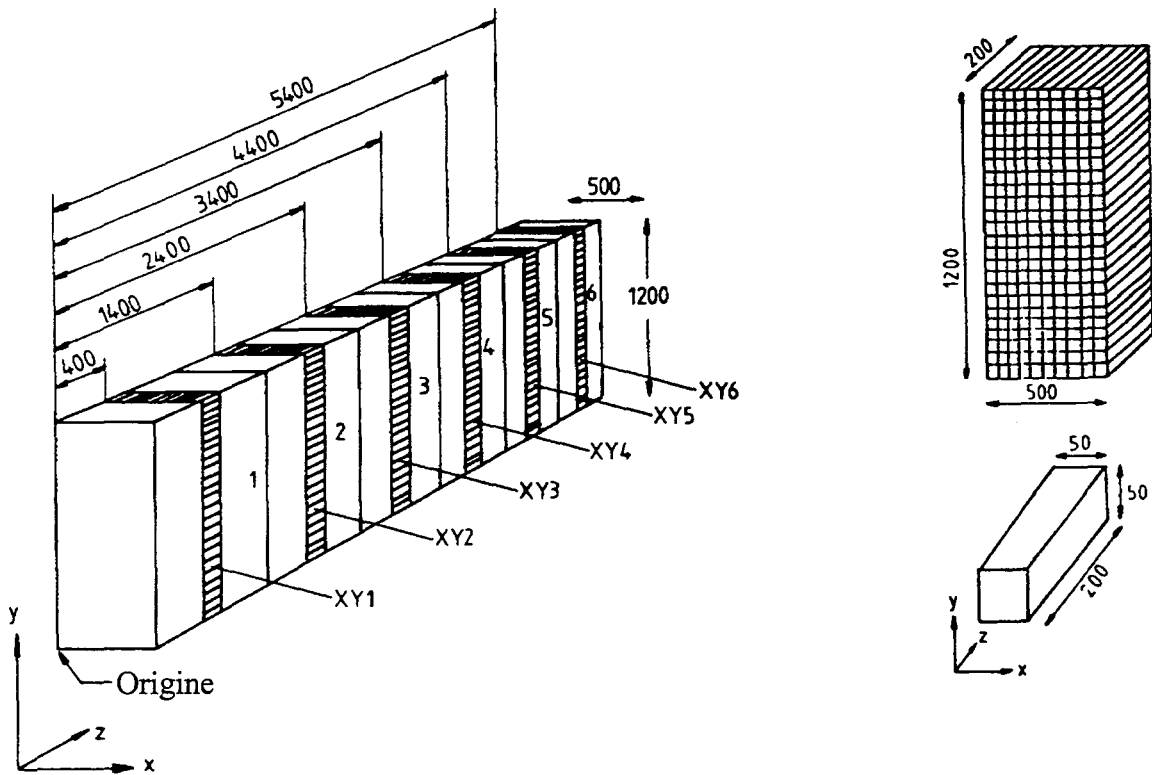


Figure 86 : Schéma de prélèvement des éprouvettes pour la mesure des densités [Sarlin 86].

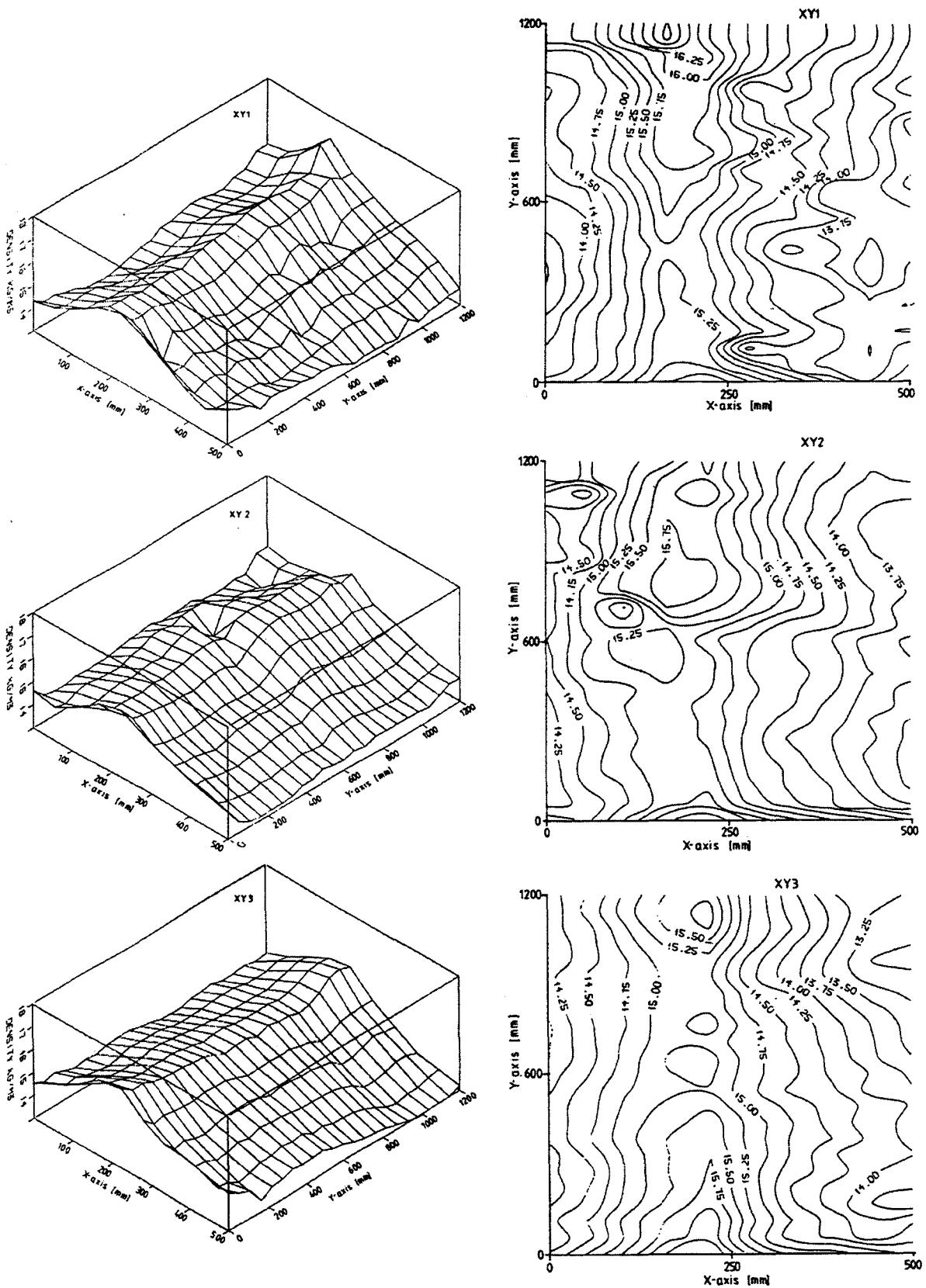


Figure 87 : Isodensités et densités suivant les axes XY1, XY2 et XY3 [Sarlin 86].

Cette étude montre donc, qu'au sein d'un même bloc de P.S.E., la densité n'est pas constante. Dans notre cas, nous travaillons sur 6 types de P.S.E. déclinés en trois densités indicatives de 15, 20 et 30 kg/m³. Afin de préciser les densités moyennes réelles des blocs, nous effectuons une étude

statistique sur environ 1000 valeurs¹⁷ toutes catégories de P.S.E. confondues. Le tableau 7 regroupe les densités moyennes mesurées en fonction du type de P.S.E. Dans le cas de P.S.E. de densité indicative 15 kg/m³, la densité moyenne réelle d'une éprouvette donnée est comprise entre 13 et 19 kg/m³. Pour 20 kg/m³ elle est comprise entre 20 et 24 kg/m³ et entre 27 et 37 kg/m³ pour 30 kg/m³. Par la suite, nous désignons les P.S.E. utilisés par leur densité indicative en précisant, lorsque cela est nécessaire, la densité réelle.

Type	15 kg/m ³	20 kg/m ³	30 kg/m ³
45B	16.335	23.904	34.092
55B	12.985	20.729	32.349
56B	14.078	21.993	35.105
56L	17.077	22.407	37.585
65B	18.265	23.262	29.049
65D	16.345	22.156	27.903
65L	15.603	20.915	27.960
76D	16.165	21.576	27.383
76L	16.540	22.768	27.112

Tableau 7 : Densités moyennes mesurées en fonction du type de P.S.E.

Les figures 88, 89 et 90¹⁸ présentent l'évolution des densités en fonction du type de P.S.E. Nous pouvons remarquer les variations plus ou moins importantes de la densité moyenne mesurée sur les éprouvettes par rapport à la densité indicative donnée par le fabricant.

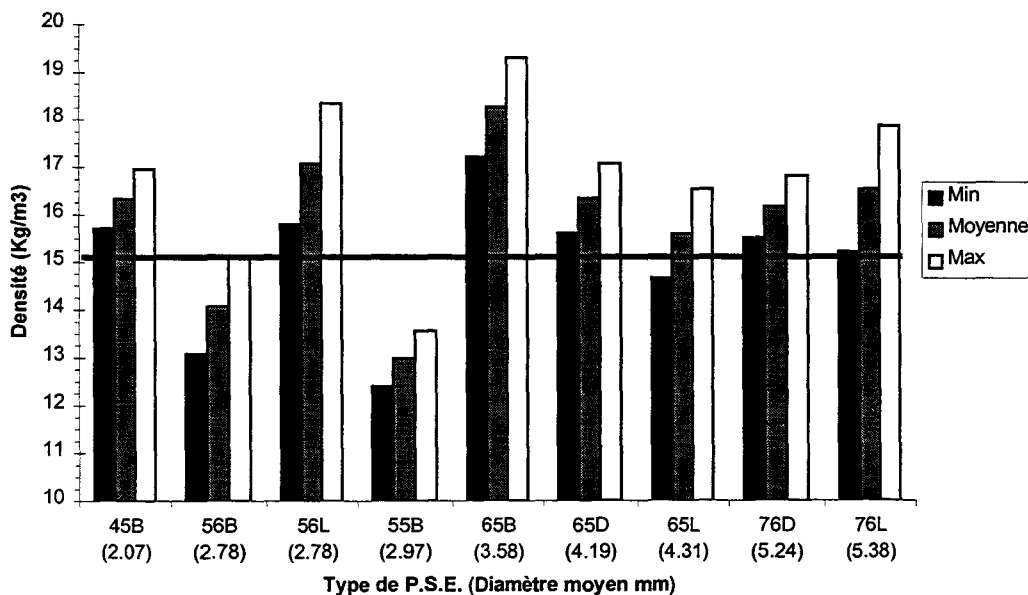


Figure 88 : Variation de la densité en fonction du type de P.S.E. (15 kg/m³).

¹⁷ Les valeurs utilisées proviennent des mesures des densités des éprouvettes utilisées lors des différents essais mécaniques.

¹⁸ Les P.S.E. dans les différentes figures sont classés par diamètre moyen croissant de perles expansibles.

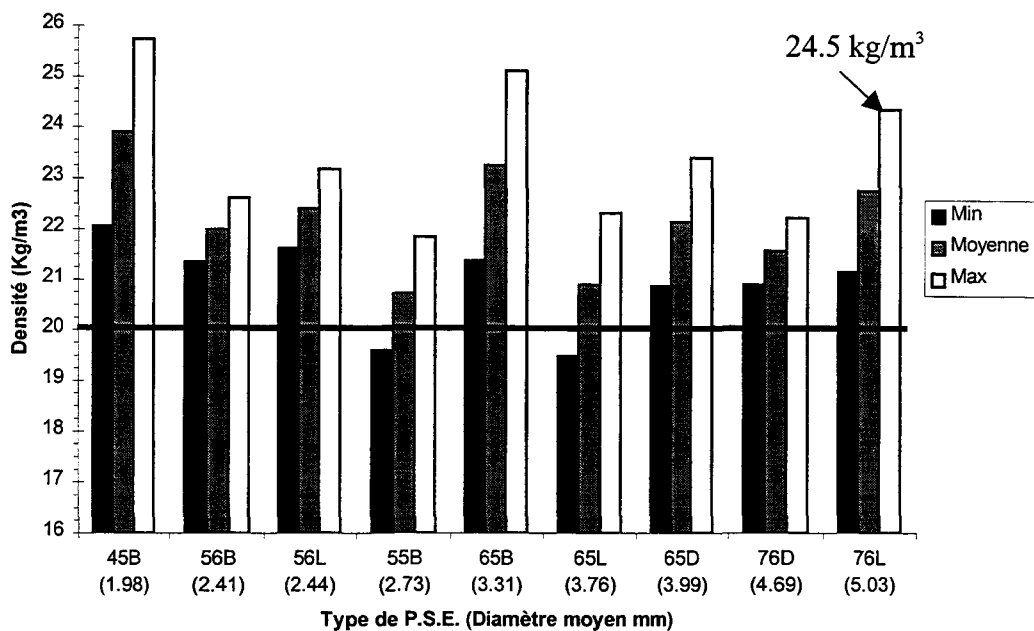


Figure 89 : Variation de la densité en fonction du type de P.S.E. (20 kg/m³).

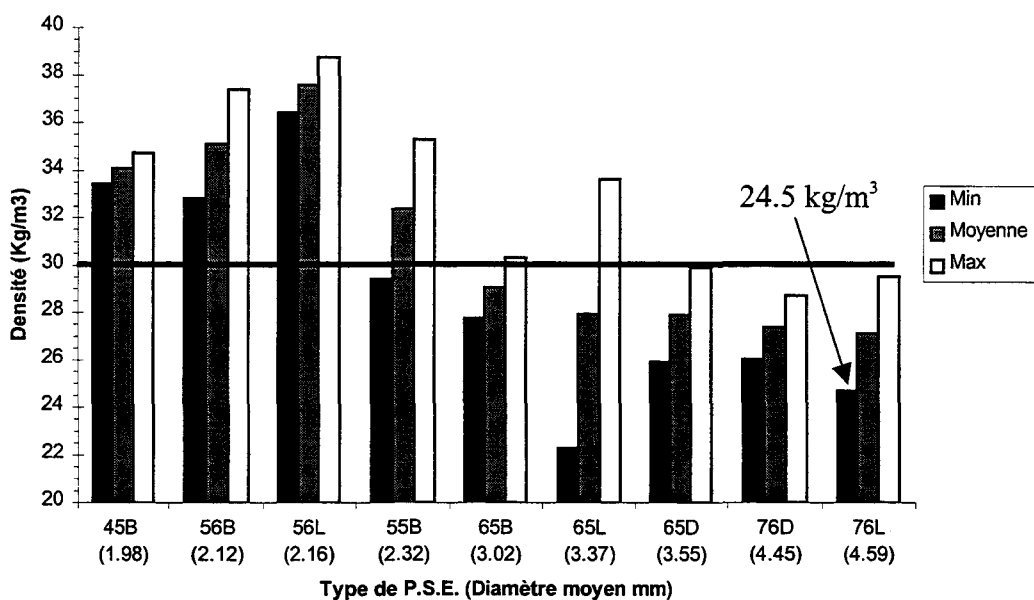


Figure 90 : Variation de la densité en fonction du type de P.S.E. (30 kg/m³).

Au vu de ces résultats, nous pouvons remarquer que deux éprouvettes prélevées dans deux blocs de densités différentes peuvent avoir la même densité (par exemple une éprouvette de 76L20 et de 76L30 peuvent avoir une densité de 24.5 kg/m³). Il est donc important lors du prélèvement d'une éprouvette de mesurer précisément sa densité et d'en tenir compte, par la suite, dans le traitement et l'analyse des résultats des essais.

B.2 Choix du type d'éprouvettes

Les éprouvettes sont découpées dans des blocs de P.S.E. d'un demi-mètre cube (L_1 100 x L_2 100 x H 50 cm³) en utilisant un procédé de « fil chaud ». La géométrie des éprouvettes varie suivant

le type d'essai considéré. La table de découpe est composée d'un plan incliné sur lequel sont fixées deux tiges métalliques. Le fil résistif, relié à un transformateur, est fixé sur les tiges à l'aide de deux poulies mobiles verticalement, permettant ainsi de régler la hauteur de coupe. L'avance du bloc sur la table se fait manuellement (figure 91). La précision de la découpe est de l'ordre du demi millimètre. Les éprouvettes sont ensuite pesées, mesurées et référencées.

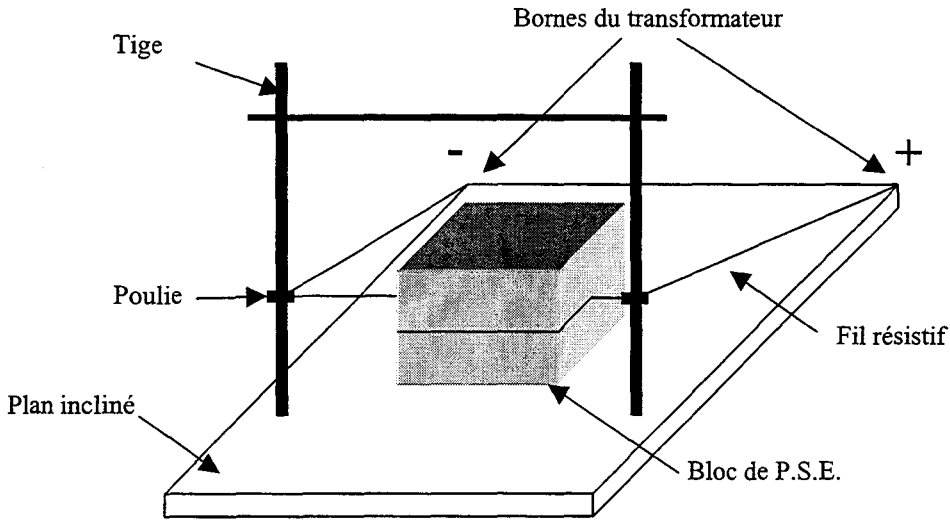


Figure 91 : Schéma de la table de découpe.

Le procédé de fil chaud entraîne la formation d'une peau sur les surfaces découpées (polystyrène fondu). Nous avons étudié le comportement mécanique d'éprouvette avec peau et sans peau (éprouvettes poncées). Cette étude montre que la présence de la peau n'influence pas le comportement mécanique du P.S.E. Cette constatation est illustrée par la figure 92 ; la différence observée entre les deux courbes s'explique par la différence de densité entre les deux éprouvettes testées.

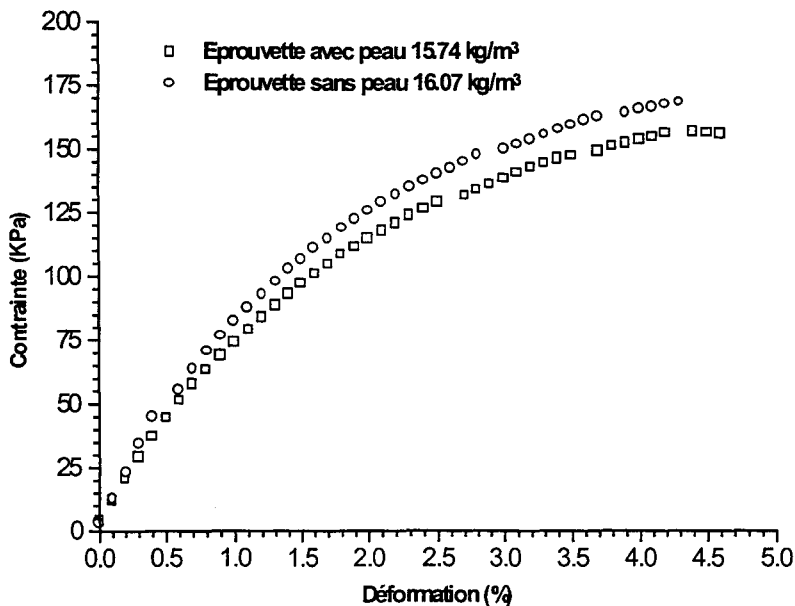


Figure 92 : Influence de l'effet de peau sur un P.S.E. sollicité en flexion trois points.

B.2.1 Eprouvettes de flexion trois points

La flexion trois points est utilisée dans l'industrie pour étudier la qualité du P.S.E. après moulage. Ces essais sont effectués sur des éprouvettes de type I. Seule la charge à la rupture est enregistrée et permet de définir la qualité du matériau selon un cahier des charges bien précis propre au fabricant. Les éprouvettes de flexion sont parallélépipédiques et de deux types différents (figure 93) :

- Type I : petites éprouvettes : $l = 120$ mm, $h = 20$ mm, $b = 25$ mm, entraxe = 100 mm, ce type d'éprouvettes est peu soumis à l'endommagement par enfoncement du plot mobile, les mesures sont par contre peu précises du fait de l'étendue réduite des forces appliquées et la faible section n'est peut être pas suffisamment représentative (peu de grains pour des P.S.E. de forte granulométrie). Ce type d'éprouvettes est préconisé par la recommandation ACERMI pour les essais de décohésion utilisés dans l'industrie du P.S.E.,
- Type II : larges éprouvettes : $l = 240$ mm, $h = 50$ mm, $b = 40$ mm, entraxe = 200 mm, ce type d'éprouvettes est fortement soumis à l'endommagement par enfoncement du plot mobile, les mesures sont par contre plus précises du fait de l'étendue importante des forces appliquées.

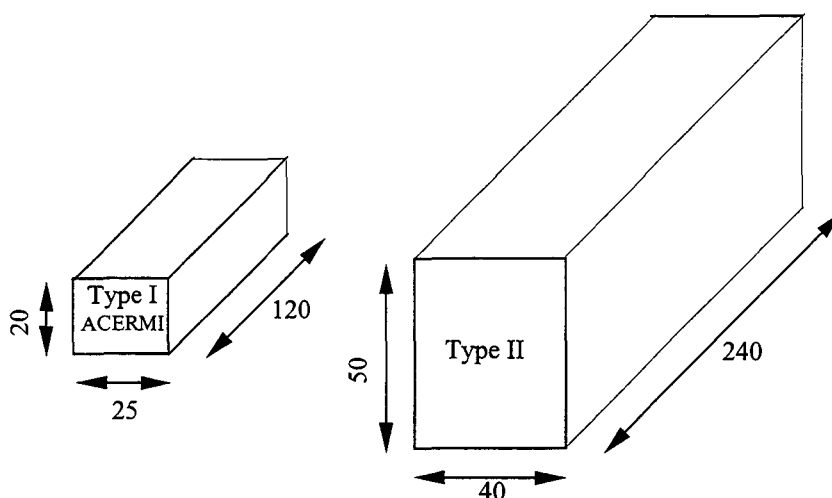


Figure 93: Schéma des éprouvettes de flexion 3 points ; Type I et II.

Les essais de flexion trois points sont effectués sur tous les types de P.S.E. et toutes les densités. Pour étudier l'influence de la géométrie des éprouvettes, nous comparons l'évolution des paramètres mécaniques principaux, à savoir le module tangent initial E^* et la contrainte seuil σ_s^* , des éprouvettes de type I en fonction des paramètres mécaniques des éprouvettes de type II (figure 94). Nous remarquons que les paramètres mécaniques principaux sont identiques et ce quel que soit le type d'éprouvette utilisé $\left(\frac{E_I^*}{E_{II}^*} \approx \frac{\sigma_I^*}{\sigma_{II}^*} \approx 1 \right)$. Par la suite, nous présentons donc les résultats des éprouvettes de type I et II sans distinction.

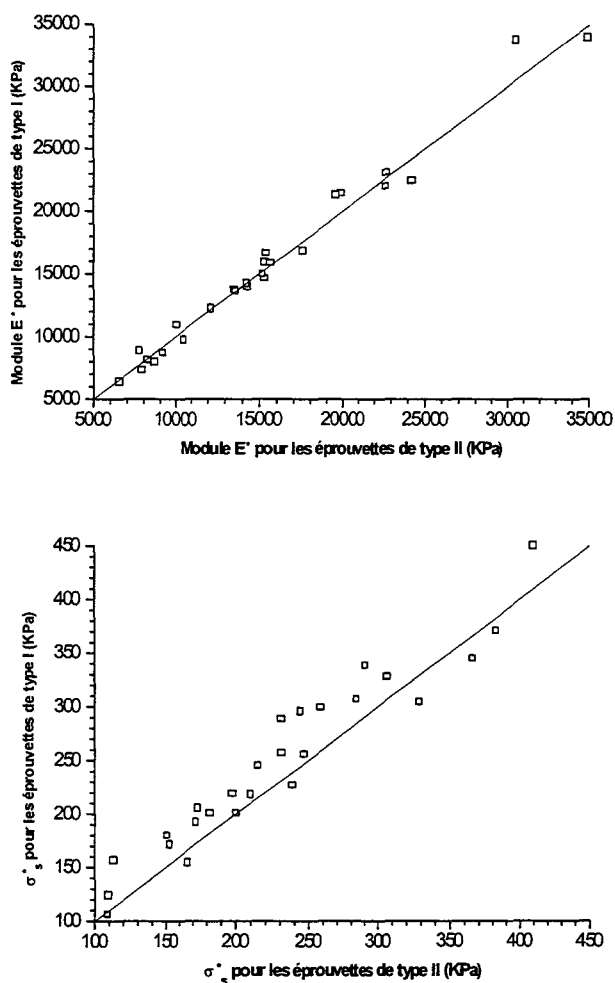


Figure 94 : Evolution du module tangent initial et de la contrainte seuil de flexion des éprouvettes de type I en fonction de celui des éprouvettes de type II.

B.2.2 Eprouvettes de traction

La norme française [*N.F. T 56-201*] préconise des éprouvettes cubiques entaillées de 100 mm de côté pour effectuer des essais de décohésion (section utile 80 x 80 mm²). En général, les fabricants de P.S.E. utilisent ce type d'éprouvettes sans entaille ; ils se limitent à la détermination de la charge à rupture pour juger de la qualité de leurs produits.

Les éprouvettes étant collées aux mors de traction, il peut y avoir une concentration de contrainte importante au niveau de la fixation de l'éprouvette et la rupture risque donc de se produire au niveau de la fixation. De plus, le P.S.E. se déformant peu en traction, la précision des mesures est relativement faible. Pour palier à ces inconvénients, nous utilisons deux types d'éprouvettes dont la hauteur importante permet d'avoir une meilleure précision au niveau de la mesure des déplacements. Le premier type est de forme haltère ce qui permet d'éviter l'inhomogénéité des contraintes due à l'encastrement semelle/colle/éprouvette¹⁹ et de privilégier la rupture dans la hauteur utile de l'éprouvette. Ces éprouvettes sont découpées au fil chaud à l'aide d'un gabarit. Le deuxième type d'éprouvette est de forme parallélépipédique avec une entaille centrale bilatérale afin de provoquer la rupture au centre de l'éprouvette (figure 95). Ce type d'éprouvettes présente une plus grande facilité de mise en œuvre.

¹⁹ Voir §B.3.2.

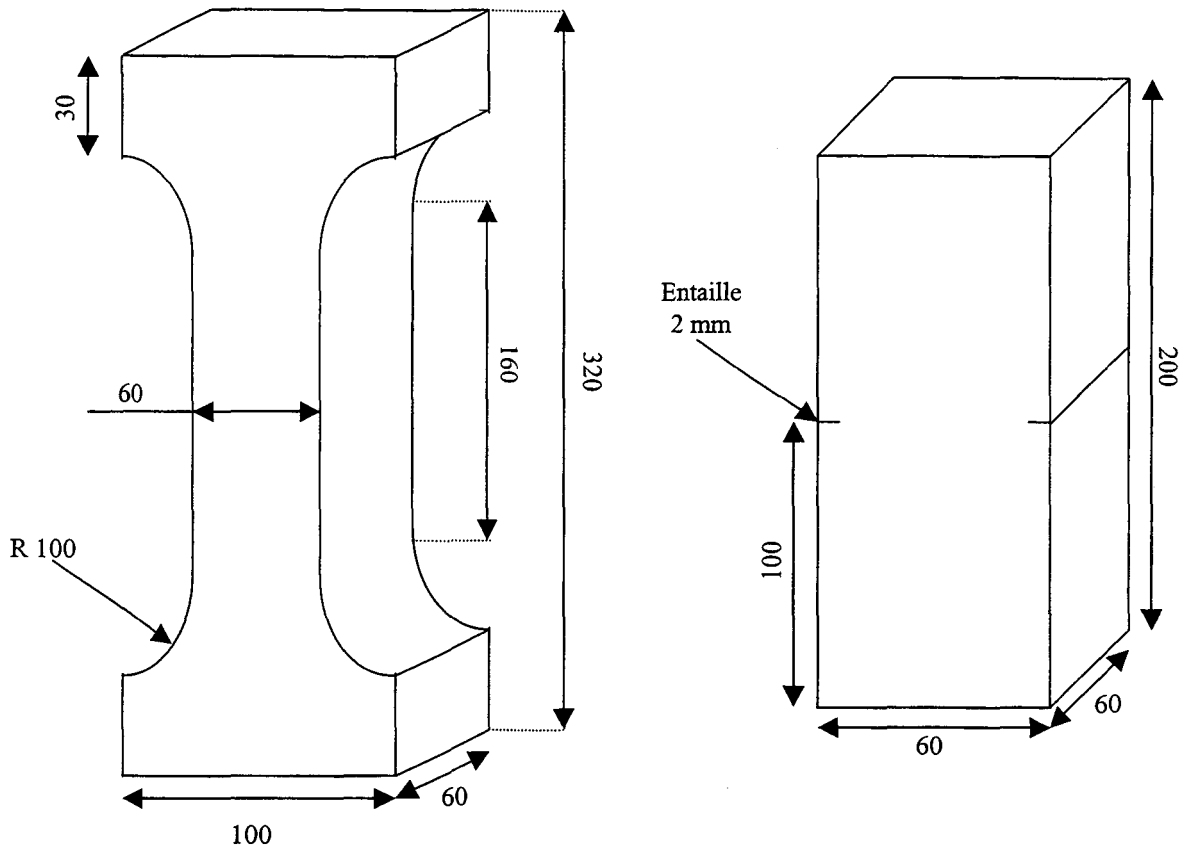


Figure 95 : Schéma des éprouvettes de traction.

Les courbes de comportement en traction d'un P.S.E. pour les deux géométries d'éprouvettes et pour trois densités sont présentées par la figure 96. Nous observons que le comportement est identique pour les deux formes d'éprouvettes. Par la suite, nous utiliserons donc les éprouvettes parallélépipédiques entaillées.

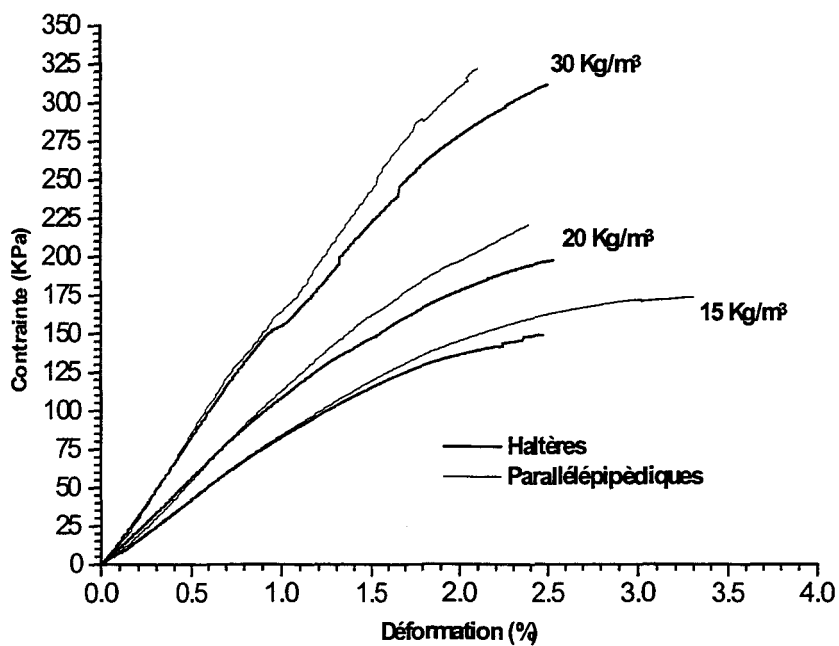


Figure 96 : Courbes de traction pour les éprouvettes haltères et parallélépipédiques.

B.2.3 Eprouvettes de compression

L'étude de la compression du P.S.E. est relative à son utilisation dans le cadre des remblais routiers. La plupart des études précédentes sont réalisées sur des éprouvettes cylindriques ($\phi = 75 \text{ mm}$; $h = 150 \text{ mm}$) généralement utilisées en mécanique des sols. Ce type d'éprouvettes présente un élancement de 2 qui risque d'entraîner un phénomène de flambage. La force maximale tolérée par la cellule de la machine de compression est de 10 KN, ce qui nous a amené à choisir des éprouvettes de section $S = 10000 \text{ mm}^2$ ($l_1 = l_2 = 100 \text{ mm}$) et de hauteur $h = 75 \text{ mm}$ (figure 97). Ces dimensions permettent d'utiliser au mieux l'étendue de précision de la cellule de charge de la machine et d'éviter le phénomène de flambement.

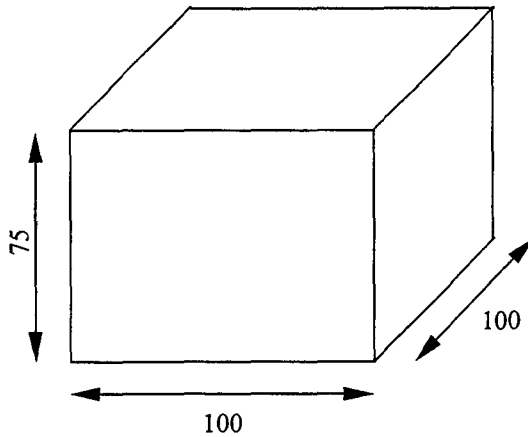


Figure 97 : Schéma d'une éprouvette de compression.

B.3 Machine d'essai et montages

Les essais sont réalisés sur une machine d'essais à vis sans fin de type INSTRON équipée de cellules interchangeables de capacité de 1 KN ou 10 KN. La gamme de vitesse autorisée est de 1 à 580 mm/mn (figure 98).

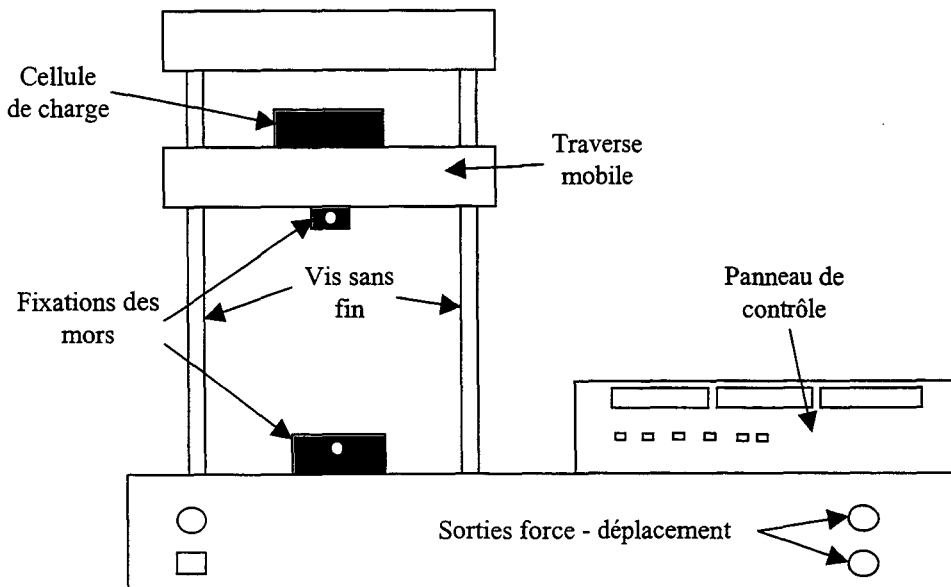


Figure 98 : Schéma de la machine d'essai.

La machine utilisée présente deux sorties numériques permettant d'obtenir un suivi du déplacement de la traverse mobile et de la force appliquée sur l'éprouvette. Ces sorties sont reliées à un « Datataker », qui assure l'acquisition de la force et du déplacement. Un micro ordinateur permet le stockage des données. Le système de fixation du mors supérieur autorise un jeu suivant les deux axes du plan horizontal. Ce jeu fait office de rotule et permet, lors des essais de traction et de compression, de limiter les problèmes de parallélisme des deux faces en contact avec les mors et d'assurer l'alignement des montages.

B.3.1 Flexion trois points

Pour effectuer les essais de flexion trois points la machine est équipée d'un capteur de déplacement L.V.D.T. qui permet de mesurer la flèche de l'éprouvette d_t au point A et de limiter les problèmes dus à l'enfoncement du plot mobile dans l'éprouvette (figure 99).

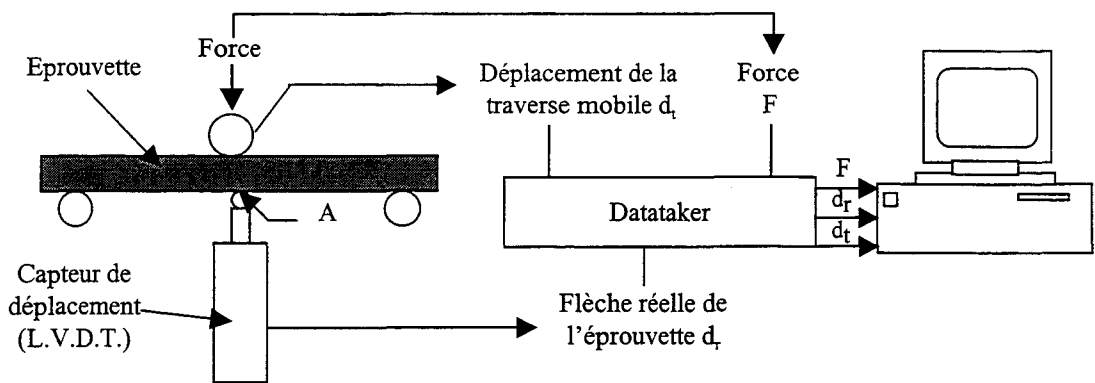


Figure 99 : Synoptique du montage de flexion trois points.

B.3.2 Traction

Lors des essais de traction, les éprouvettes sont collées, à l'aide d'une colle polyuréthane, entre deux semelles métalliques qui viennent se glisser dans les mors (figure 100). Des précautions sont prises, lors du collage, pour assurer l'alignement de l'axe de l'éprouvette avec celui de la machine. Les déformations de l'éprouvette sont suivies par le déplacement de la traverse mobile.

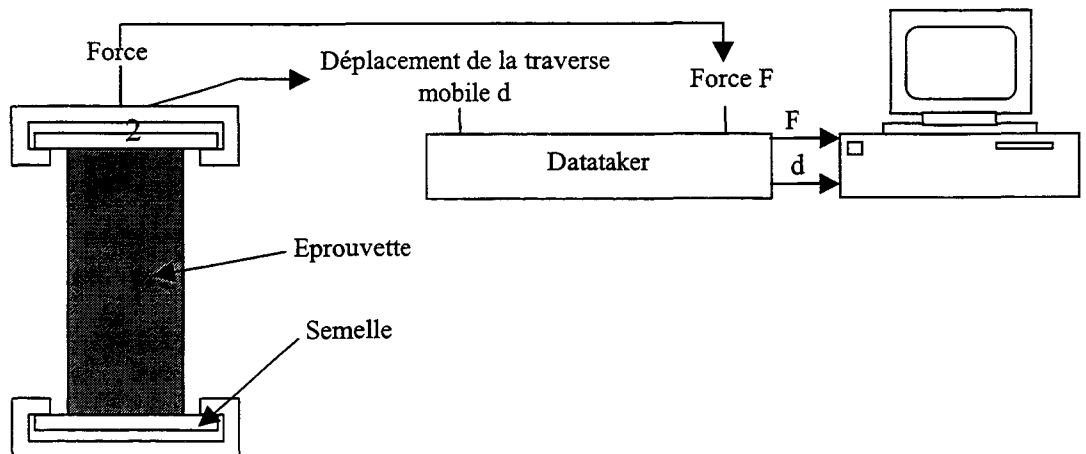


Figure 100 : Synoptique du montage de traction.

B.3.3 Compression

Dans le cas de la compression, l'éprouvette est maintenue entre deux mors plats. L'ensemble est équipé d'une caméra vidéo de suivi des déformations reliée à un micro ordinateur (figure 101)

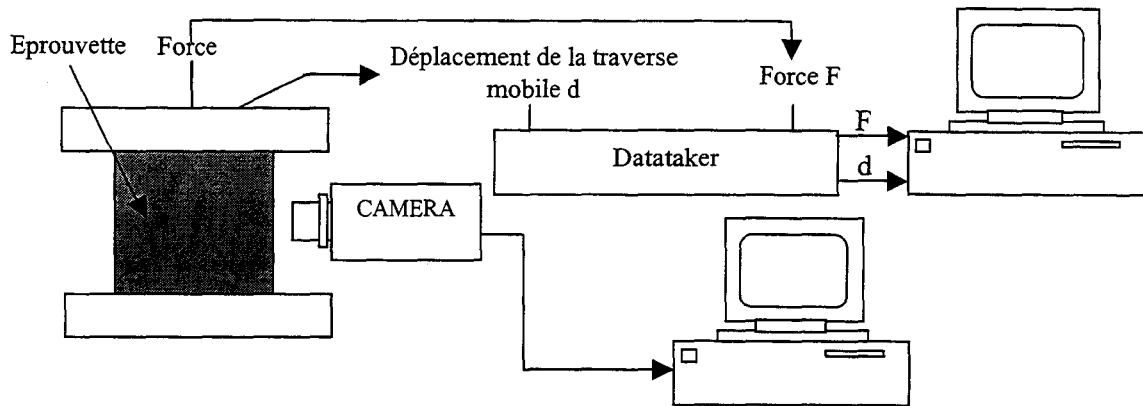


Figure 101 : Synoptique du montage de compression.

B.4 Conditions d'essai et de prélèvement des éprouvettes

B.4.1 Nombre d'essais

Généralement, les polymères présentent, lors d'essais mécaniques, des dispersions de résultats importantes. Nous effectuons donc chaque essai sur 5 éprouvettes afin de s'assurer de sa reproductibilité. Les essais sont conduits à température ambiante. Les figures 102, 103 et 104 présentent des courbes respectivement de flexion trois points de traction et de compression simple. Ces différentes figures mettent en évidence, d'une part, les différences de comportement du P.S.E. en fonction du type de sollicitation et d'autre part, la reproductibilité des essais.

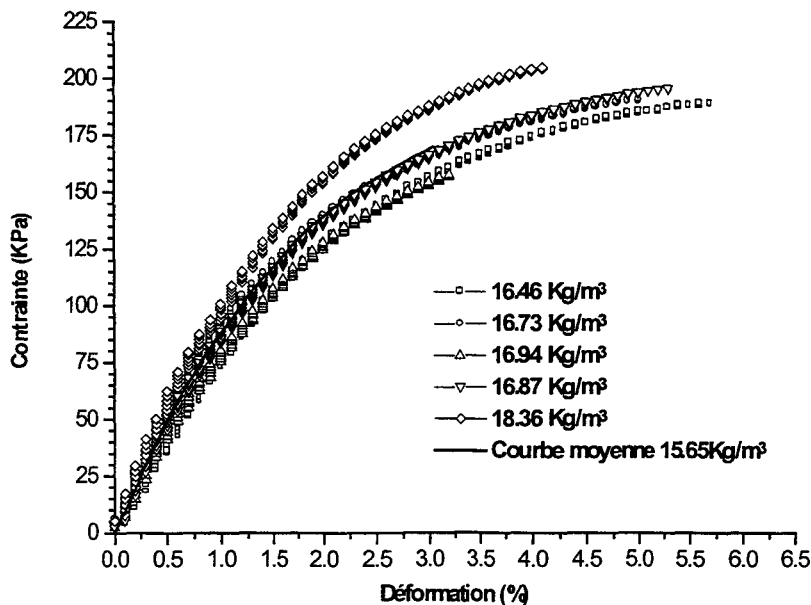


Figure 102 : Courbes de flexion 3 points d'un P.S.E. de type 76L15.

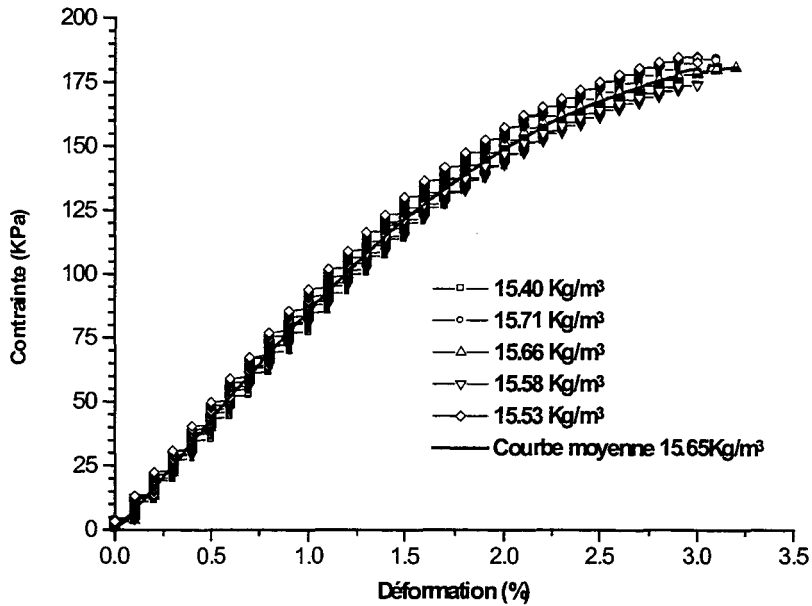


Figure 103 : Courbes de traction d'un P.S.E. de type 76D15.

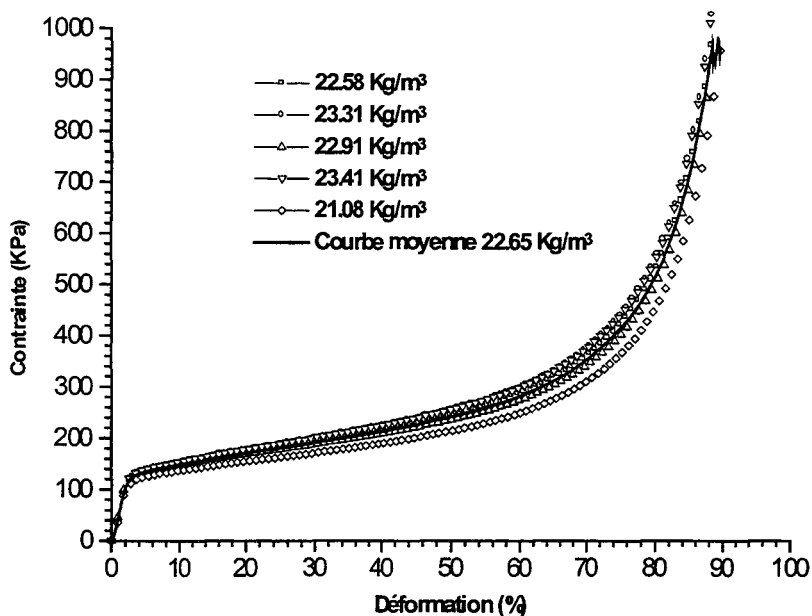


Figure 104 : Courbes de compression d'un P.S.E. de type 56L20.

Nous pouvons observer à la figure 102 des courbes relativement resserrées pour des éprouvettes de densités similaires (16.46 à 16.94 kg/m^3) alors que la courbe pour une éprouvette de densité 18.36 kg/m^3 présente des caractéristiques mécaniques plus élevées. Inversement, la figure 104, montre des courbes similaires pour les densités de 22.58 à 23.41 kg/m^3 , et une résistance mécanique moins importante pour une densité inférieure de 21.08 kg/m^3 . Dans le cas de la traction à la figure 103, les densités sont très proches ce qui entraîne des courbes très resserrées. Il est donc important de tenir compte de la densité de chaque éprouvette testée pour juger de la reproductibilité d'une série d'essais. De plus, nous remarquons que le comportement en flexion trois points et en traction simple est différent du comportement en compression simple.

B.4.2 Vitesse de sollicitation

Des essais préalables de flexion, de traction et de compression sont effectués afin d'étudier l'effet de la vitesse d'essai. Les vitesses de déplacement utilisées sont 1, 2, 4, 5, 10, 20, 30, 50, 100 mm/mn. Les essais de flexion à différentes vitesses de sollicitation sont effectués sur les éprouvettes de type II. Lorsque la vitesse de déformation augmente le module instantané reste constant (figure 105) alors que la contrainte seuil ne présente pas de tendance générale (figure 106).

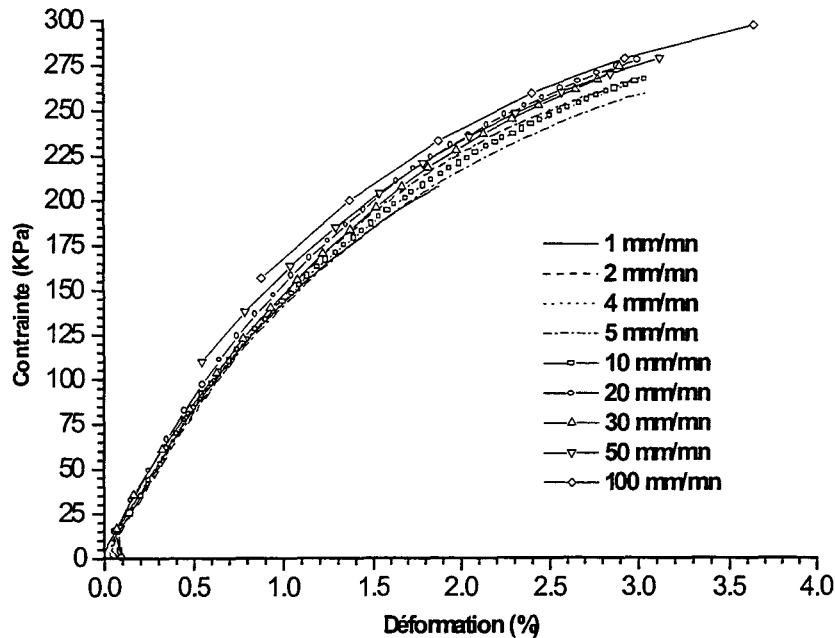


Figure 105 : Influence de la vitesse sur le comportement du P.S.E. sollicité en flexion.

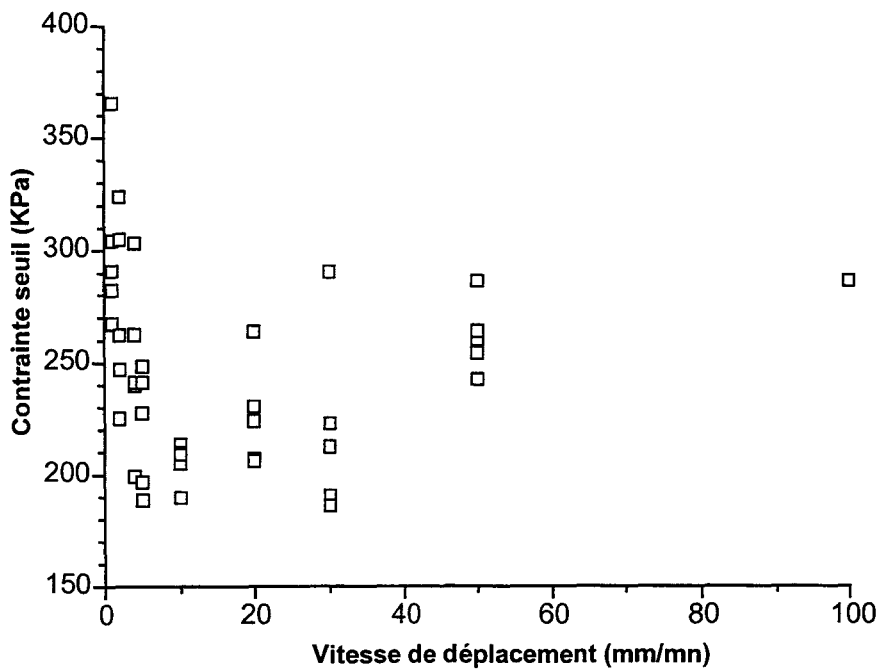


Figure 106 : Influence de la vitesse en flexion sur la contrainte seuil.

Les résultats des essais de compression à différentes vitesses de sollicitation sont présentés à la figure 107.

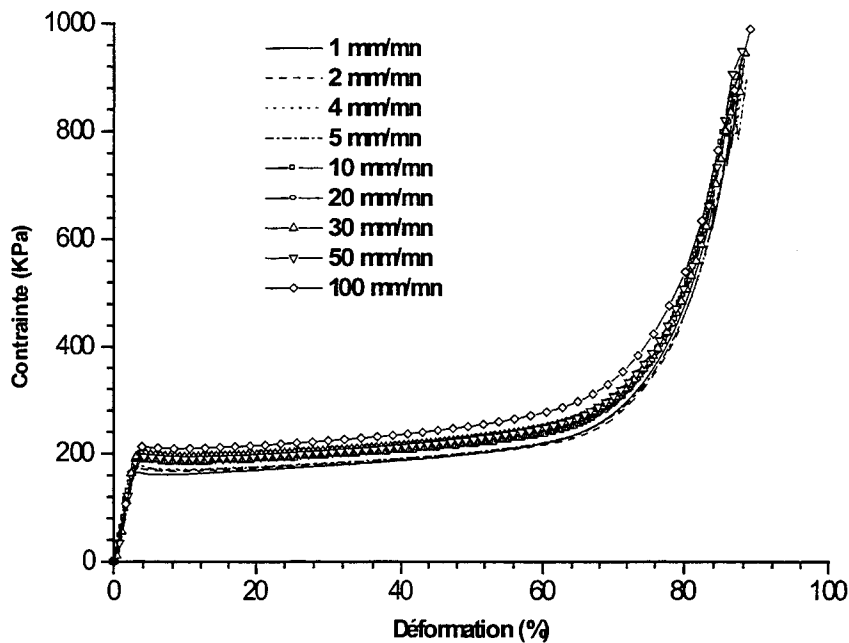


Figure 107 : Courbes globales de l'influence de la vitesse sur le comportement du P.S.E. sollicité en compression.

Lorsque la vitesse de déplacement en compression augmente nous n'observons pas d'évolution du module instantané alors que la valeur de la contrainte seuil semble s'accroître légèrement (figure 108). Ce résultat est en accord avec ceux issus de la littérature [Shaw 66 ; Magnan 89 ; Armbruster 93 ; Serratrice 94].

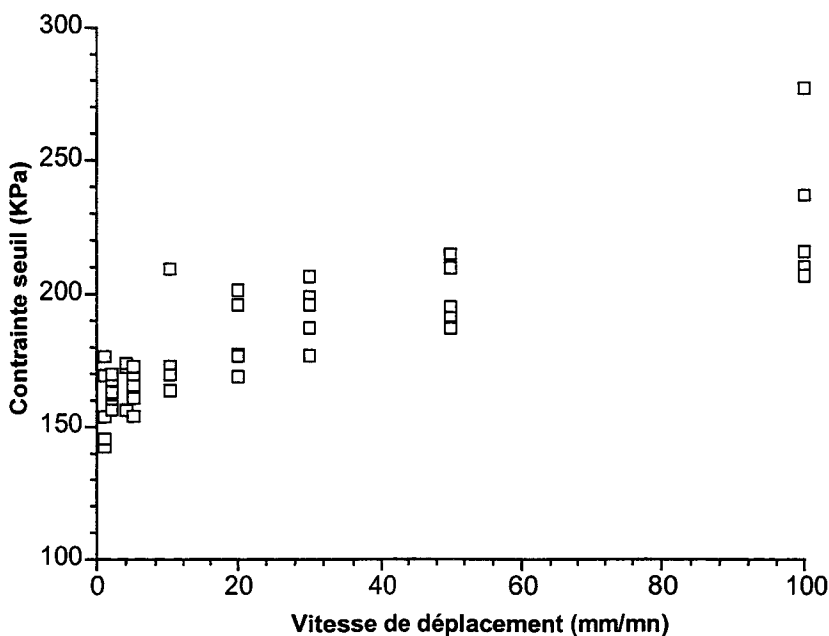


Figure 108 : Influence de la vitesse en compression sur la contrainte seuil.

La légère augmentation de la contrainte seuil avec la vitesse peut s'expliquer par l'effet de la viscosité du matériau. En effet, à faible vitesse de déformation le matériau a le temps de « s'adapter » à la contrainte par évacuation de l'air par porosité à travers les parois des cellules. A grande vitesse, l'équilibre des pressions de l'air à l'intérieur des cellules n'a pas le temps de s'effectuer. Il y a donc une augmentation rapide de la contrainte et donc une légère augmentation de la contrainte seuil. Ces différents résultats, nous amènent à choisir une vitesse moyenne de 4 mm/mn pour les essais de flexion et de compression et de 1 mm/mn pour la traction.

Pour vérifier l'hypothèse de viscosité du matériau, nous avons effectué des essais de relaxation en compression à différents taux de déformation (5, 10, 15, 20 %). Le principe de l'essai de relaxation est d'appliquer une déformation constante et d'observer le relâchement des contraintes dans le temps [Salençon 83 ; Chaboche 88 ; G'Sell 95]. Si les contraintes restent constantes le matériau ne présente pas de viscosité et réciproquement. La figure 109 illustre ce type de sollicitation.

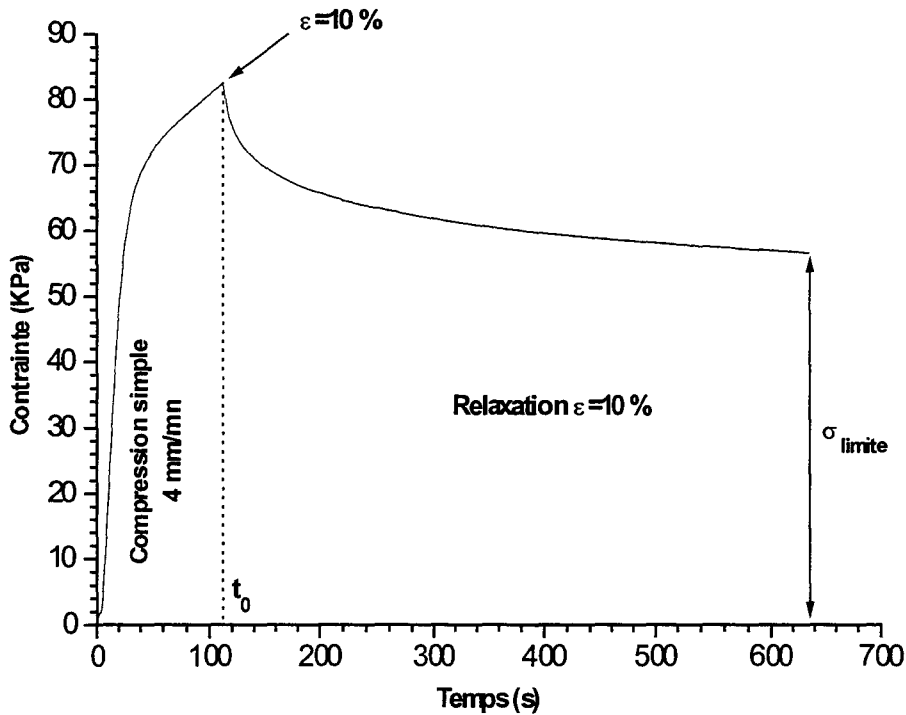


Figure 109 : Essai de relaxation à 10 % de déformation sur un P.S.E. de type 56L15.

Les figures 110 et 111 présentent le comportement en relaxation d'un P.S.E. de type 76D à différents taux de déformation et différentes densités. Au vu de ces figures, nous remarquons, d'une part, que le P.S.E. présente un phénomène de viscosité et d'autre part que les évolutions des courbes sont similaires entre elles. La vitesse de relaxation semble donc quasiment identique et ce quel que soit le taux de déformation et la densité. La diminution de contrainte lors de la relaxation est de l'ordre de 30 % ce qui est relativement faible ; la viscosité du P.S.E. est donc peu importante ce qui permet d'expliquer le peu d'influence de la vitesse sur son comportement mécanique.

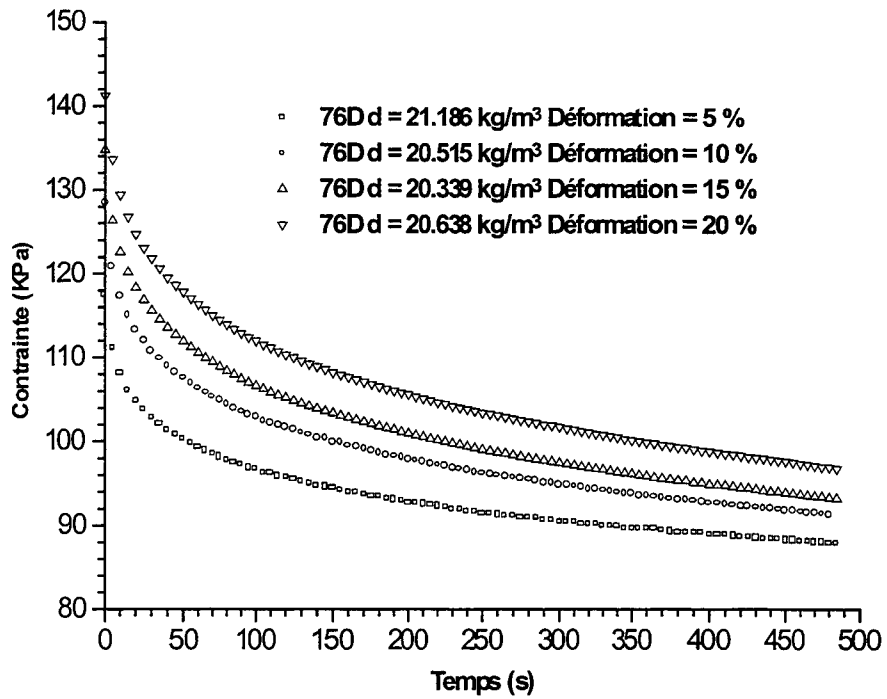


Figure 110 : Influence du taux de déformation sur la relaxation en compression d'un P.S.E. de type 76D20.

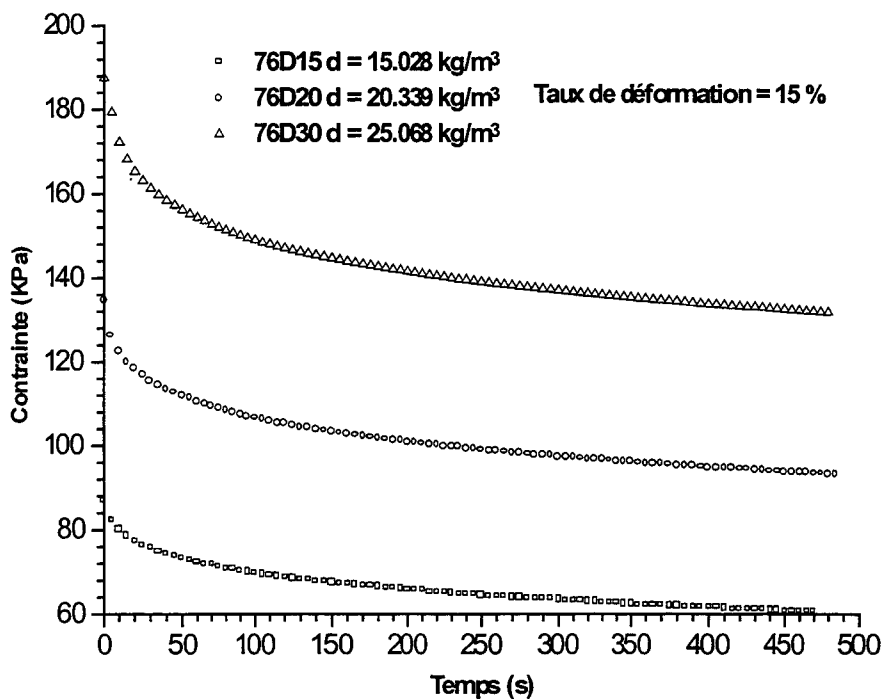


Figure 111 : Relaxation en compression d'un P.S.E. de type 76D et de différentes densités.

B.4.3 Hypothèse d'isotropie

Etant donné les observations microscopiques faites précédemment concernant la structure du matériau, l'hypothèse d'isotropie pourrait être retenue, ce qui est conforme aux recommandations relatives au moulage du produit (le moulage est effectué sans changement important de la forme des billes). Afin de vérifier cette hypothèse, nous utilisons trois directions de prélèvement d'éprouvettes X, Y, Z sollicitées ensuite en flexion trois points (figure 112).

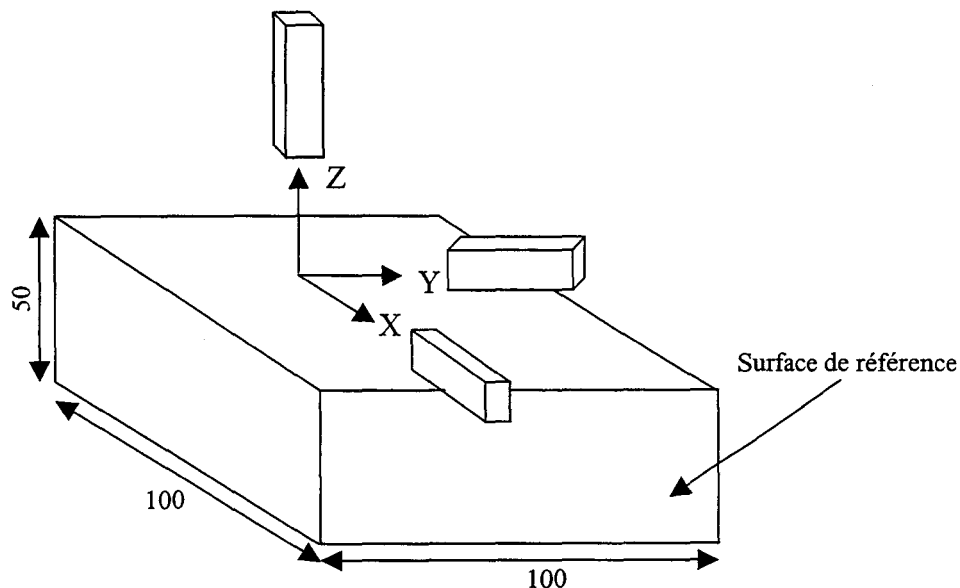


Figure 112 : Schéma d'un bloc de P.S.E. et directions de prélèvement des éprouvettes

Les essais réalisés permettent d'obtenir les courbes « contrainte - déformation » (moyenne de 5 essais), pour trois densités et pour trois directions différentes. La figure 113 montre que le comportement du P.S.E. est le même selon les trois directions ce qui permet de valider l'hypothèse d'isotropie.

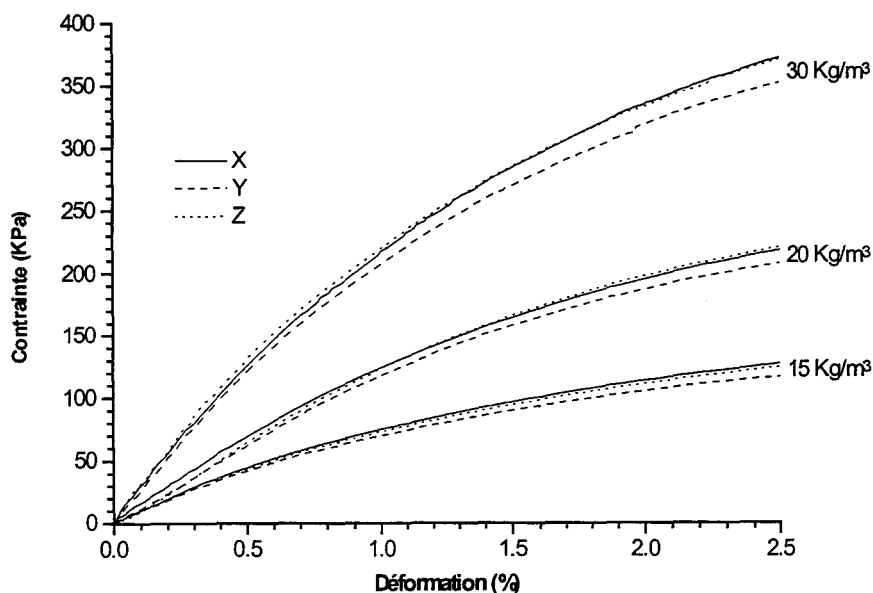


Figure 113 : Courbes de flexion trois points d'un P.S.E. de type 56L pour les directions X, Y, Z.

Une approche statistique permet de définir le niveau de confiance de l'hypothèse d'isotropie. Afin de simplifier le problème, nous comparons les valeurs de σ pour une flèche de 5 mm (cette valeur étant choisie car tous les types de P.S.E. testés atteignent cette flèche).

L'étude se ramène donc à trois séries [$\sigma(X)$, $\sigma(Y)$, $\sigma(Z)$] que nous analysons deux à deux, en utilisant une méthode de comparaison d'observations appariées (NFX 06-066), qui renvoie la probabilité associée à un test T de Student utilisé pour déterminer dans quelle mesure deux échantillons sont susceptibles de provenir de deux populations sous-jacentes ayant la même moyenne. Le tableau 8 réunit les trois séries ainsi que les pourcentages de similitude des courbes. Les résultats montrent que les blocs de P.S.E. testés ont un comportement isotrope à un niveau de confiance de 91.32 %. Cette constatation nous permet donc de découper les éprouvettes dans les blocs de P.S.E. sans tenir compte du sens de prélèvement.

	Contrainte à 5 mm en KPa		
	X	Y	Z
56B15	97.16	122.16	122.37
56L15	123.94	146.16	138.86
65D15	130.23	141.21	131.79
76L15	134.48	149.58	142.15
76D15	135.67	137.15	136.43
56L20	196.52	206.89	226.44
56B20	208.13	227.6	212.43
76D20	211.95	199.09	174.46
65D20	214.18	210.29	195.91
76L20	224.89	196.11	191.52
76L30	313.86	304.64	285.34
65D30	327.72	306.27	326.35
76D30	336.56	316.82	331.59
56L30	377.8	358.61	378.61

Similarité xy	Similarité xz	Similarité yz
91.32%	97.3%	94.1%

Tableau 8: Similitudes des courbes de directions de prélèvement d'éprouvettes différentes.

C. Conclusion

Cette étude préliminaire nous a permis de mieux cerner la structure du P.S.E. et nous amène à plusieurs constatations :

- la géométrie des billes de P.S.E. est de type polyédrique irrégulière ce qui entraîne la formation de vides intergranulaires,
- les dimensions des billes et des cellules peuvent varier fortement au sein d'un même P.S.E., tout en conservant cependant une isotropie structurelle qui se retrouve au niveau mécanique,
- les billes peuvent présenter des défauts de structure sous la forme de zones de forte expansion cellulaires pouvant engendrer l'apparition de cratères de formes sphériques,
- la dimension des grains formant le P.S.E. varie suivant le type et la densité du P.S.E. mais n'influence pas son comportement mécanique,
- la densité peut varier fortement au sein d'un même bloc cette variation provenant de l'opération de moulage.

De plus, nous avons montré que le P.S.E. présente un comportement de type visqueux. Cependant, nous avons constaté que l'influence de la vitesse sur le comportement mécanique du P.S.E. reste très faible. Toutes ces observations doivent nous permettre, par la suite, de déterminer les mécanismes de déformations et de décohésion du P.S.E. en fonction du type de sollicitation ainsi que de faciliter le dépouillement de nos essais en termes de densité et de reproductibilité. De plus, la présentation de courbes d'essais de flexion trois points, de traction et de compression a permis d'illustrer rapidement les différences pouvant exister entre chaque type de comportement. Ceci fait l'objet de la partie suivante.

III : Résultats et discussions

Comportement mécanique du polystyrène expansé : décohésion et compression simple

SOMMAIRE DE LA PARTIE III

A.	INTRODUCTION.....	92
B.	DÉCOHÉSION DU P.S.E.	92
B.1	DÉFINITION DES PARAMÈTRES MÉCANIQUES.....	93
B.2	INFLUENCE DE LA DENSITÉ.....	96
B.2.1	<i>Influence de la densité sur le module E^*</i>	97
B.2.2	<i>Influence de la densité sur la contrainte seuil</i>	98
B.2.3	<i>Influence de la densité sur la déformation à rupture</i>	100
B.2.4	<i>Synthèse</i>	103
B.3	MODES DE DÉCOHÉSION.....	106
B.3.1	<i>Observations macroscopiques</i>	106
B.3.2	<i>Observations microscopiques</i>	108
B.3.2.1	Rupture transgranulaire.....	108
B.3.2.2	Rupture intergranulaire.....	112
B.3.3	<i>Synthèse</i>	115
C.	COMPRESSION SIMPLE.....	116
C.1	DÉFINITION DES PARAMÈTRES MÉCANIQUES.....	118
C.2	INFLUENCE DE LA DENSITÉ.....	122
C.2.1	<i>Influence de la densité sur le module E^*</i>	123
C.2.2	<i>Influence de la densité sur la contrainte seuil</i>	124
C.2.3	<i>Influence de la densité sur la déformation de densification</i>	125
C.2.4	<i>Synthèse</i>	127
C.3	ELASTIFICATION DU P.S.E.	129
C.3.1	<i>Influence de la vitesse d'élastification</i>	129
C.3.2	<i>Influence de la déformation d'élastification</i>	131
C.3.3	<i>Synthèse</i>	132
C.4	MÉCANISMES DE DÉFORMATION EN COMPRESSION.....	133
C.4.1	<i>Déformations macroscopiques</i>	133
C.4.2	<i>Déformations microscopiques</i>	135
C.4.2.1	Phase I : élastique non linéaire.....	135
C.4.2.2	Phase II : plateau de contrainte.....	136
C.4.2.3	Phase III : densification.....	137
C.4.3	<i>Synthèse</i>	139
D.	CONCLUSION.....	140

A. Introduction

Au vu des résultats expérimentaux obtenus en flexion, en traction et en compression nous pouvons constater que les comportements varient suivant le type de sollicitation²⁰. En effet, nous dégageons deux types de mécanismes de déformation et donc de comportements :

- 1) comportement en flexion et en traction : ces essais décrivent les mécanismes de décohésion du P.S.E.,
- 2) comportement en compression simple : ces essais permettent une approche du comportement mécanique ainsi que des modes de déformations du P.S.E. utilisé en remblais routier.

Cette partie de l'étude se décompose donc en deux chapitres :

I) Etude de la décohésion du P.S.E. :

L'étude de la décohésion est effectuée à partir d'essais de traction et de flexion. Cette étude permet de caractériser la qualité du matériau ainsi que ses mécanismes de rupture. Nous présentons tout d'abord la description du comportement mécanique du P.S.E. ainsi que l'influence des paramètres propres au matériau sur son comportement. Enfin, nous analysons les mécanismes de déformation et de décohésion du matériau.

II) Etude de la compression du P.S.E. :

Dans un premier temps, nous procédons à l'étude du comportement du P.S.E. et à l'analyse de l'influence des divers paramètres sur ce comportement. Dans un deuxième temps nous nous intéressons aux mécanismes de déformations macroscopiques et microscopiques.

B. Décohésion du P.S.E.

Dans le chapitre relatif à la structure du P.S.E., nous avons montré que le matériau est constitué de grains soudés entre eux par la fusion des billes et l'addition d'un matériau de « collage ». Cela signifie que la résistance à la rupture dépend de deux facteurs :

- la résistance propre des billes et donc des cellules qu'elles contiennent,
- la résistance des entre les billes et donc, a priori, de la soudure et du matériau de collage.

Pour étudier cet aspect, des essais de décohésion sont réalisés en fin de production. Ces essais permettent aux fabricants de P.S.E. de juger, en fonction de la contrainte à rupture, de la qualité de leurs produits. Actuellement, deux types d'essais préconisés par des normes sont effectués :

- essais de flexion trois points,
- essais de traction.

²⁰ Les courbes expérimentales de flexion, de traction et de compression sont présentées dans l'annexe C.

Cette partie de l'étude dont l'objectif est d'évaluer le phénomène de décohésion doit permettre de mieux cerner la qualité du P.S.E.. Pour y parvenir, nous proposons d'analyser le comportement global du P.S.E. sollicité en flexion et en traction. L'analyse des faciès de rupture nous permet par la suite de mettre en évidence les mécanismes de rupture.

B.1 Définition des paramètres mécaniques

Le comportement du P.S.E. en flexion trois points, décrit par la courbe « contrainte - déformation » de type « genou », se caractérise par deux phases distinctes (figure 114) :

- phase I : phase élastique non linéaire caractérisée par un module tangent initial E^* obtenu en déterminant la pente de la droite tangente à la courbe à l'origine. La phase élastique s'achève à une contrainte appelée contrainte seuil (σ_s^*) que nous déterminons graphiquement comme l'intersection de la tangente à l'origine et de celle au point de rupture. Ce mode de détermination présente l'inconvénient d'imprécisions dues au tracé des tangentes.
- phase II : phase plastique caractérisée par la contrainte seuil σ_s^* , la contrainte à la rupture σ_R^* et la déformation à la rupture ϵ_R .

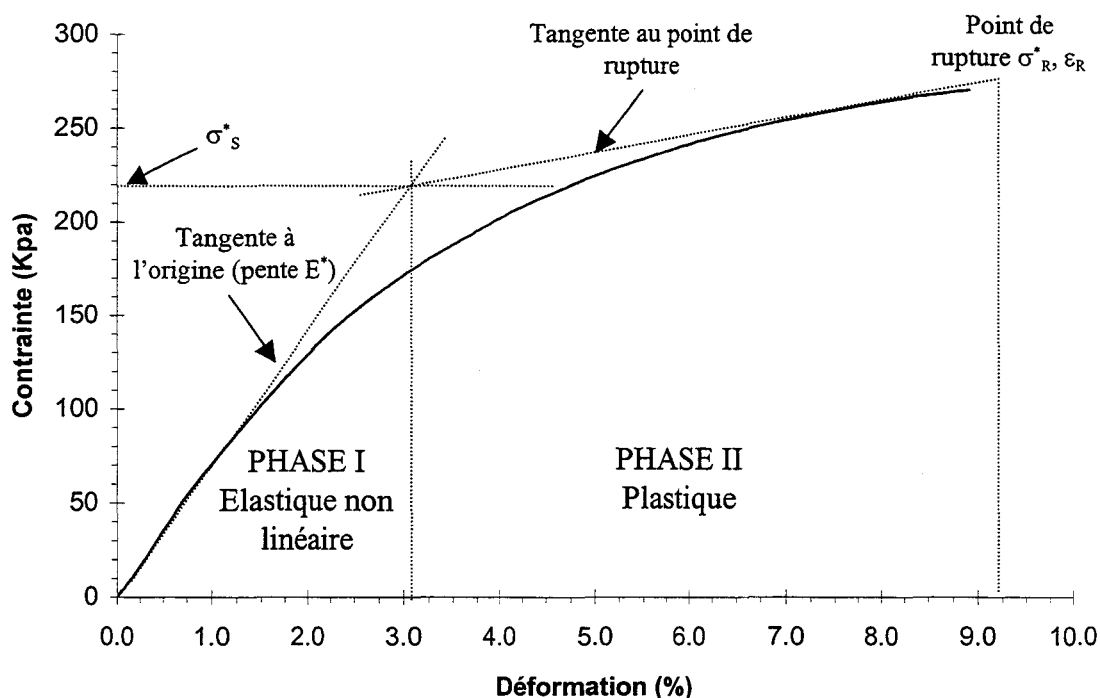


Figure 114 : Courbe type « contrainte - déformation » de flexion 3 points.

Dans le cas de la traction du P.S.E., la phase élastique est quasiment linéaire et la phase plastique constitue une part négligeable de la déformation totale des éprouvettes. En effet, pour des densités élevées, les éprouvettes rompent à l'issue de la phase I ce qui nous conduit à considérer la contrainte seuil comme étant la contrainte à rupture (figure 115). Ces constatations confèrent au P.S.E. sollicité en traction un comportement similaire à un matériau « fragile ».

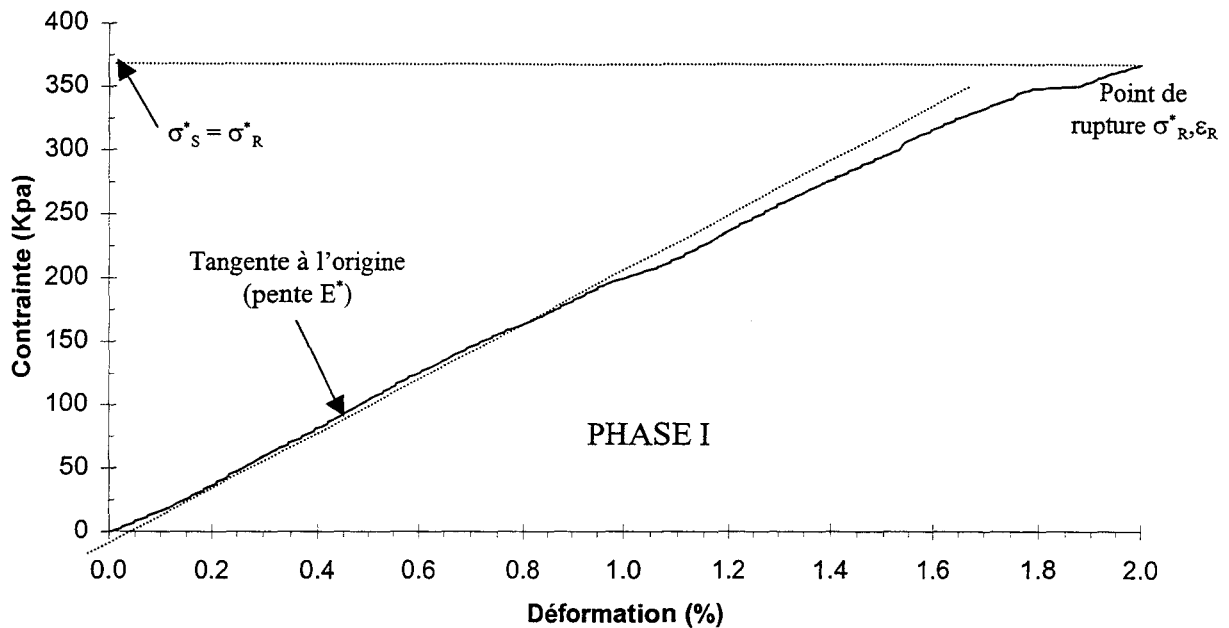


Figure 115 : Courbes type « contrainte – déformation » en traction.

La contrainte seuil, définie précédemment, marque arbitrairement le début de la phase II. Cependant, elle ne correspond pas forcément au début de la phase plastique. Pour préciser la valeur de la contrainte plastique, contrainte à partir de laquelle les déformations deviennent irréversibles, nous effectuons des essais de « charge – décharge ». Le principe de cet essai est d'imposer à une éprouvette un cycle de déplacement croissant (charge à 4mm/mn) et décroissant (décharge à 4mm/mn), le déplacement maximum appliqué est incrémenté à chaque phase de charge (+ 1 mm). La valeur de σ_p^* peut alors être déterminée lorsque l'éprouvette reste déformée à la fin d'un cycle (déformation résiduelle). La figure 116 présente un essai de « charge – décharge » en flexion.

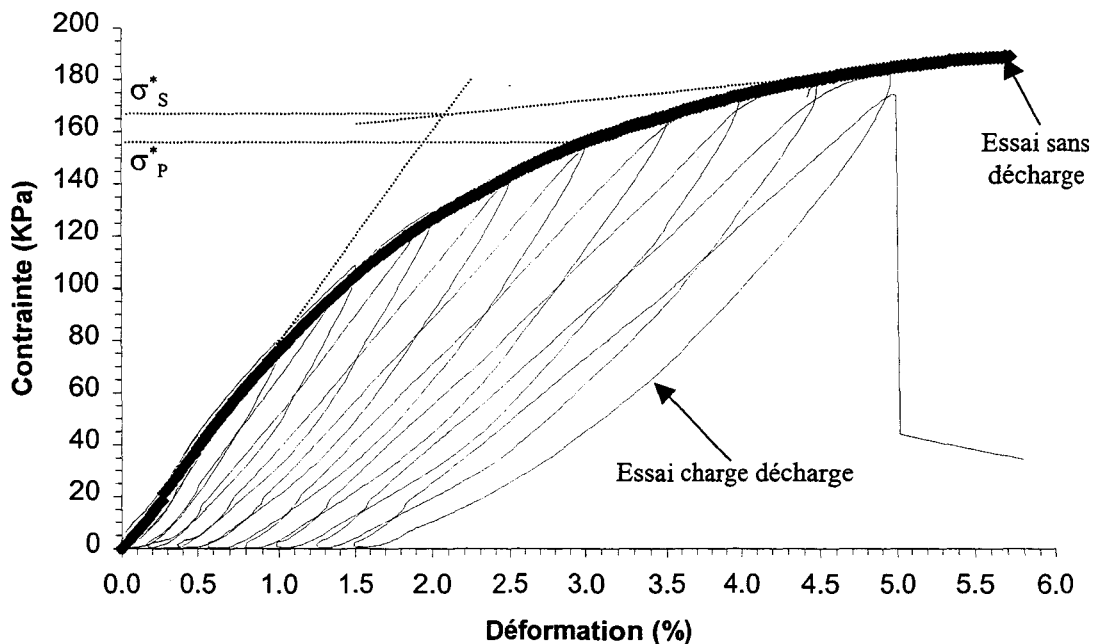


Figure 116 : Courbe « charge - décharge » de flexion 3 points d'un P.S.E. de type 76L15.

L'évolution de la contrainte maximale de chaque cycle en fonction de la déformation résiduelle à la décharge conduit à la détermination de la valeur réelle de σ_p^* (figure 117).

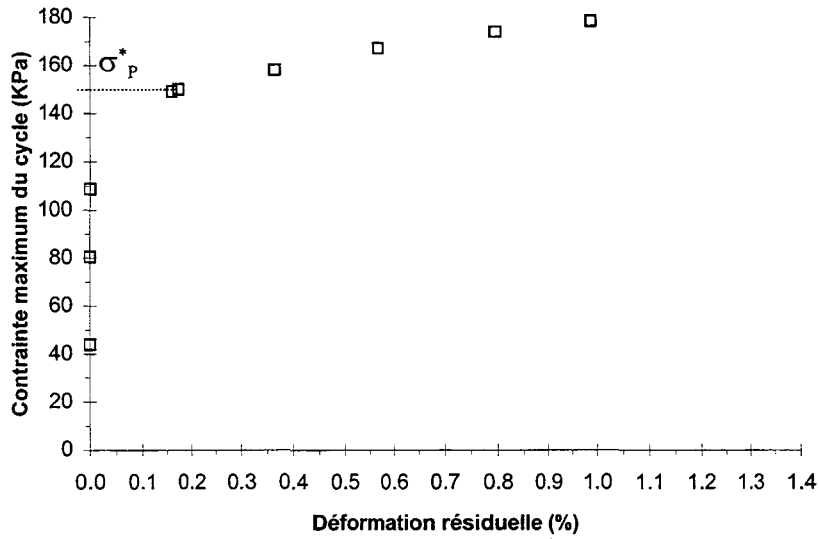


Figure 117 : Déformations résiduelles d'un essai de « charge - décharge » en flexion 3 points d'un P.S.E. de type 76L15.

Du fait du comportement visqueux du matériau, il est possible que le temps entre un cycle de charge et un cycle de décharge soit trop court pour permettre la recouvrance complète de l'éprouvette. Cependant, comme nous l'avons montré précédemment, l'effet de la viscosité du P.S.E. est relativement faible et nous considérons donc qu'il n'interfère pas avec les résultats obtenus et que l'éprouvette a le temps de recouvrer complètement. La figure 118 montre que la contrainte seuil et la contrainte plastique sont similaires ($\frac{\sigma_p^*}{\sigma_s^*} \approx 1$). La phase II correspond donc bien à une phase de comportement plastique du matériau.

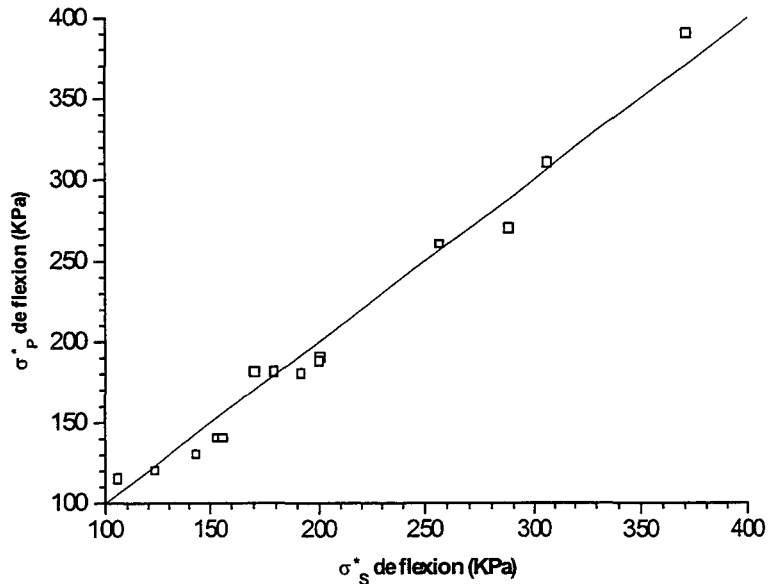


Figure 118 : Evolution de σ_p^* en fonction de σ_s^* obtenues en flexion trois points.

A l'issue de cette partie qui nous a permis de définir les paramètres mécaniques du P.S.E. en flexion et en traction, nous nous intéressons à l'influence de la densité sur ces paramètres.

B.2 Influence de la densité

La densité semble être le paramètre essentiel qui gouverne la résistance du P.S.E. aussi bien en flexion qu'en traction. En effet, les figures 119 et 120, qui présentent les courbes de flexion et de traction d'un P.S.E. de type 76D pour trois densités, illustrent le rôle majeur de la densité sur le comportement mécanique : plus la densité augmente, plus la résistance du P.S.E. est importante.

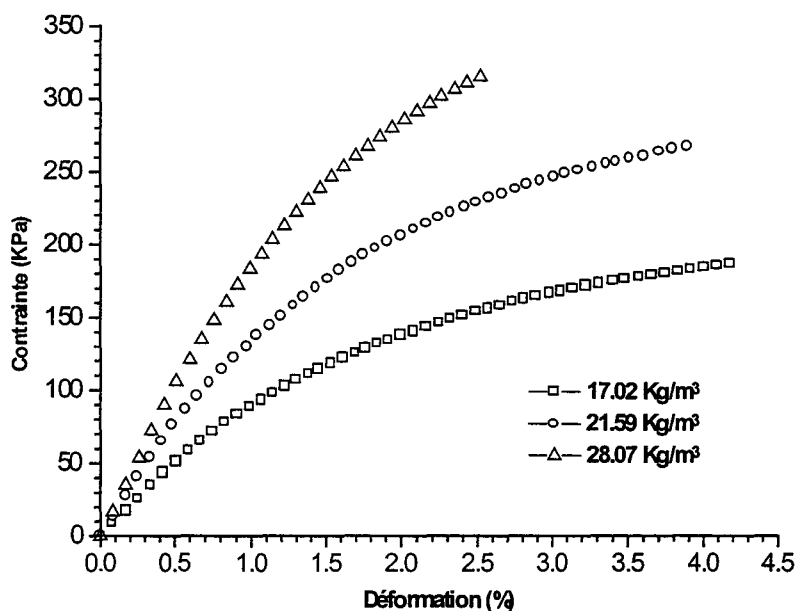


Figure 119 : Influence de la densité sur les courbes de flexion d'un P.S.E. de type 76D.

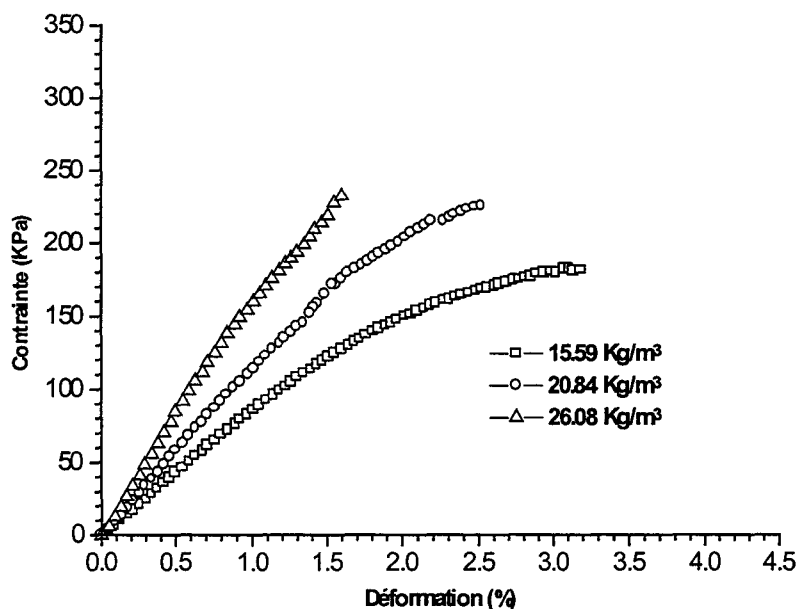


Figure 120 : Influence de la densité sur les courbes de traction d'un P.S.E. de type 76D.

Nous remarquons, dans le cas de la traction, que l'allure des courbes varie suivant la densité. En effet pour une densité de 15.59 kg/m³ nous retrouvons l'allure d'une courbe de flexion avec

cependant une phase élastique quasi-linéaire et une phase plastique de l'ordre de 0.75 % d'étendue (2.4 % pour la flexion). Pour des densités de 20.84 et 26.08 kg/m³ la phase élastique devient linéaire et l'étendue de la phase plastique diminue jusqu'à devenir nulle.

L'influence de la densité est étudiée, dans une gamme de 12 à 37 kg/m³, sur les trois paramètres mécaniques suivants :

- module tangent initial E^* ,
- contrainte seuil (sensiblement égale à la contrainte à rupture),
- déformation à rupture.

Les équations proposées par la suite et qui permettent de relier de manière empirique les caractéristiques mécaniques à la densité ne sont, a priori, valables que pour l'intervalle 12 à 37 kg/m³. Lors de cette étude et dans un souci de cohérence par rapport aux unités et aux travaux précédents sur les mousses, nous utilisons les caractéristiques relatives du P.S.E. sous la forme :

$$(18) \quad \frac{X^*}{X_s} = f\left(\frac{\rho^*}{\rho_s}\right)$$

avec X^* correspondant aux caractéristiques du P.S.E. et X_s à celle du polystyrène cristal (P.S.). Les données mécaniques sur le P.S. sont regroupées dans le tableau ci-dessous²¹.

ρ_s (kg/m ³)	E_s flexion	σ_s flexion	σ_s/E_s	E_s traction	σ_s traction	σ_s/E_s
1050	3450 MPa	75 MPa	0.021	3300 MPa	50 MPa	0.015

Tableau 9 : Caractéristiques mécaniques du P.S. cristal standard en flexion et en traction
[Dorlot 86 ; Chanda 93 ; Trotignon 93 ; Ashby 97]

Les courbes « paramètre mécanique relatif - densité relative » sont tracées en tenant compte de tous les points des essais réalisés pour un type de P.S.E. donné. Ces courbes peuvent présenter des dispersions importantes du fait du matériau, ces dispersions variant selon le type de P.S.E.. Dans le cas de la flexion trois points, nous présentons sans distinction les résultats des essais effectués sur les éprouvettes de type I et II.

B.2.1 Influence de la densité sur le module E^*

L'influence de la densité sur E^* s'explique par le fait que plus le matériau est dense, plus il contient de polymère, ceci implique donc une croissance de E^* . La dispersion des résultats obtenus est probablement due au mode de détermination du module E^* , la tangente à l'origine posant des difficultés au niveau de son estimation. Les figures 121 et 122 montrent que l'évolution du module tangent relatif en fonction de la densité relative peut être décrite par une fonction linéaire exprimée dans notre cas par la relation suivante en flexion :

$$(19) \quad \frac{E^*}{E_s} = 0.2729 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0015 \quad R = 0.9664$$

²¹ Les valeurs indiquées correspondent aux valeurs moyennes proposées par les différents auteurs.

et en traction :

$$(20) \quad \frac{E^*}{E_s} = 0.2200 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0006 \quad R = 0.9344$$

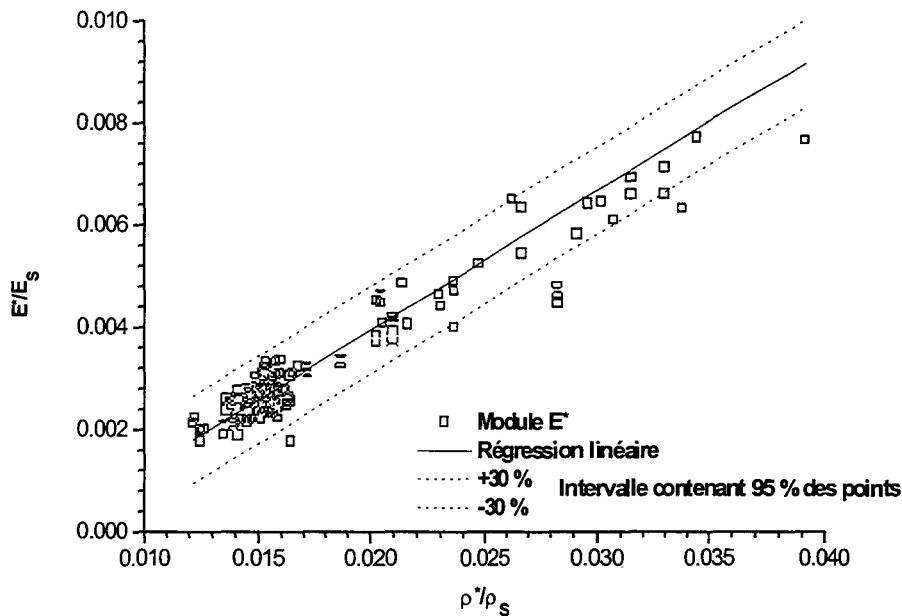


Figure 121 : Evolution du module tangent relatif en fonction de la densité relative en flexion.

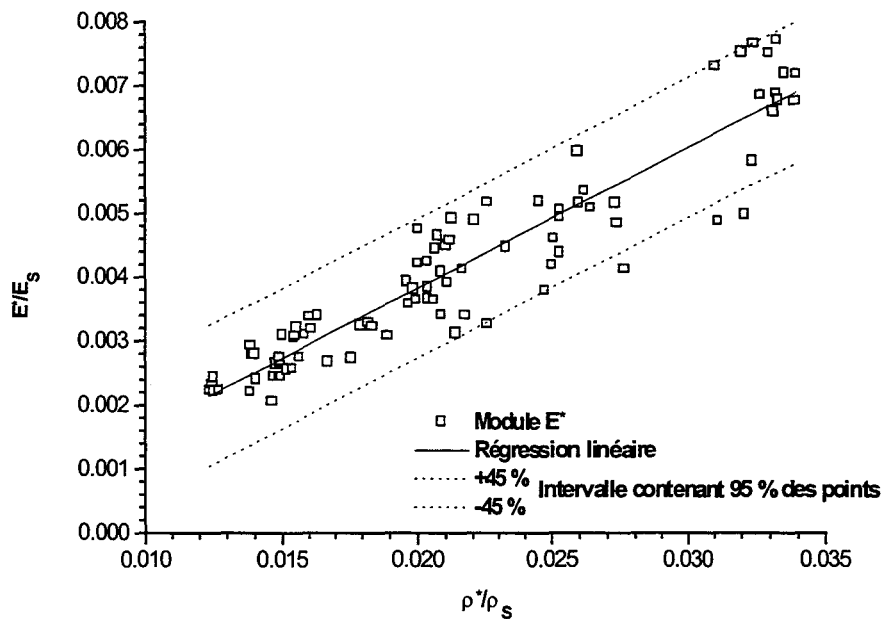


Figure 122 : Evolution du module tangent relatif en fonction de la densité relative en traction.

B.2.2 Influence de la densité sur la contrainte seuil

L'influence des défauts présents dans le matériau est très importante lors d'essais de flexion et de traction ceci peut expliquer les dispersions des valeurs des contraintes seuils. Les figures 123 et

124 mettent en évidence l'évolution croissante de la contrainte seuil relative en fonction de la densité relative pour les différents types de P.S.E. :

en flexion :

$$(21) \quad \frac{\sigma_S^*}{\sigma_{Ss}} = \frac{\sigma_R^*}{\sigma_{Ss}} = 0.1556 \frac{\rho^*}{\rho_S} - 0.0003 \quad R = 0.9215$$

en traction :

$$(22) \quad \frac{\sigma_S^*}{\sigma_{Ss}} = \frac{\sigma_R^*}{\sigma_{Ss}} = 0.1696 \frac{\rho^*}{\rho_S} - 0.0009 \quad R = 0.8860$$

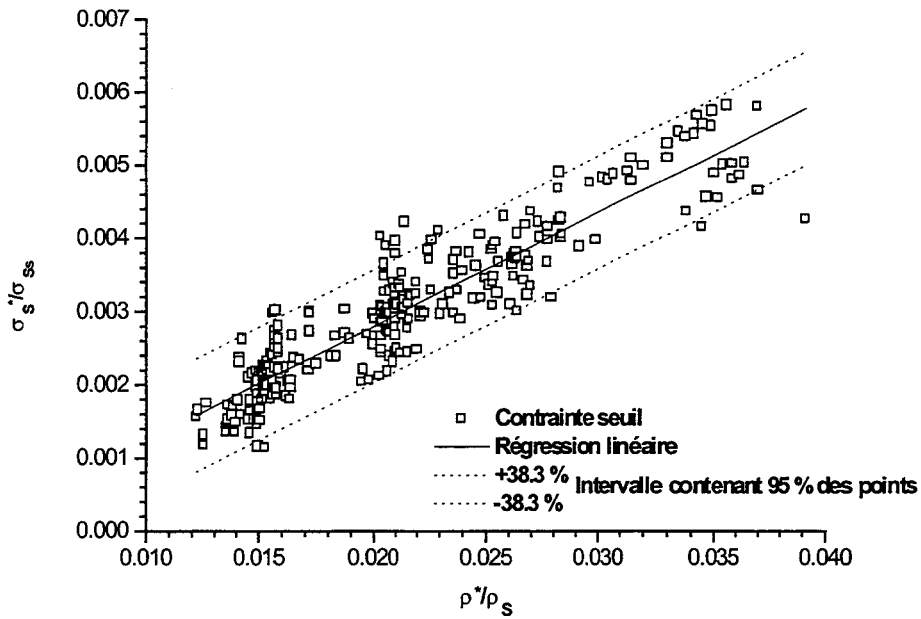


Figure 123 : Evolution de la contrainte seuil relative en fonction de la densité relative en flexion.

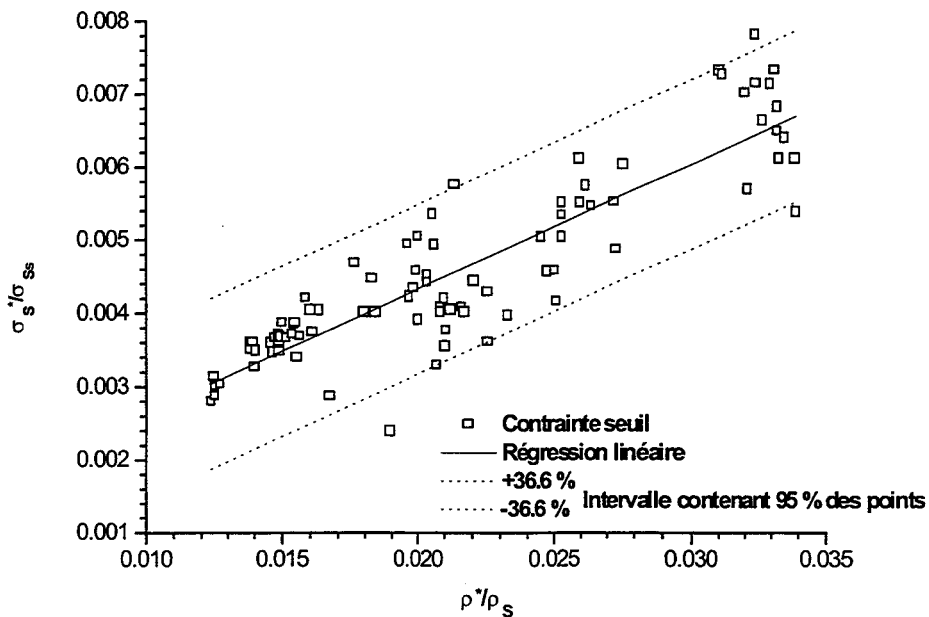


Figure 124 : Evolution de la contrainte seuil relative en fonction de la densité relative en traction.

Nous observons cependant des dispersions plus importantes que pour le module E^* qui peuvent provenir du fait que le calcul de la contrainte seuil dépend directement de celui du module E^* . Ces différents résultats, qui sont regroupés à la figure 125, mettent en évidence la similitude entre les paramètres mécaniques obtenus en flexion et en traction :

$$(23) \quad \left[\frac{E^*}{E_S} \right]_{\substack{\text{Flexion} \\ \text{Traction}}} \approx 0.246 \frac{\rho^*}{\rho_S}$$

$$(24) \quad \left[\frac{\sigma_s^*}{\sigma_{S_s}} \right]_{\substack{\text{Flexion} \\ \text{Traction}}} \approx 0.163 \frac{\rho^*}{\rho_S}$$

Cette constatation est intéressante car elle implique que l'essai de flexion, plus facile à mettre en œuvre que l'essai de traction, peut servir à lui seul à quantifier le phénomène de décohésion.

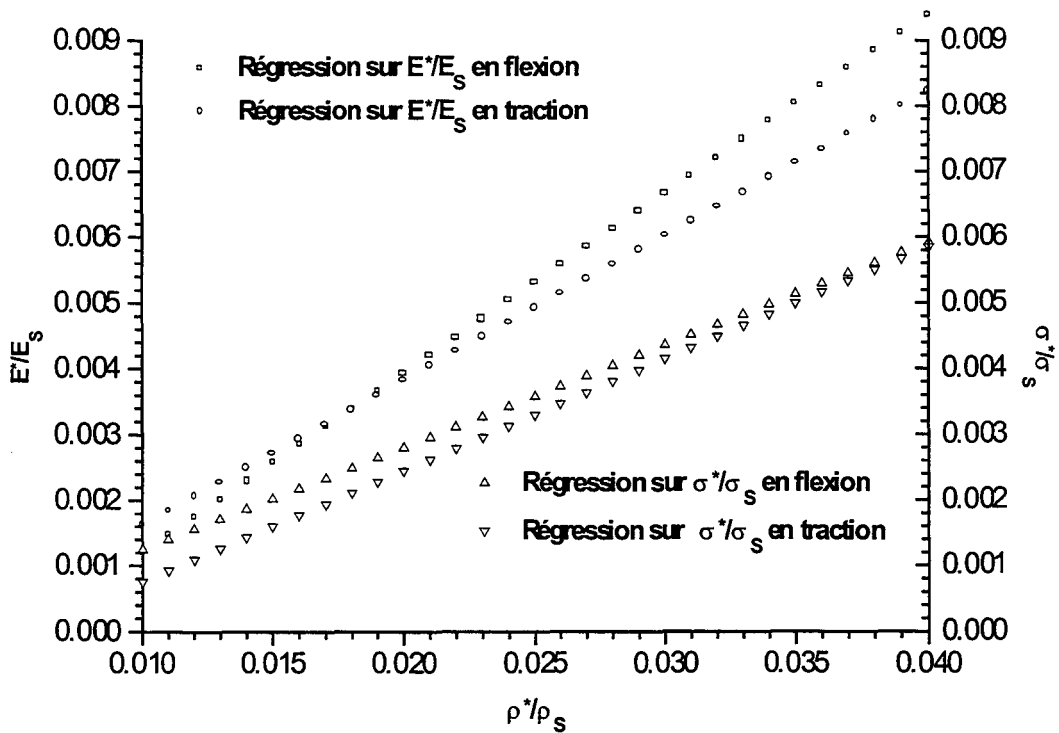


Figure 125 : Comparaison des régressions sur le module tangent relatif et la contrainte seuil relative en flexion et en traction.

B.2.3 Influence de la densité sur la déformation à rupture

La déformation à la rupture permet d'évaluer le caractère « fragile » ou « ductile » du matériau. Pour évaluer cette caractéristique au niveau du P.S.E., nous avons reporté aux figures 126 et 127 l'évolution de la déformation à la rupture en fonction de la densité relative. Globalement nous observons que la déformation ϵ_R diminue avec l'augmentation de la densité. Ceci peut être dû au moulage du matériau, en effet, pour un même type de P.S.E., une densité élevée implique un nombre de billes plus important que pour une faible densité et probablement une soudure moins forte entre les billes.

Dans notre cas, pour des densités de l'ordre de 30 kg/m^3 , la rupture se produit à une déformation d'environ 2 % contre 4 % pour un P.S.E. de 20 kg/m^3 et 6 % pour un 12 kg/m^3 . Pour des densités élevées, le P.S.E. à un comportement similaire à un matériau de type « fragile » : la contrainte seuil et la contrainte à la rupture sont confondues et la rupture est instantanée.

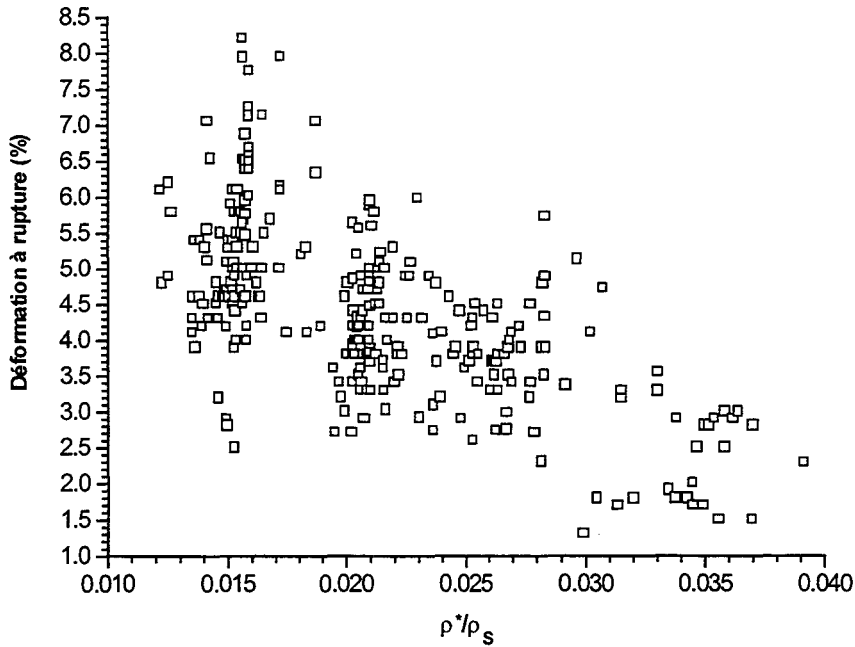


Figure 126 : Evolution de ε_R en fonction de la densité relative en flexion trois points pour les éprouvettes de type I et II.

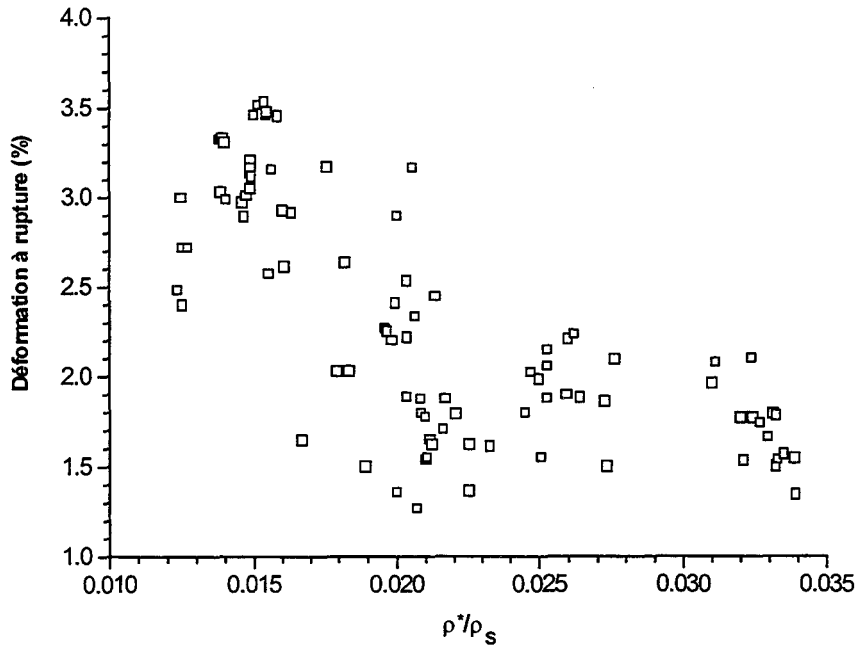


Figure 127 : Evolution de ε_R en fonction de la densité relative en traction.

La dispersion des résultats des figures 126 et 127 est très importante, par exemple, pour un P.S.E. d'une densité d'environ 20 kg/m^3 la déformation à rupture en flexion varie de 2.5 à 6 % et de 1.2 à 3.2 % en traction. La déformation à rupture en flexion est, en général, deux fois plus importante que celle en traction. La déformation à rupture dépend partiellement de la densité mais surtout de la qualité et donc de la quantité de défauts présents dans le P.S.E. testé. Les résultats ne permettent pas d'obtenir une régression correcte de la déformation à la rupture en fonction de la densité relative. Ces dispersions montrent aussi que le phénomène de décohésion est complexe en termes de mécanismes de déformations et de ruptures. Cependant, les ruptures en flexion se produisent toujours dans la fibre inférieure tendue et dans l'axe du chargement (figure 128). Dans le cas de la traction, la rupture a lieu systématiquement au niveau de l'entaille mécanique.

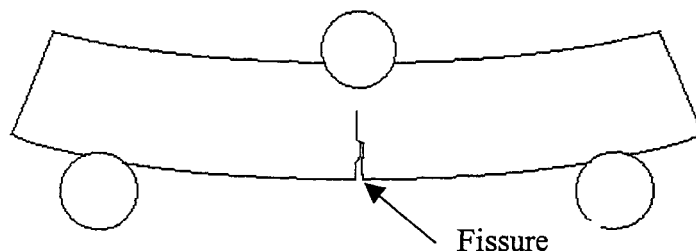


Figure 128 : Schéma de la rupture en flexion 3 points.

Cependant, dans le cas général, plus la densité s'accroît plus la déformation à la rupture est faible. En effet, plus le matériau est dense, plus il va présenter un caractère « fragile » proche de celui du polystyrène cristal. Ces résultats sont confirmés par plusieurs travaux issus de la littérature dans le cas des matériaux alvéolaires.

B.2.4 Synthèse

Au vu de ces différents résultats, nous constatons que la densité est le paramètre majeur qui gouverne le comportement mécanique du P.S.E. en flexion et en traction. En effet, le module tangent initial, la contrainte seuil et donc la contrainte à rupture augmentent linéairement avec l'augmentation de la densité. Cette constatation est prévisible du fait que plus la densité augmente plus la quantité de polymère contenue dans le P.S.E. augmente. Ceci entraîne donc un accroissement de sa résistance mécanique. Concernant la déformation à rupture, les conclusions sont moins précises du fait de la présence de mécanismes non maîtrisés liés à la qualité du matériau. Cependant, nous pouvons raisonnablement dire que plus la densité augmente, plus la déformation à rupture sera faible. Le matériau aura donc tendance à avoir un comportement de type « fragile » à de fortes densités. Ces résultats sont en accord avec les travaux issus de la littérature sur les mousses. La figure 129 présente une synthèse de l'influence de la densité sur les paramètres mécaniques étudiés.

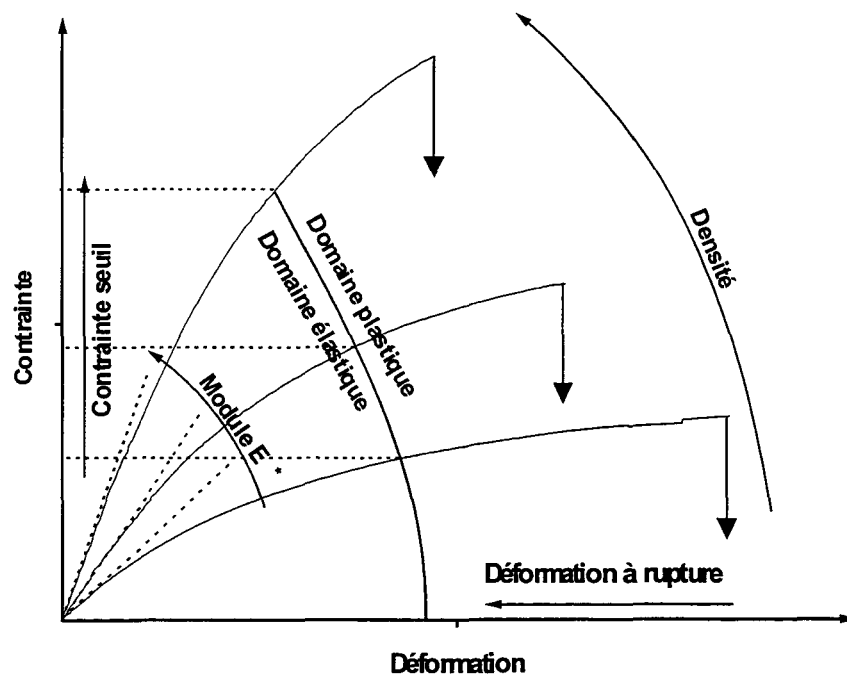


Figure 129 : Synthèse de l'influence de la densité en flexion trois points et traction.

Les figures 130 et 131 présentent l'évolution linéaire de la contrainte seuil en fonction du module tangent initial. Nous constatons que le rapport $\frac{E^*}{\sigma_s^*}$ est d'environ 1/100 et ce quel que soit le type de sollicitation.

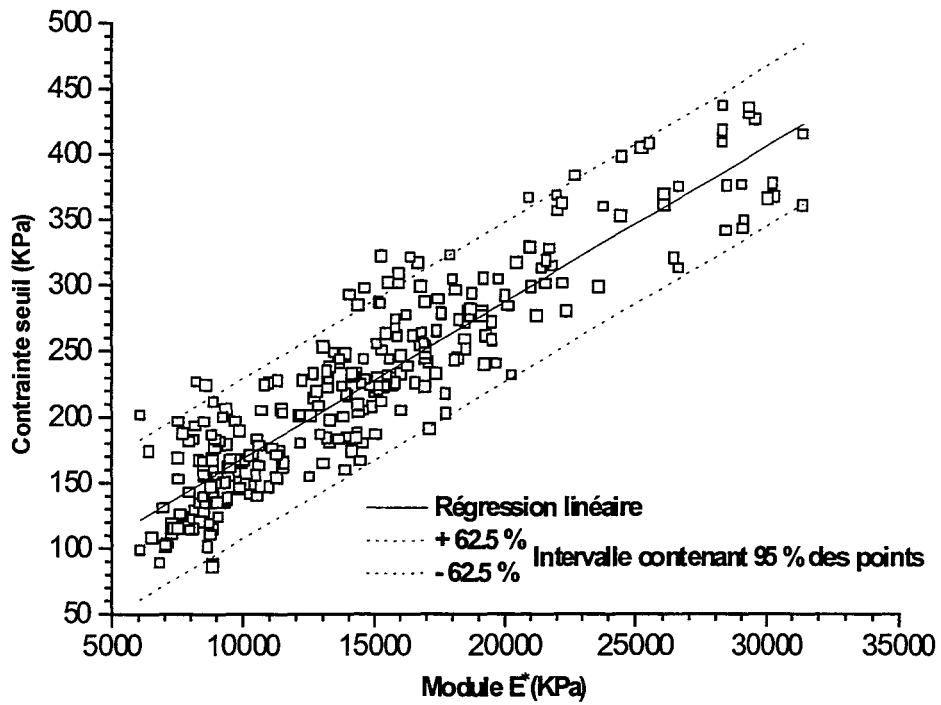


Figure 130 : Evolution de la contrainte seuil en fonction du module E^* en flexion trois points.

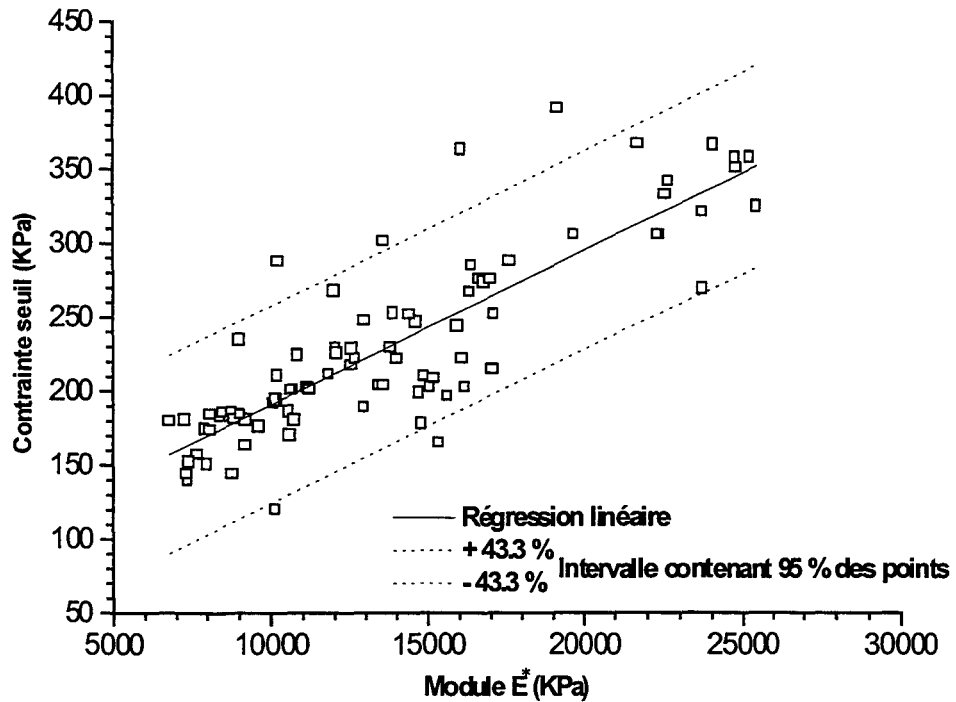


Figure 131 : Evolution de la contrainte seuil en fonction du module E^* en traction.

De plus, l'évolution linéaire des contraintes en fonction de la densité peut faciliter l'étude de la reproductibilité des différents essais. Ainsi, il est possible de corriger une série d'essais en modifiant la valeur des contraintes selon la formule :

$$(25) \quad \sigma_{\text{Corrigée}} = \sigma \frac{\rho^*_{\text{indicative}}}{\rho^*_{\text{réelle}}}$$

Avec σ la contrainte appliquée, $\rho^*_{\text{indicative}}$ la densité donnée par le fabricant (15, 20 ou 30 kg/m³) et $\rho^*_{\text{réelle}}$ la densité mesurée de l'éprouvette testée. Les courbes ainsi tracées permettent de vérifier la reproductibilité des essais de la série et donc de la valider. La figure 132 illustre ce phénomène avec un resserrement des différentes courbes et donc une meilleure reproductibilité des essais.

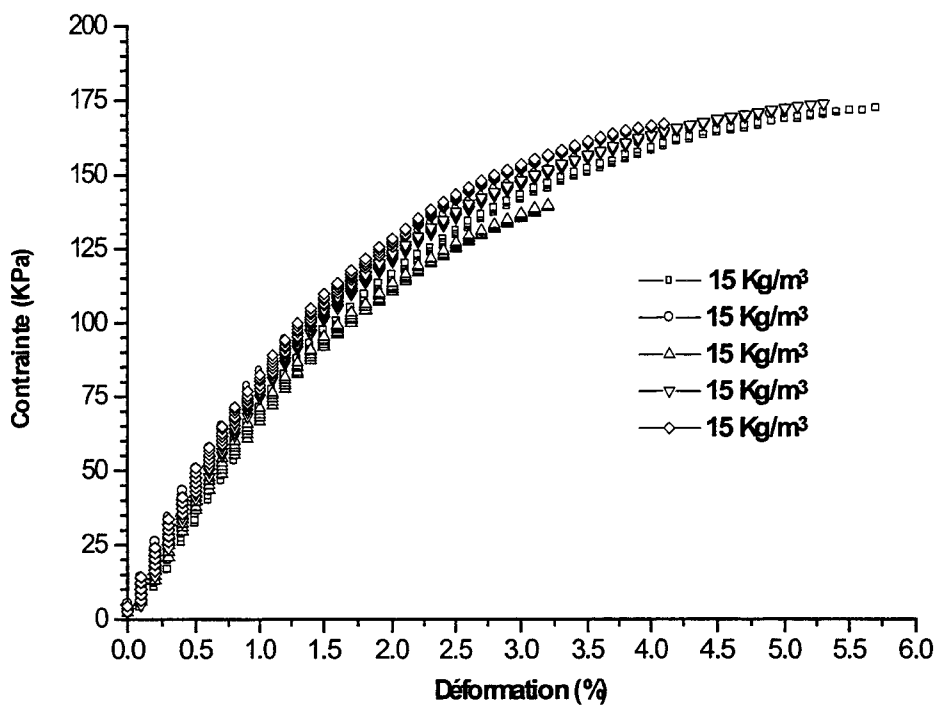


Figure 132 : Courbes de la figure 102 en densité corrigée.

B.3 Modes de décohésion

B.3.1 Observations macroscopiques

Les observations à l'œil nu des faciès de rupture montrent que les ruptures se font selon deux modes :

- intergranulaire : la rupture se produit au niveau des soudures entre les grains (figure 133a)),
- transgranulaire : la rupture s'opère au sein des grains (figure 133b)).

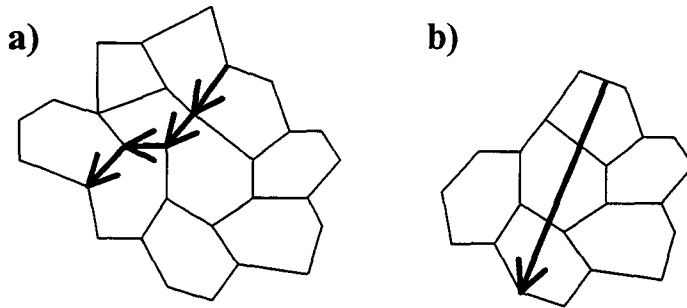


Figure 133 : Modes de rupture a) intergranulaire ; b) transgranulaire.

La photo, illustrée par la figure 134, présente les deux types de rupture sur un faciès d'une éprouvette rompue en flexion trois points. Dans ce cas, nous constatons que le mode de rupture prépondérant est le mode intergranulaire.

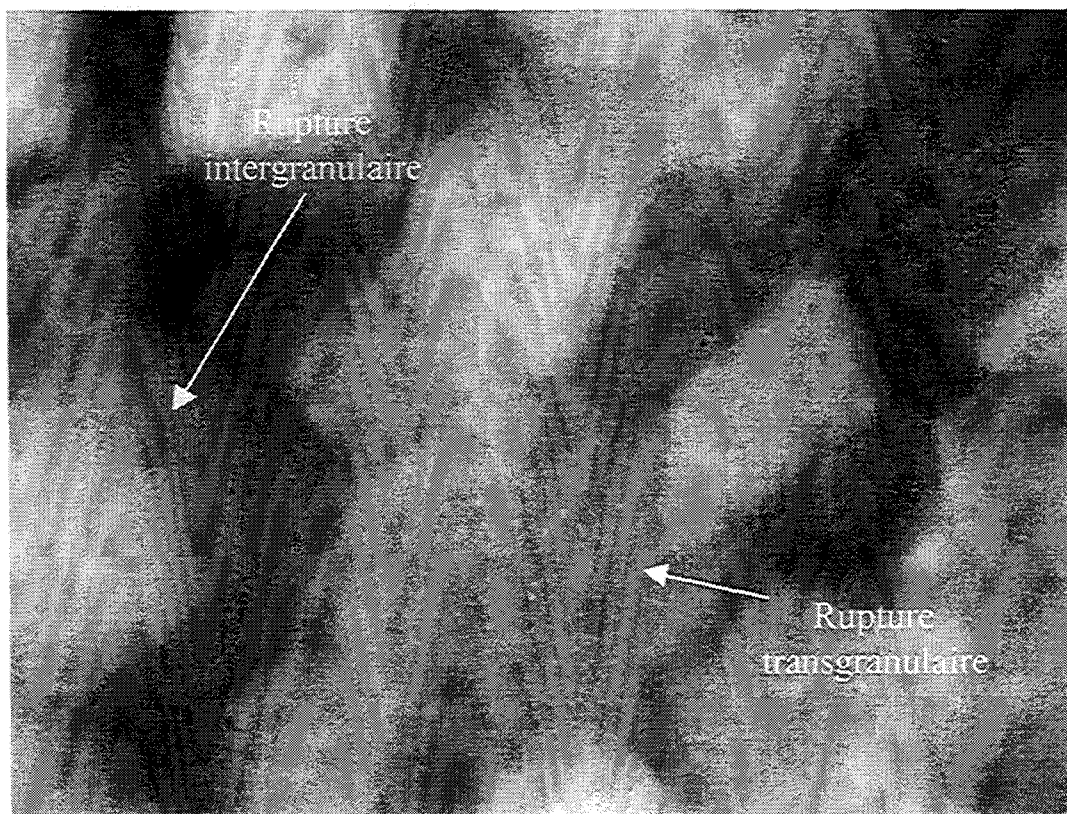


Figure 134 : Faciès de rupture d'une éprouvette rompue en flexion trois points.

La figure 135 présente les défauts pouvant exister au sein d'un bloc de P.S.E.. Nous avons, lors de l'étude micrographique, mis en évidence trois types de défauts :

- les vides intergranulaire,
- les zones de forte expansion de cellules,
- les lacunes de matière au sein d'un grain.

Les vides intergranulaires favorisent le mode de rupture intergranulaire. Les deux derniers types de défaut peuvent entraîner une fragilisation de la structure interne du grain et donc favoriser les ruptures de types transgranulaires.

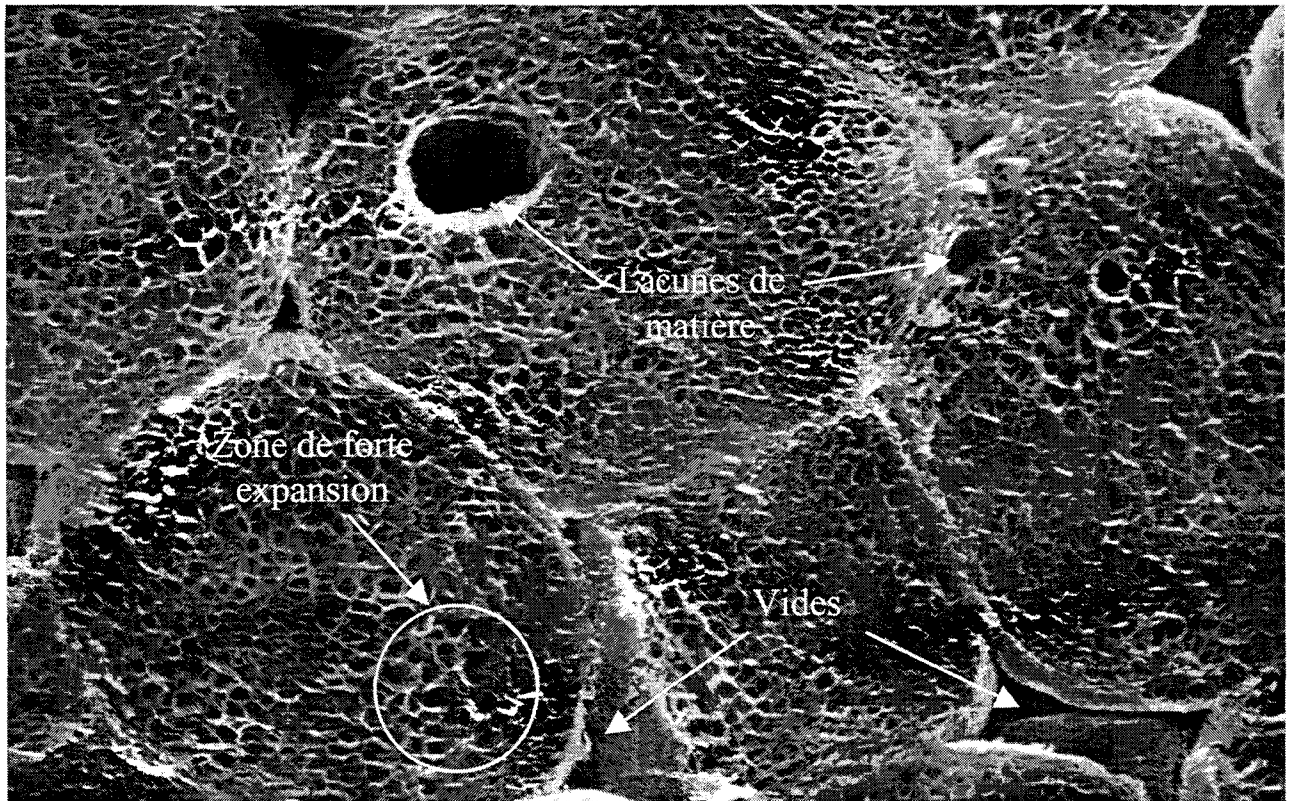


Figure 135 : Défauts dans un échantillon de P.S.E. (x 15).

Pour chacune des éprouvettes de flexion et de traction nous avons effectué un comptage, sur les faciès de rupture, des grains rompus de manière transgranulaire. Ces comptages sont reportés à la figure 136 qui décrit l'évolution du pourcentage de rupture transgranulaire en fonction de la granulométrie.

Une tendance globale se dégage : plus le rayon moyen d'un grain augmente plus le pourcentage de rupture transgranulaire augmente, cependant ce mode de rupture reste minoritaire. Le mode de rupture transgranulaire apparaît surtout pour les P.S.E. de type 65 et 76 qui présente des tailles de grains relativement importantes.

Nous pouvons donc penser que plus les billes moulées présentent une granulométrie élevée plus la quantité de défauts au sein des billes est importante ce qui favorise le mode transgranulaire.

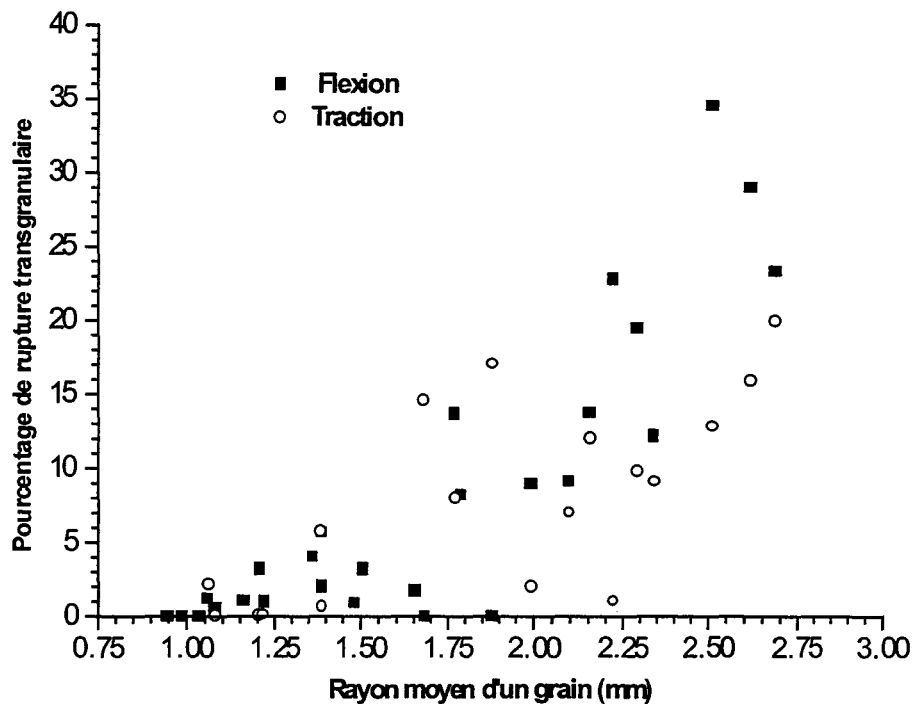


Figure 136 : Pourcentage de rupture transgranulaire en fonction de la granulométrie.

B.3.2 Observations microscopiques

L'observation microscopique doit permettre d'analyser plus précisément chaque mode de rupture ainsi que les phases de déformation qui les engendrent. Les échantillons sont prélevés sur le faciès de rupture d'éprouvettes de traction donc perpendiculairement au sens de chargement.

B.3.2.1 Rupture transgranulaire

La figure 137 présente un grain rompu de manière transgranulaire. Nous pouvons faire plusieurs remarques concernant ce faciès de rupture :

- nous observons une zone de déchirure importante vers le bas du grain qui provient probablement de l'intersection de deux ou trois fronts de décohésion situés dans des plans différents (figure 138),
- la paroi du grain est restée intacte sur tout le contour du grain observé et des grains adjacents sauf au niveau de la déchirure (figure 138). Il y avait donc probablement des vides intergranulaires à ces endroits,
- nous remarquons que la rupture s'est produite dans plusieurs plans, la rupture s'est donc initiée en différents endroits (figure 139),

Ces constatations mettent en évidence deux phénomènes :

- la rupture est apparue à l'intérieur du grain, probablement en deux endroits, et s'est propagée vers l'extérieur grain,
- la rupture au niveau de la déchirure est d'abord apparue dans un grain adjacent et s'est propagée.

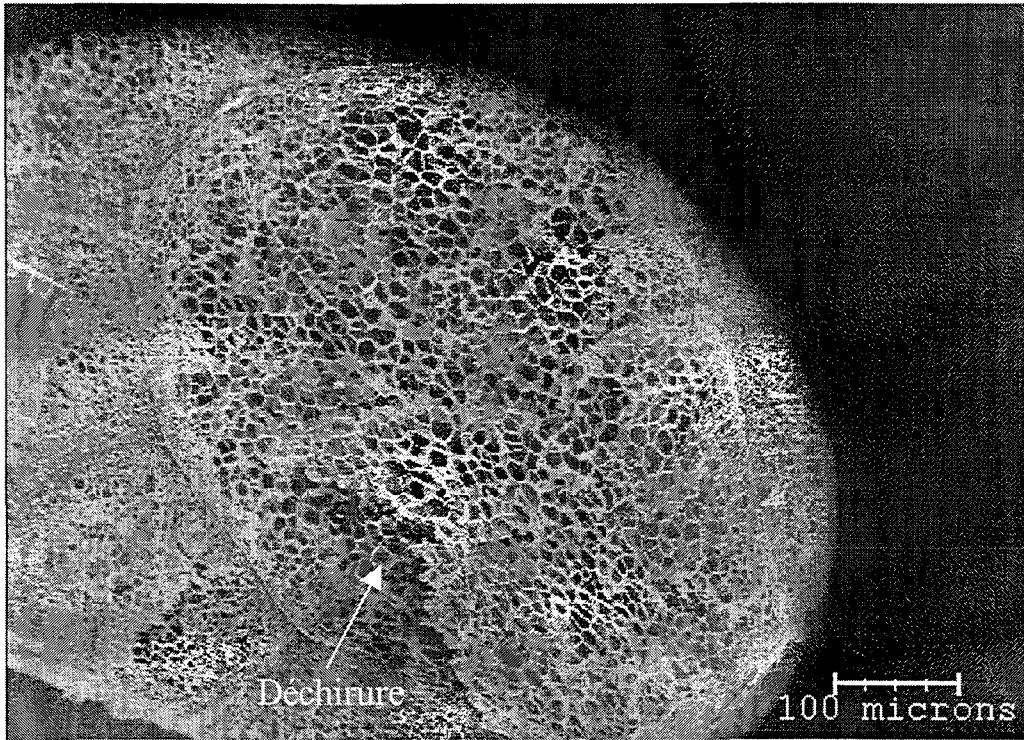


Figure 137 : Grain rompu de manière transgranulaire.

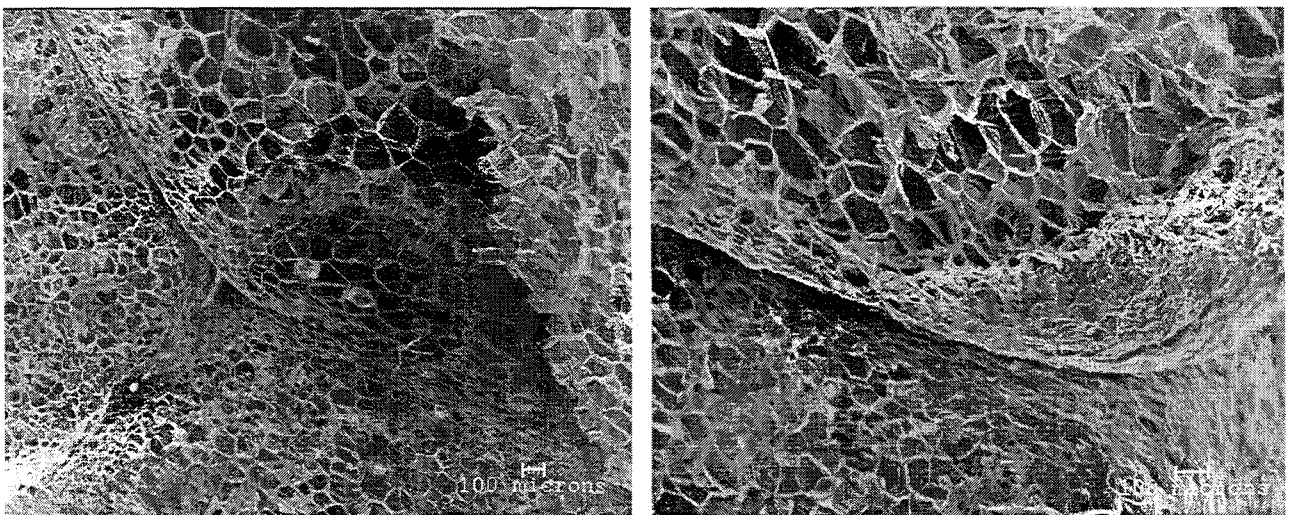


Figure 138 : Zone de déchirure et contour du grain de la figure 137.

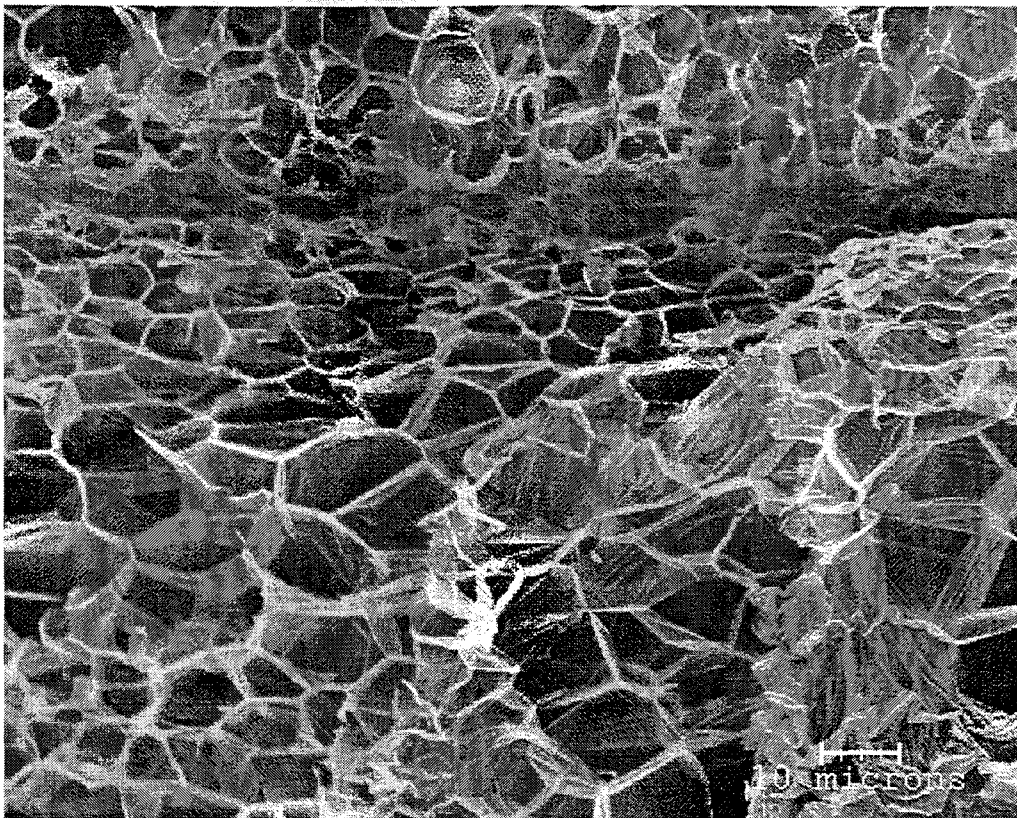


Figure 139 : Plans de rupture d'un grain.

Nous présentons à la figure 140 une hypothèse du mode de développement de la rupture. Les origines (O_1 , O_2 , O_3) sont supposées être les points d'amorçage de la rupture.

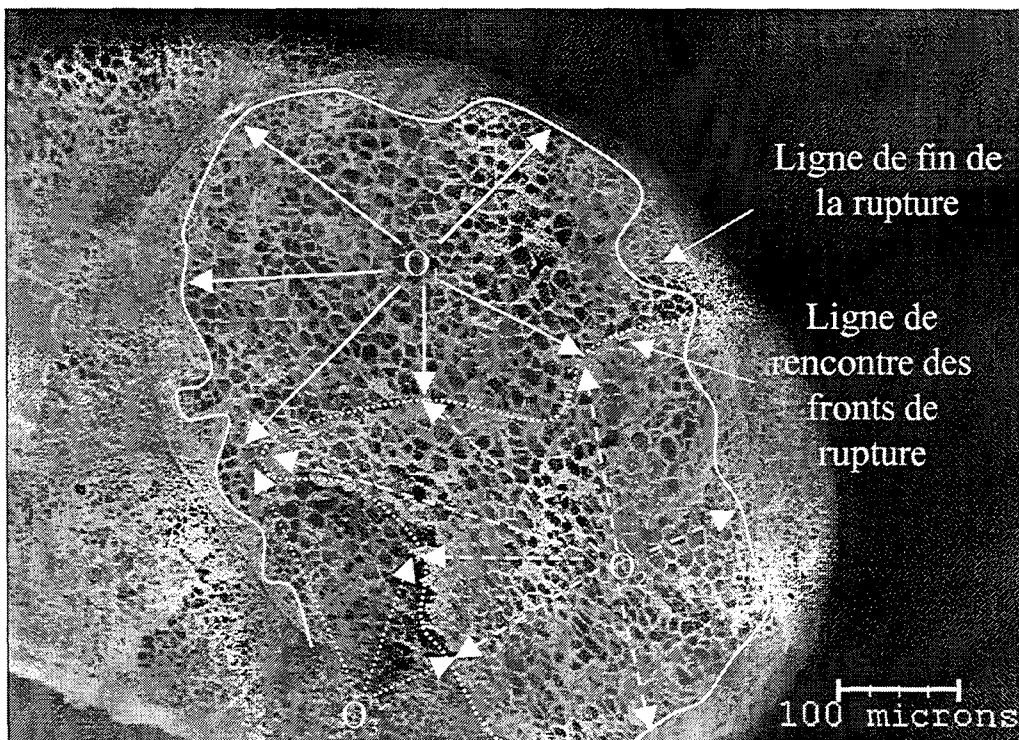


Figure 140 : Schématisation du mode de rupture.

La figure 141 présente un cratère présent sur un faciès de rupture, cependant, nous ne pouvons pas affirmer que la rupture s'est initiée à ce niveau.

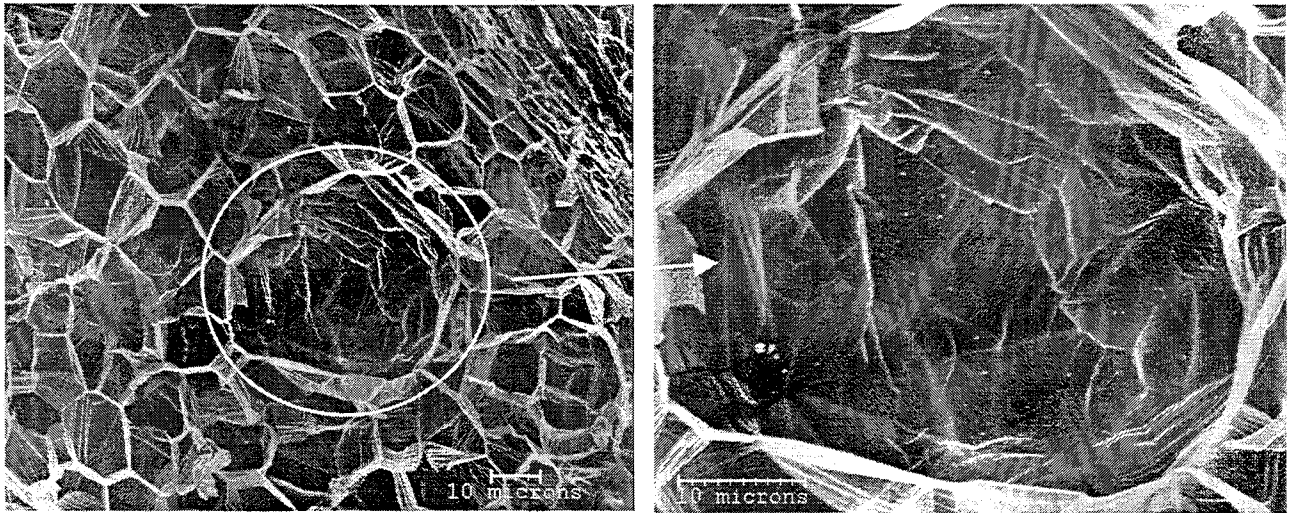


Figure 141 : Lacune de matière au sein d'un grain de P.S.E..

L'observation des cellules à plus fort grossissement laisse apparaître des microstrinctions multiples dans les parois des cellules. Ces microstrinctions sont perpendiculaires au sens de la sollicitation (figures 142 et 143).

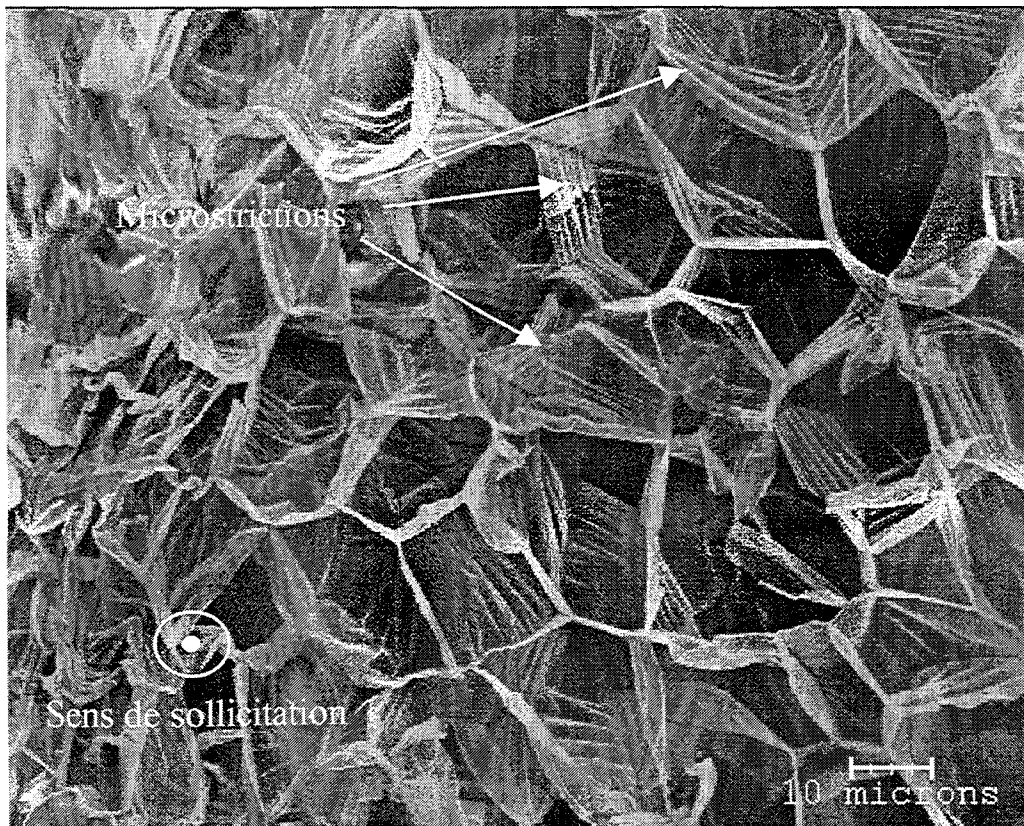


Figure 142 : Microstrinctions des parois des cellules.

La figure 143 permet de mieux cerner la forme des microstrictions.

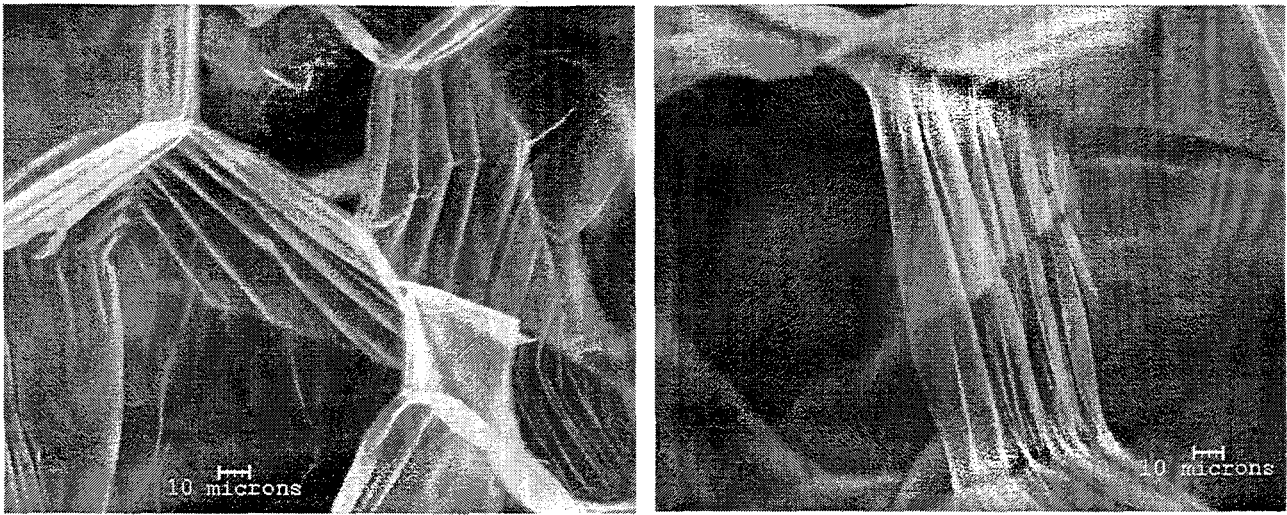


Figure 143 : Microstrictions sur les parois des cellules.

Les observations précédentes ainsi que l'étude des défauts des grains nous amènent à formuler plusieurs conclusions :

- la rupture transgranulaire est initiée au sein du grain en un ou plusieurs points et se propage suivant plusieurs plans,
- les points d'initiation de la rupture apparaissent au niveau des cellules les plus faibles ou au niveau des lacunes de matière,
- la rupture des cellules est provoquée par microstriction et donc par l'étirement des parois.

B.3.2.2 Rupture intergranulaire

La figure 144 illustre le mode de rupture intergranulaire. Plusieurs constatations s'imposent :

- la rupture intergranulaire se produit par transfert de matière d'un grain à l'autre et non par séparation des parois des grains. En effet, nous pouvons observer sur chaque grain la présence de zones arrachées qui délimitent les zones de contacts entre les parois des différents grains (figure 145),
- la rupture intergranulaire se produit donc au niveau des cellules formant la paroi du grain ou des cellules situées immédiatement sous la paroi du grain. Ceci implique que ces cellules ont une résistance mécanique plus faible que celles situées au sein du grain. Cet affaiblissement est dû au fait qu'elles sont comprimées lors de l'opération de moulage, ce qui entraîne leur déformation dans le sens de la tangente à la paroi du grain. Cette déformation provoque une anisotropie structurelle à l'échelle microscopique et donc mécanique de ces cellules (figure 146),
- le mode de rupture intergranulaire se ramène donc finalement à une rupture transgranulaire particulière au niveau des parois des grains.

Les cratères importants apparaissant sur certains grains sont dus à un problème survenu lors de la métallisation des échantillons.

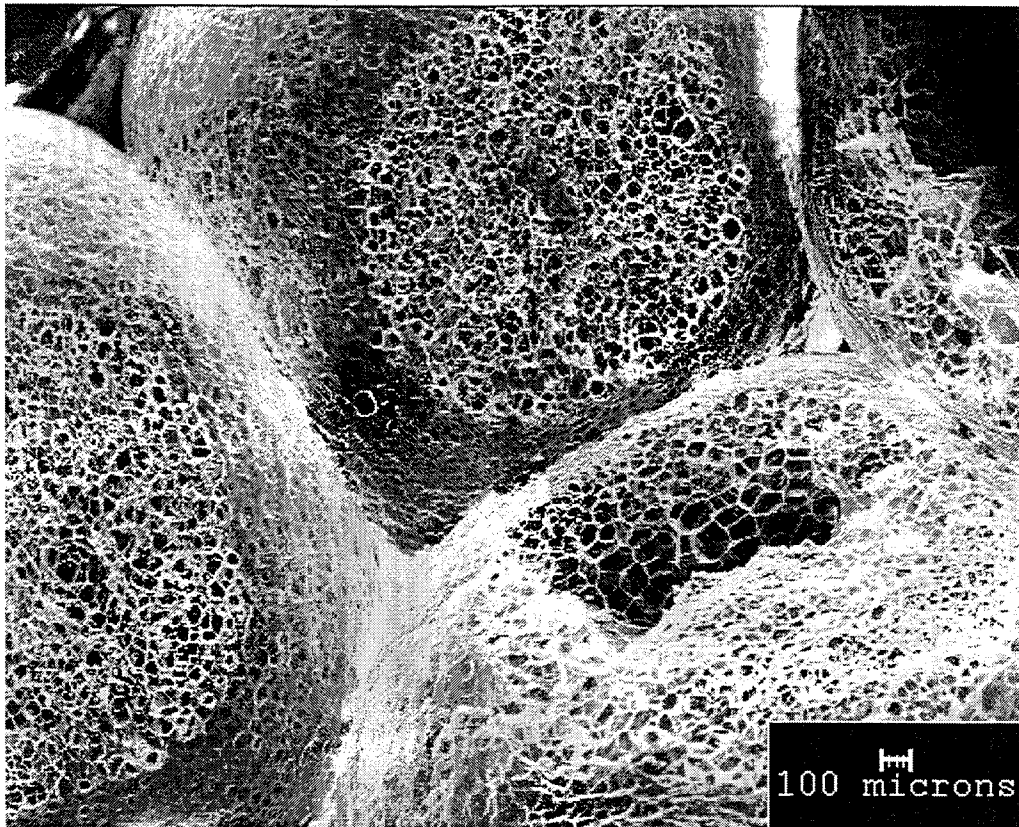


Figure 144 : Grains rompus de manière intergranulaire.

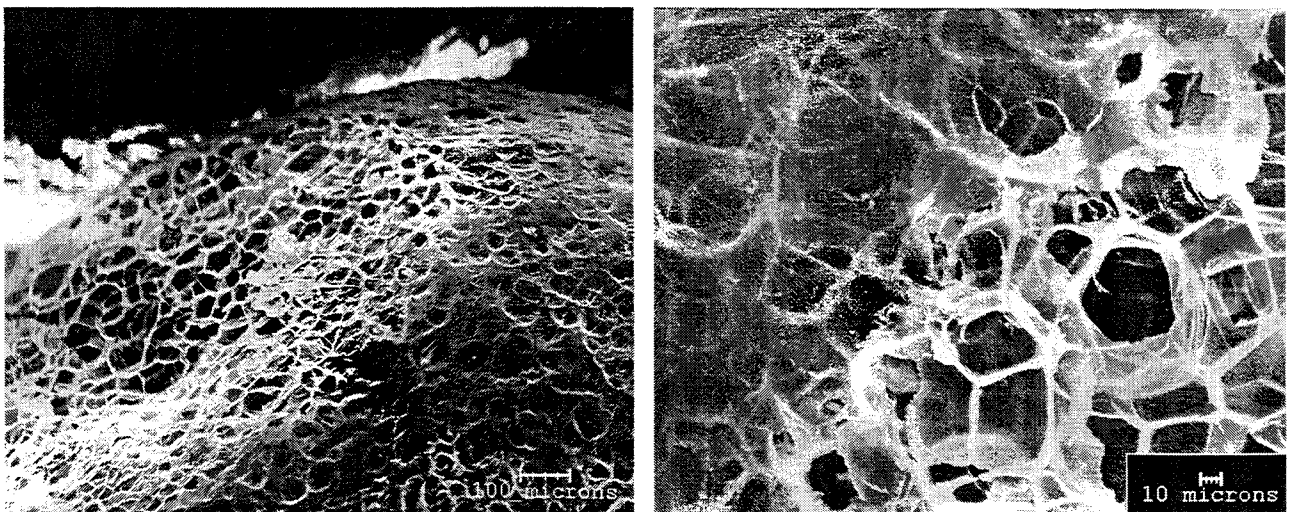


Figure 145 : Zone d'arrachement de la paroi d'un grain.

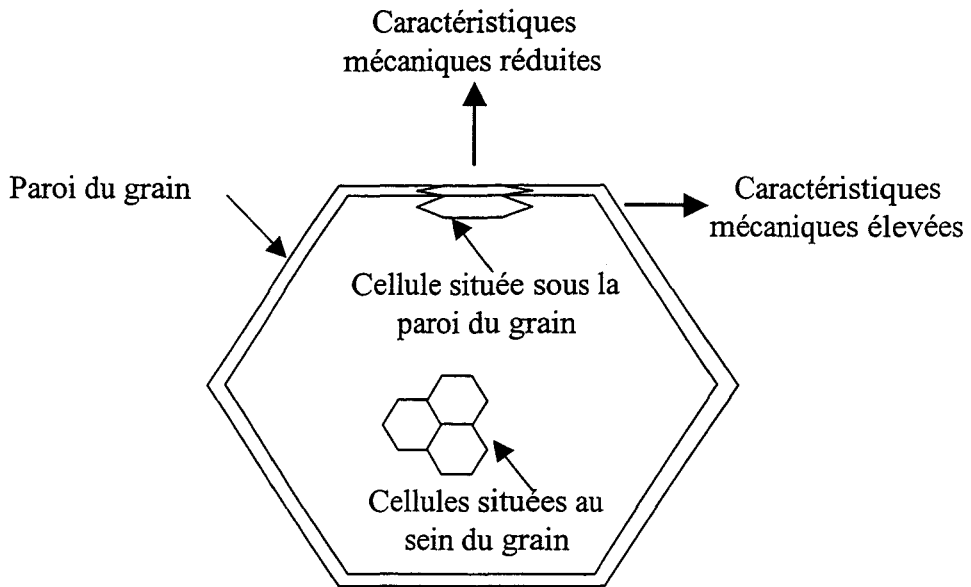


Figure 146 : Schématisation de l'anisotropie des cellules des parois d'un grain.

Les remarques concernant l'anisotropie des cellules des parois et situées en dessous de la paroi sont mises évidence par la photo de la figure 147. En effet, nous remarquons un allongement important des cellules suivant la tangente au rayon du grain. De plus, nous remarquons la présence de microstrictions similaires à celles observées lors de l'étude de la rupture transgranulaire.

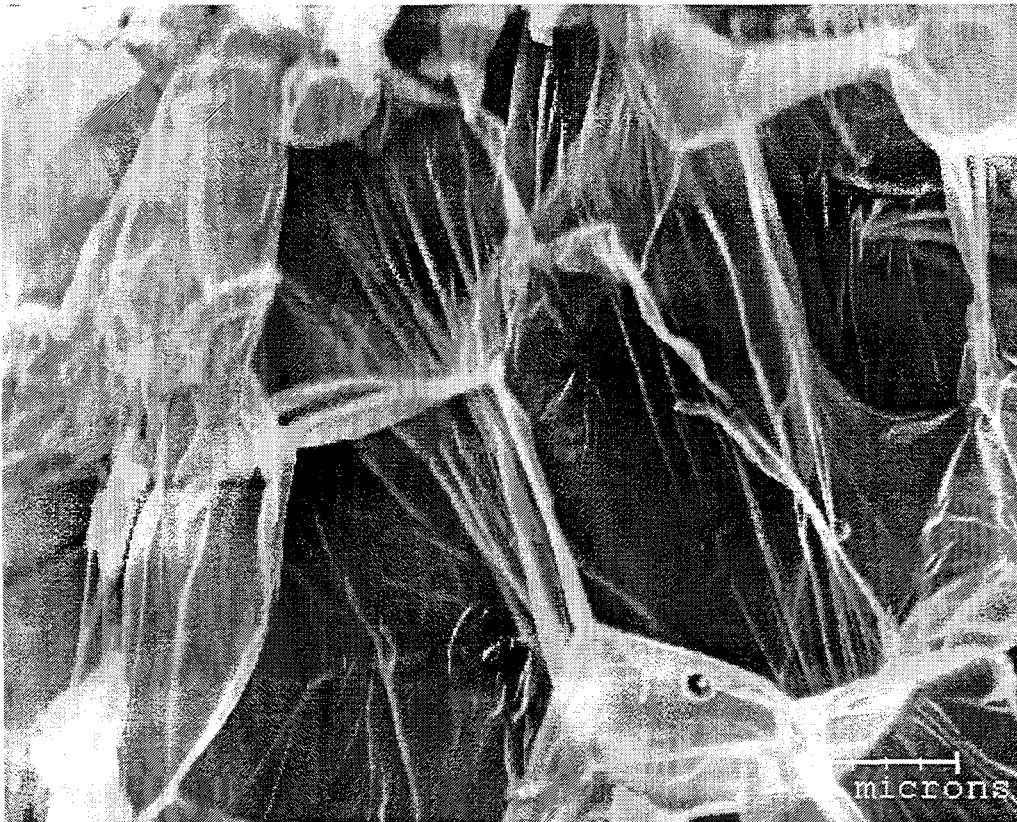


Figure 147 : Anisotropie des cellules des parois d'un grain et microstrictions.

B.3.3 Synthèse

Le type de rupture rencontré est gouverné essentiellement par la granulométrie du P.S.E.. En effet, plus celle-ci augmente, plus la fraction de rupture transgranulaire est importante, elle ne dépasse cependant pas 35 %. Le mode de rupture prépondérant en flexion et en traction est donc le mode intergranulaire qui est engendrée par l'anisotropie des cellules des parois des grains et des cellules adjacentes. La rupture transgranulaire, quant à elle, est provoquée par la présence de défauts au sein du grain, la quantité de défauts augmentant avec la granulométrie. Le type de rupture ne dépend donc pas de la qualité du soudage mais uniquement des défauts de structure.

La rupture des parois des cellules se déroule en trois phases et ce quel que soit le mode considéré figure 148 :

- phase I : déformation élastique des parois des cellules,
- phase II : étirement des parois des cellules avec apparition de plis parallèles au sens de chargement et de microstriations perpendiculaires au sens de chargement,
- phase III : rupture de la paroi par coalescence des porosités au niveau des microstriations.

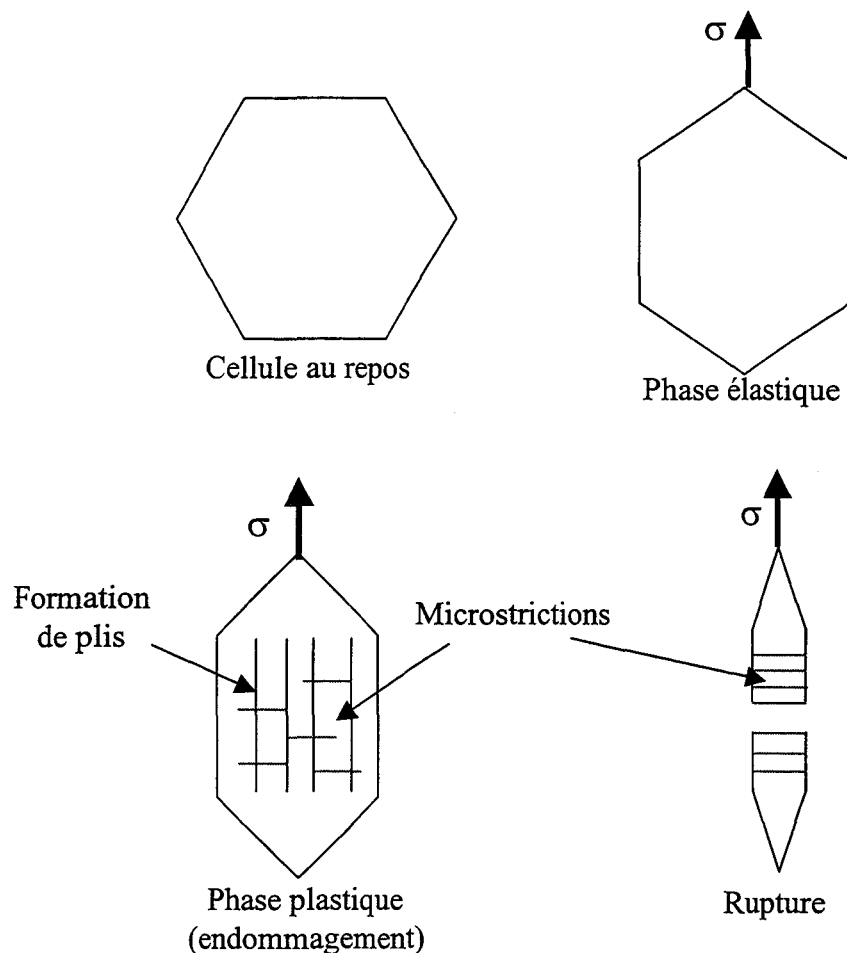


Figure 148 : Schématisation de la déformation d'une cellule en fonction des différentes phases de traction.

C. Compression simple

Plusieurs études ont été réalisées pour caractériser le P.S.E. en compression simple. Ces travaux sont axés principalement sur l'utilisation du P.S.E. en remblais routiers ce qui explique l'utilisation de très faibles vitesses de sollicitation (0.6 %/h) et le choix d'éprouvettes adaptées à la mécanique des sols. L'objectif de cette partie est de caractériser la compression du P.S.E. afin de pouvoir par la suite modéliser son comportement. L'étude de la structure du P.S.E. a montré que ce matériau est constitué de grains formés de cellules fermées contenant de l'air. Ces observations montrent que le comportement mécanique du P.S.E. sollicité en compression simple dépend de deux facteurs :

- la matrice de polymère,
- l'air emprisonné dans les cellules.

La figure 149 souligne la faible quantité de polymère contenue dans le P.S.E. (1.2 à 3.2 %). Ceci met en évidence l'influence importante de la phase gazeuse dans la compression du P.S.E. qui s'accompagne donc d'un écrasement des billes et d'un échappement de l'air.

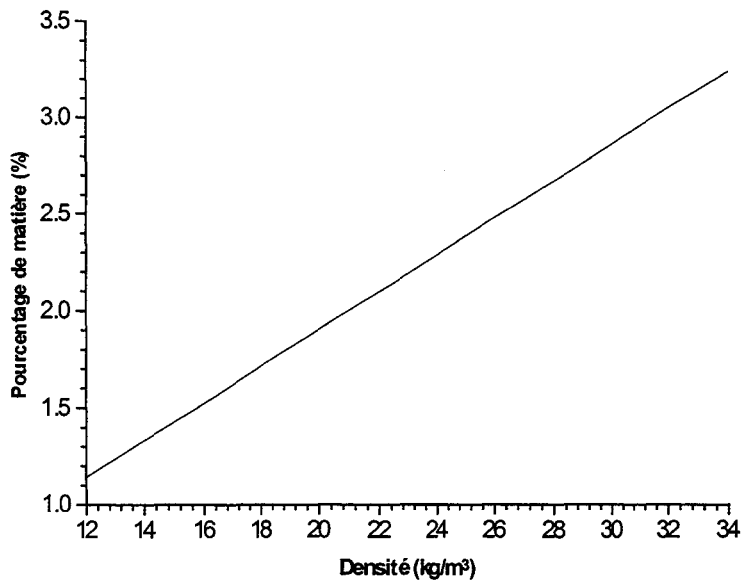


Figure 149 : Evolution du pourcentage de polymère dans le P.S.E. en fonction de la densité.

Ce mécanisme conduit à des déformations transversales négligeables et donc à un changement de volume de l'éprouvette entraînant une augmentation de la densité initiale (ρ_0^*). Cette remarque permet de corrélérer la densité à la déformation ε par l'expression suivante :

$$(26) \quad \rho^* = \rho_0^* \left(\frac{1}{1 - \varepsilon} \right)$$

La figure 150 illustre ce phénomène de densification pour un P.S.E. de densité initiale de 20 kg/m³. Nous constatons que la courbe de densification présente la même allure qu'une courbe de compression. Ces différentes remarques soulignent le rôle majeur de la densité sur le comportement mécanique du P.S.E. en compression. Préalablement à l'étude de l'influence de la densité, sur la

compression, nous définissons les différents paramètres mécaniques permettant de caractériser les trois phases de comportement du P.S.E.. Ces différentes phases sont mises en évidence par la figure 151 qui présente un exemple de courbes dans le cas d'un P.S.E. de type 76D pour trois densités différentes.

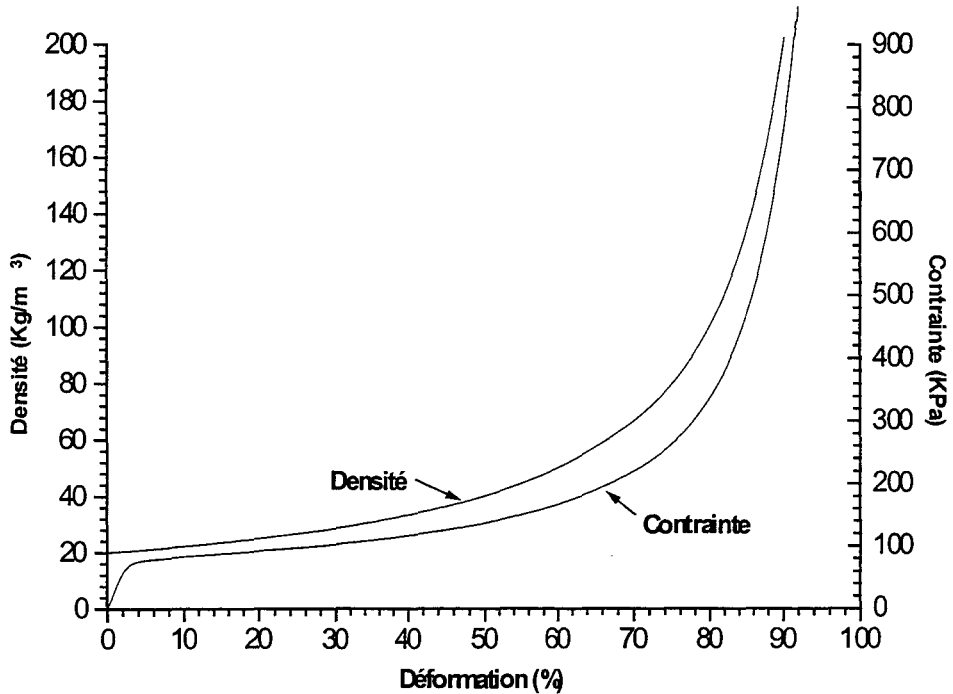


Figure 150 : Phénomène de densification d'un P.S.E. de densité initiale 20 kg/m^3 .

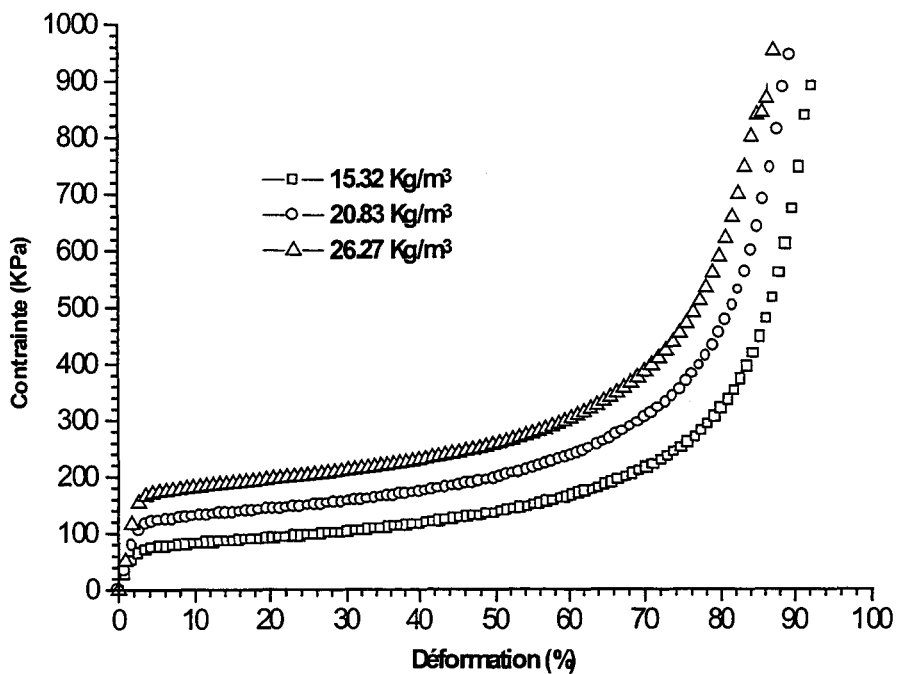


Figure 151 : Influence de la densité sur les courbes de compression d'un 76D.

Nous terminons l'étude la compression par l'analyse des mécanismes de déformation et ce à différents niveaux :

- macroscopique : observation du gradient de déformation surfacique par analyse d'image,
- microscopique : observation de l'évolution de la structure des cellules à différents taux de déformation (microscopie électronique à balayage).

C.1 Définition des paramètres mécaniques

La courbe « contrainte - déformation » en compression comporte trois phases distinctes (figure 152) :

- phase I : phase élastique non linéaire définie par le module tangent initial E^* ,
- phase II : caractérisée par la contrainte seuil σ_s^* suivi d'une phase de plateau de contrainte,
- phase III : phase de densification du matériau correspondant à la compression de la matrice de polymère (50 à 60 % de déformation). La phase de densification correspond à l'entassement des cellules. La déformation de densification ε_D est déterminée à partir de la contrainte maximum de la courbe.

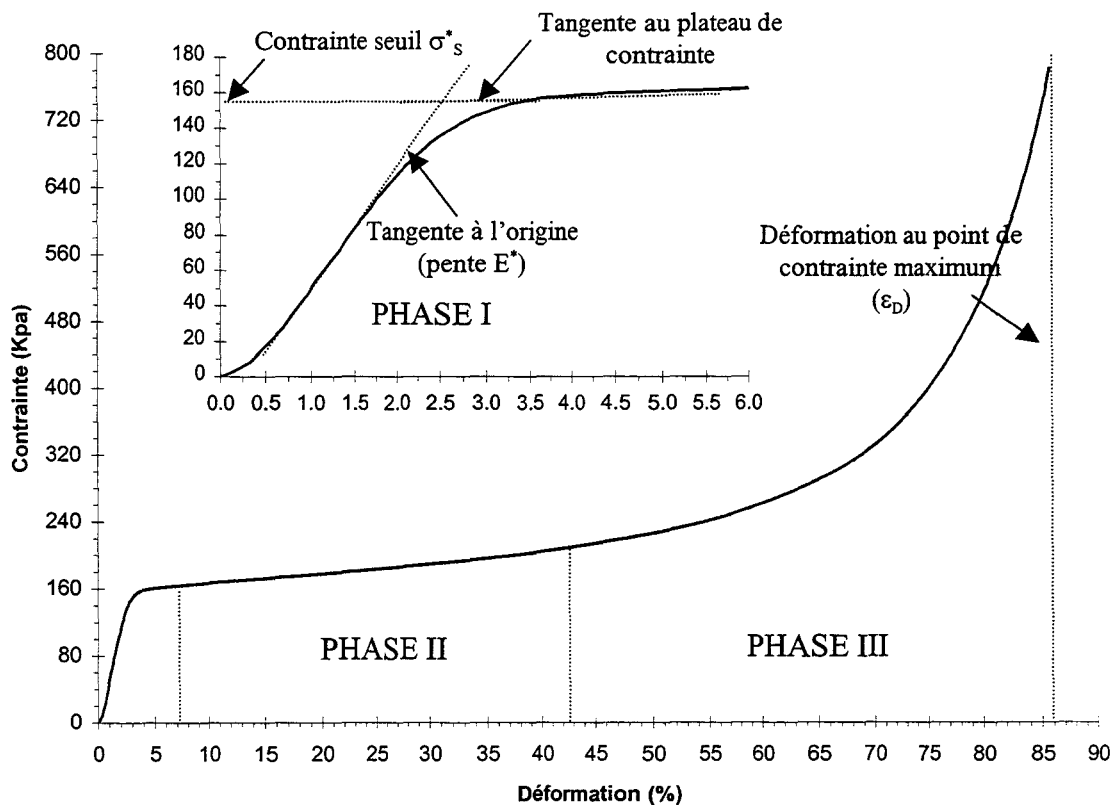


Figure 152 : Courbe type « contrainte – déformation » en compression simple.

Pour préciser la valeur de la contrainte plastique nous effectuons des essais de « charge – décharge » (figure 153).

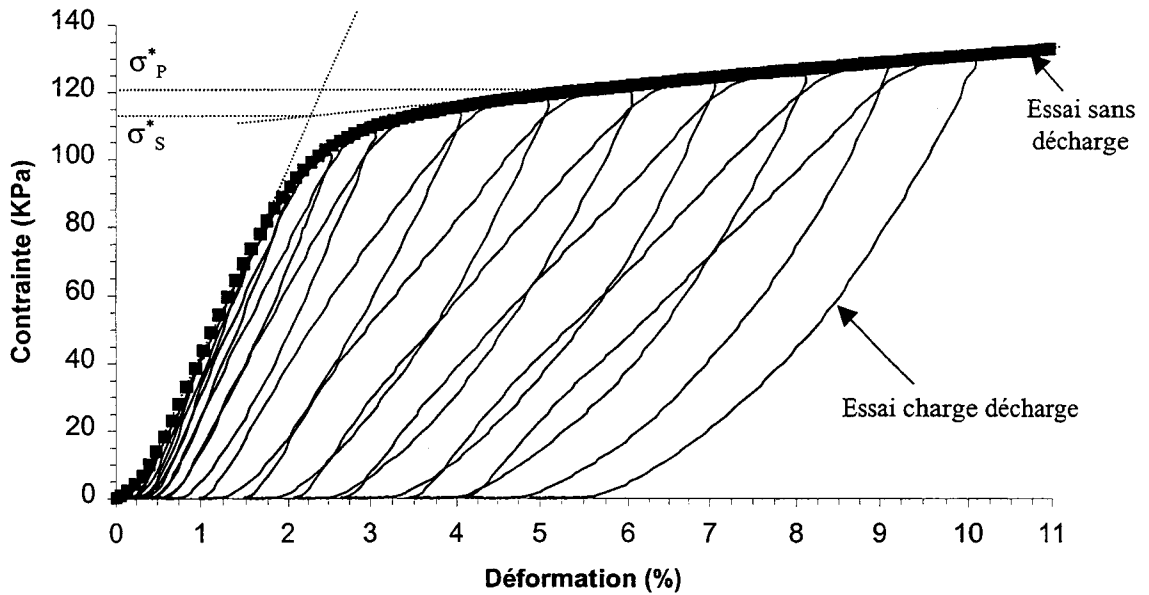


Figure 153 : Courbe « charge - décharge » en compression simple d'un P.S.E. de type 56L20.

L'observation de la déformation résiduelle permet la détermination de σ_p^* (figure 154).

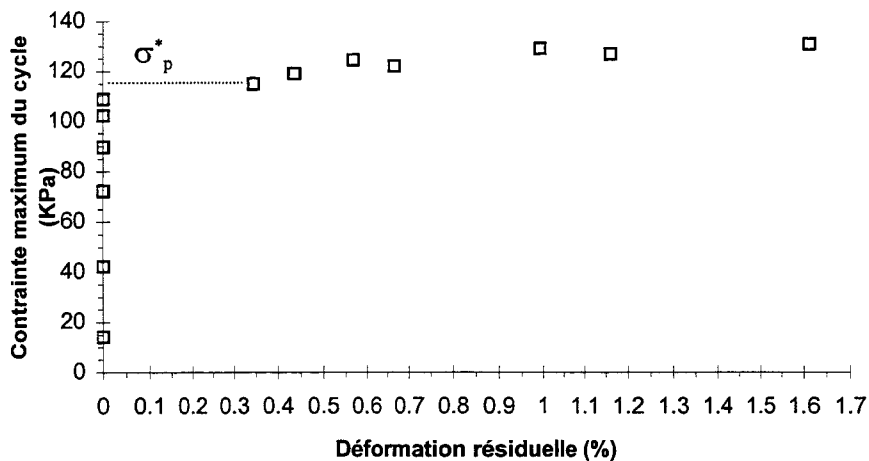


Figure 154 : Courbe des déformations résiduelles d'un essai de « charge - décharge » en compression d'un P.S.E. de type 56L20.

Les résultats obtenus montrent que les valeurs de la contrainte seuil et de la contrainte plastique sont quasiment identiques pour une densité donnée : $\frac{\sigma_p^*}{\sigma_s^*} \approx 1$ (figure 155). La contrainte seuil, définie graphiquement, permet donc une bonne approximation de la contrainte plastique.

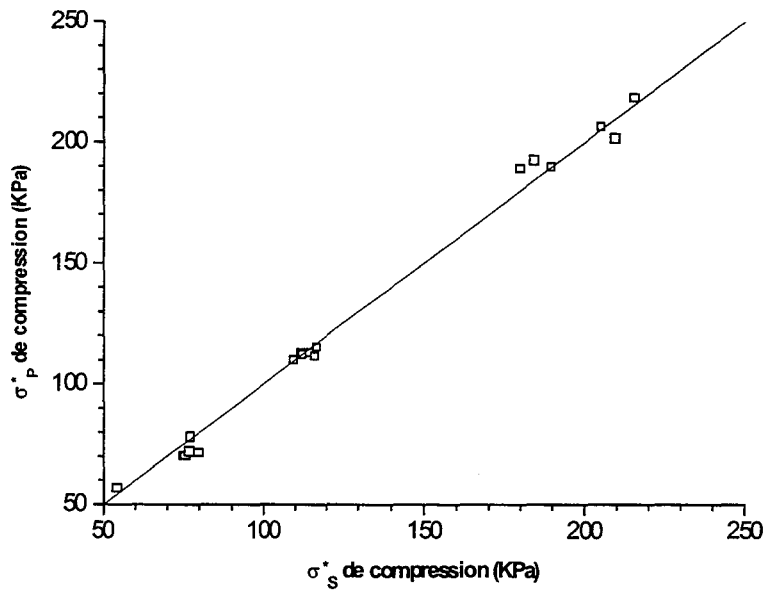


Figure 155 : Evolution de σ_p^* en fonction de σ_s^* en compression.

Par ailleurs la recouvrance ($\sigma = 0$) des éprouvettes sollicitées en relaxation permet d'étudier l'évolution de la déformation résiduelle (ϵ_p) en fonction de la déformation appliquée à l'éprouvette (5, 10, 15, 20 %). Les figures 156 et 157 décrivent l'accroissement linéaire de la déformation résiduelle en fonction de la déformation appliquée préalablement sur l'éprouvette. Nous constatons que la densité ne semble pas influencer la valeur de ϵ_p pour des déformations de 5 et 10 %. Pour les déformations de 15 et 20 % la différence due à la densité est plus marquée avec un accroissement de la déformation résiduelle. Ces constatations sont mises en évidence par la figure 158.

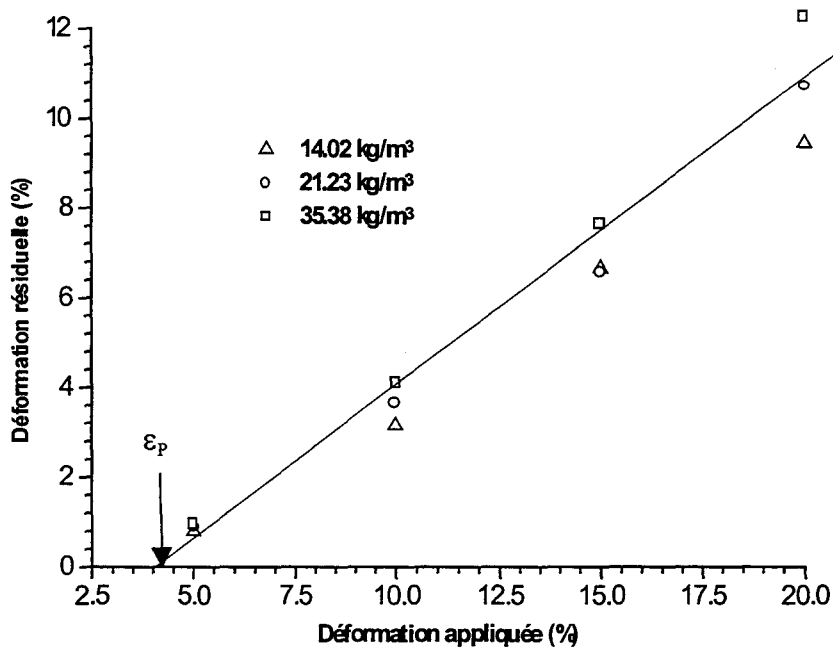


Figure 156 : Evolution de la déformation résiduelle de recouvrance en fonction de la déformation appliquée sur un P.S.E. de type 65D.

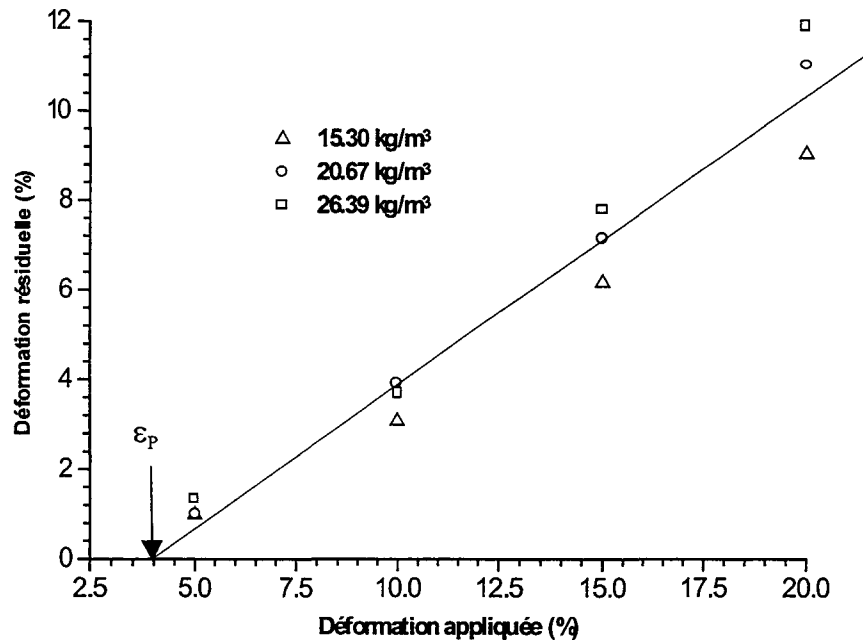


Figure 157 : Evolution de la déformation résiduelle de recouvrance en fonction de la déformation appliquée sur un P.S.E. de type 76D.

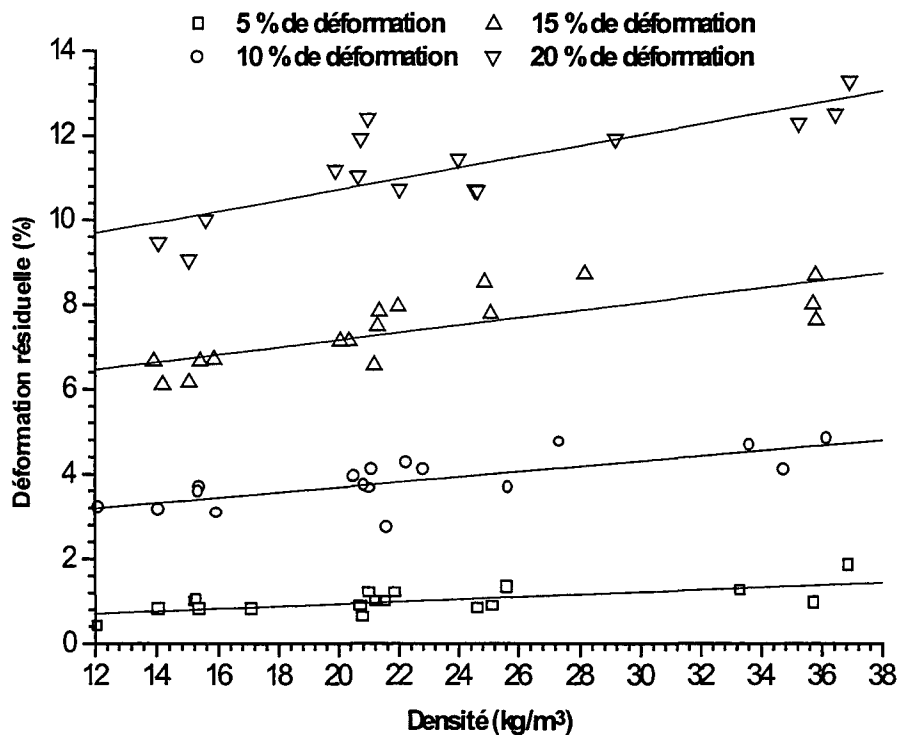


Figure 158 : Evolution de la déformation résiduelle de recouvrance en fonction de la déformation appliquée et de la densité.

Du fait de la linéarité entre les déformations appliquées et résiduelles, nous pouvons calculer la déformation ϵ_p à partir de laquelle apparaît l'endommagement du matériau en compression.

Nous remarquons, en considérant toutes les recouvrances, que cette déformation se situe entre 2.8 et 4.4 % ($\bar{\epsilon}_p \approx 4\%$). En étudiant l'évolution de la contrainte seuil en fonction de la contrainte à $\bar{\epsilon}_p$ nous constatons que les deux contraintes sont identiques (figure 159) :

$$(27) \quad \sigma_s^* \approx \sigma_{4\%}^*$$

Nous pouvons donc déterminer la contrainte seuil de manière systématique en prenant la contrainte à 4 %. Cette méthode permet de s'affranchir des erreurs dues au tracé des tangentes.

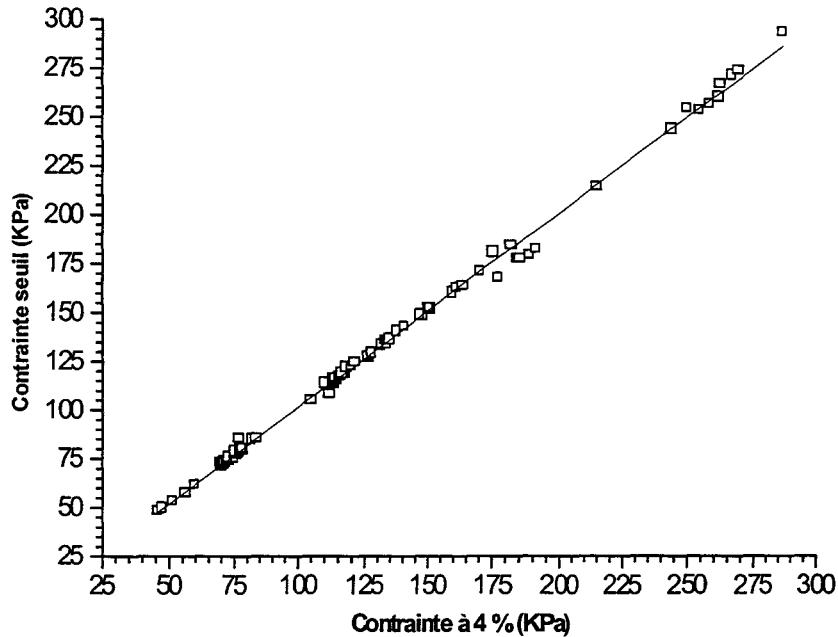


Figure 159 : Evolution de la contrainte seuil en fonction de la contrainte à 4 % de déformation.

C.2 Influence de la densité

L'influence de la densité est étudiée pour les paramètres mécaniques suivants :

- module tangent initial E^* ,
- contrainte seuil σ_s^* ,
- déformation de densification ϵ_D ,

Nous présentons ci-dessous les données sur le comportement mécanique du P.S. sollicité en compression.

ρ_s (kg/m ³)	E_s	σ_s	σ_s/E_s
1050	2860 MPa	95 MPa	0.0332

Tableau 10 : Caractéristiques mécaniques du P.S. cristal standard en compression
[Chanda 93 ; Ashby 97]

C.2.1 Influence de la densité sur le module E^*

La figure 160 montre l'évolution du module tangent initial E^* en fonction de la densité relative. Nous pouvons remarquer que la dispersion des points est moins importante que dans le cas de la flexion et de la traction. Ceci peut s'expliquer par le fait que les mécanismes se produisant lors de la compression sont indépendants de la cohésion et des défauts des billes. Seul la quantité de polymère semble gouverner le comportement global. En effet, le module tangent initial croît d'une façon linéaire avec la densité selon la relation suivante :

$$(28) \quad \frac{E^*}{E_s} = 0.1497 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0012 \quad R = 0.9664$$

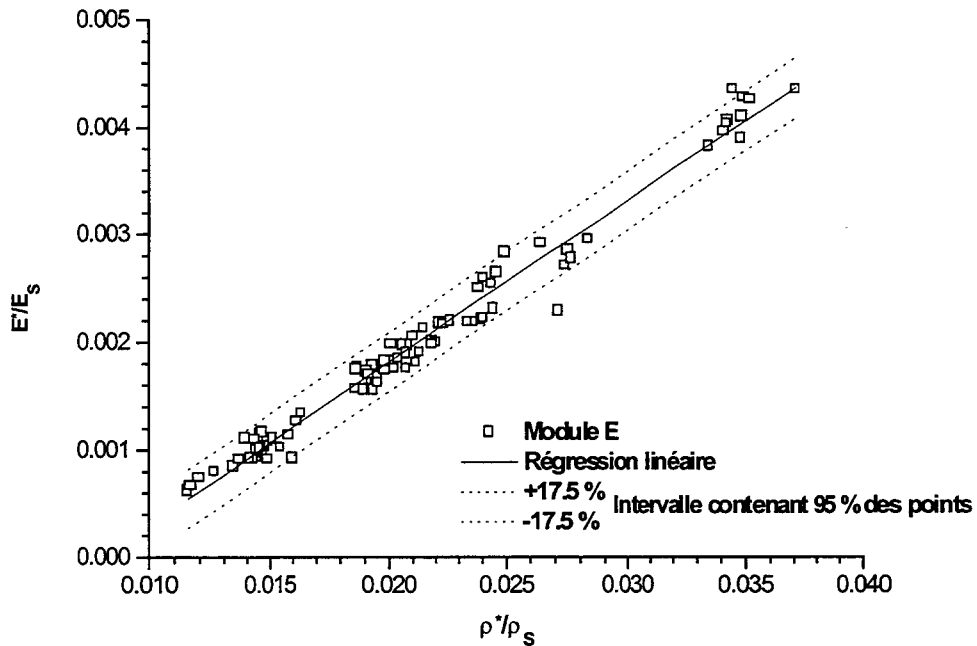


Figure 160 : Evolution du module tangent relatif en fonction de la densité relative en compression.

Ce résultat peut être comparé à ceux présentés dans la littérature. Nous citons les travaux de *Magnan & Serratrice* et de *Lefebvre* qui ont établi des relations linéaires entre le module tangent initial et la densité. Ces relations s'écrivent sous la forme :

$$(29) \quad E^* = 479\rho^* - 2875 \quad [Magnan 89 ; Serratrice 94]$$

$$(30) \quad \Leftrightarrow \frac{E^*}{E_s} = 0.1758 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0010$$

$$(31) \quad E^* = 369.27\rho^* - 2298.7 \quad [Lefebvre 93]$$

$$(32) \quad \Leftrightarrow \frac{E^*}{E_s} = 0.1355 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0008$$

Nous comparons notre équation avec les équations (30) et (32). Nous constatons que nos résultats sont proches de ceux de la littérature (figure 161) et qu'ils peuvent permettre une bonne approximation du module tangent E^* d'un P.S.E. de densité connue.

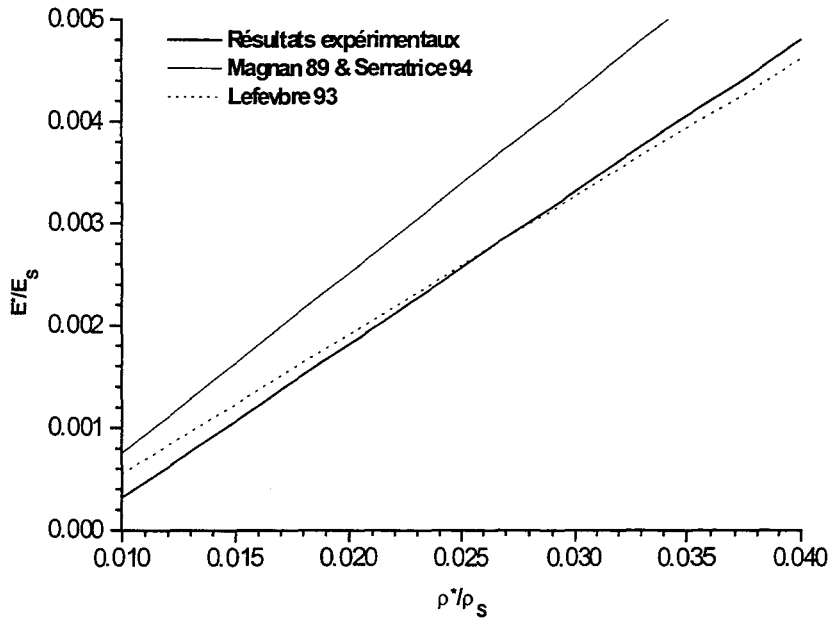


Figure 161 : Comparaison de nos résultats avec ceux proposés dans la littérature.

C.2.2 Influence de la densité sur la contrainte seuil

La densité joue un rôle majeur au niveau de la résistance du P.S.E.. En effet, son augmentation se traduit par un accroissement de la contrainte seuil. La figure 162 illustre bien ces propos et montre que globalement la contrainte seuil σ_s^* évolue linéairement avec la densité. Cette évolution peut être décrite par la relation suivante :

$$(33) \quad \frac{\sigma_s^*}{\sigma_{s_s}} = 0.0961 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0006 \quad R = 0.9918$$

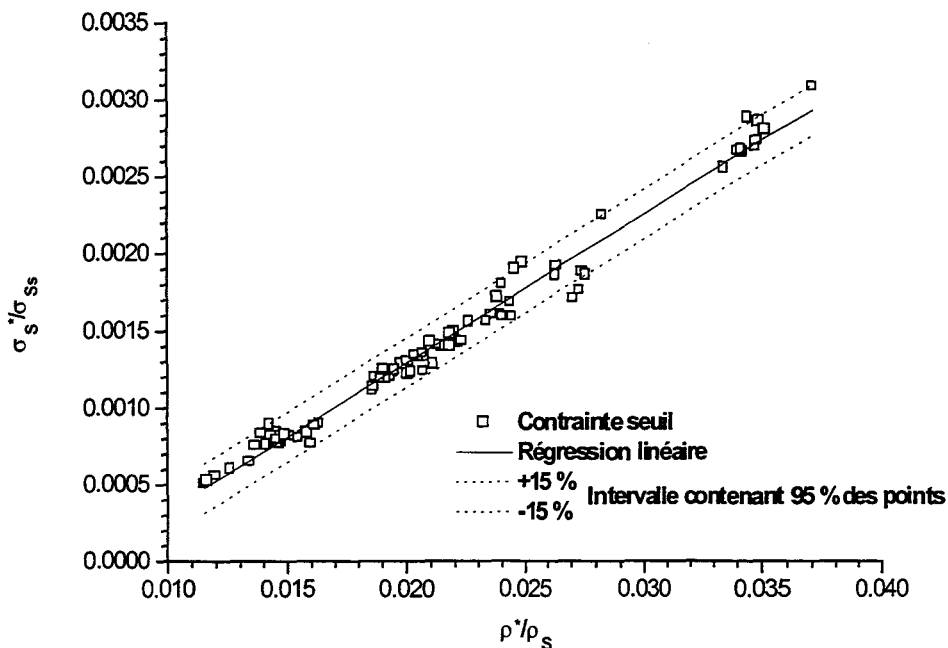


Figure 162 : Evolution de σ_s^* en fonction de la densité relative en compression.

Nous comparons à la figure 163 nos résultats avec ceux de *Magnan & Serratrice*, *Lefevbre* et de la norme qui proposent des relations linéaires sous la forme :

$$(34) \quad \sigma_s^* = 6.41\rho^* - 35.2 \quad [\text{Magnan 89 ; Serratrice 94}]$$

$$(35) \quad \Leftrightarrow \frac{\sigma_s^*}{\sigma_{s_s}^*} = 0.0708 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0004$$

$$(36) \quad \sigma_s^* = 6.1759\rho^* - 47.364 \quad [\text{Lefevbre 93}]$$

$$(37) \quad \Leftrightarrow \frac{\sigma_s^*}{\sigma_{s_s}^*} = 0.0683 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0005$$

$$(38) \quad \sigma_{10\%}^* = 8.1372\rho^* - 51.176 \quad [\text{N.F. T 56-201}]$$

$$(39) \quad \Leftrightarrow \frac{\sigma_{10\%}^*}{\sigma_{s_s}^*} = 0.0899 \frac{\rho^*}{\rho_s} - 0.0005$$

Nous remarquons que la pente et l'ordonnée à l'origine de notre régression sont plus élevées que les valeurs trouvées dans la littérature. Ceci peut s'expliquer soit par la géométrie des éprouvettes utilisées par les différents auteurs (éprouvettes présentant un élanement de 2 pouvant entraîner un phénomène de flambement et par conséquent un plateau de contrainte inférieur à celui trouvé lors de nos essais) soit par la très faible vitesse de déformation utilisée (0.06%/h).

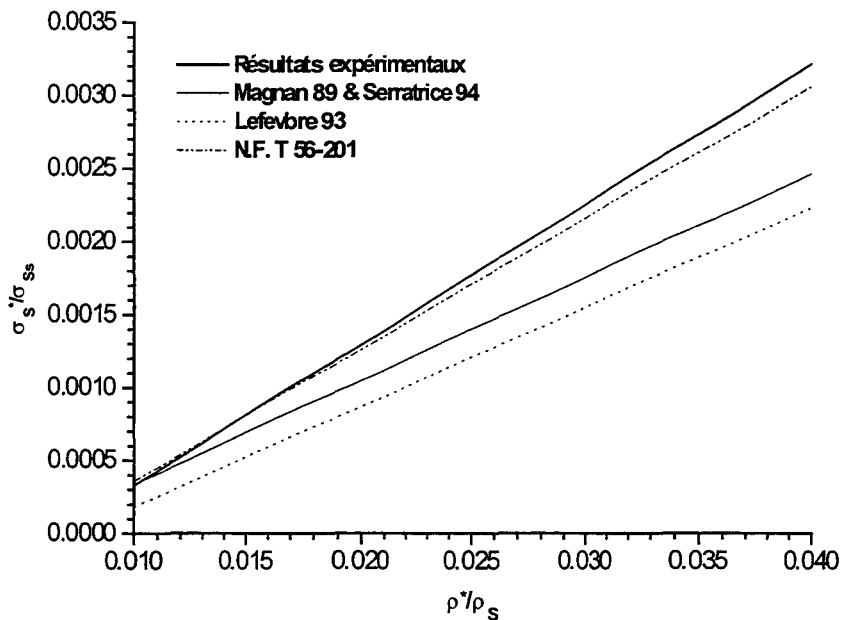


Figure 163 : Comparaison de nos résultats avec ceux proposés dans la littérature.

C.2.3 Influence de la densité sur la déformation de densification

Lors de la compression du P.S.E., l'air est évacué progressivement par porosité et les parois des cellules se déforment. A la fin du plateau de contrainte, la majorité de l'air a été expulsée et l'éprouvette est alors composée majoritairement de polymère. Ceci se traduit par une augmentation très rapide de la contrainte, la déformation tendant quant à elle vers une asymptote verticale. Cette valeur de déformation correspond à la déformation de densification ε_D . Dans le cas des matériaux

alvéolaires, la valeur de ε_D dépend uniquement de la densité initiale du matériau. La figure 164 met en évidence ces remarques et montre que dans le cas du P.S.E. la déformation ε_D est une fonction linéaire décroissante de la densité. Cette fonction peut être décrite par la relation suivante :

$$(40) \quad \varepsilon_D = 100 - 522.833 \frac{\rho^*}{\rho_s} \quad R = -0.9350$$

Plusieurs travaux issus de la littérature confirment ces observations et proposent la relation suivante pour des mousses de P.E., P.U. et P.M.A. et le liège [Gibson 88] :

$$(41) \quad \varepsilon_D = 100 - 140 \frac{\rho^*}{\rho_s} \quad \text{avec } 0 < \frac{\rho^*}{\rho_s} \leq 0.4$$

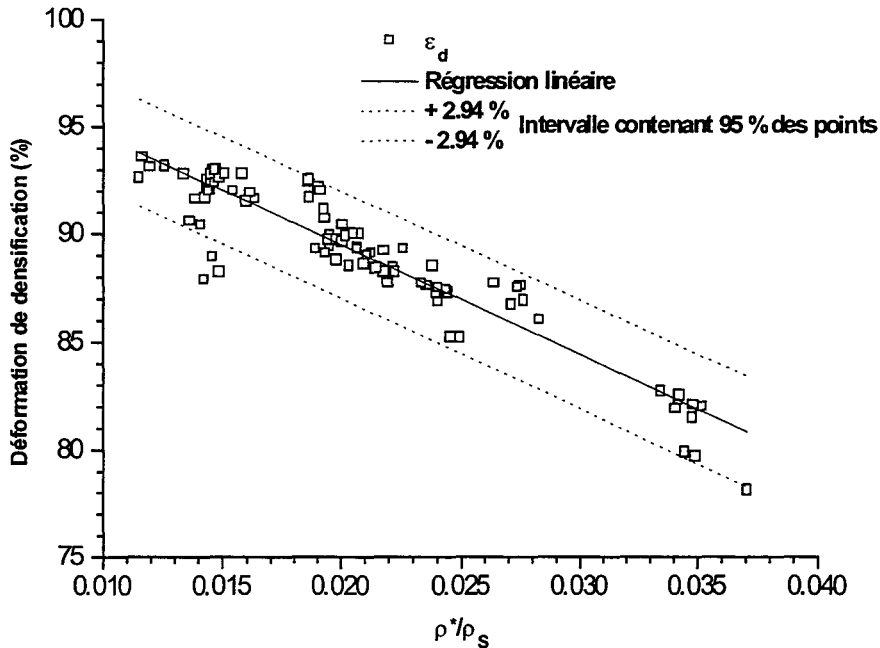


Figure 164 : Evolution de ε_D en fonction de la densité relative.

C.2.4 Synthèse

Au vu des ces différents résultats, nous pouvons remarquer que la densité détermine le comportement mécanique du P.S.E.. Le module tangent initial, la contrainte seuil augmentent linéairement avec la densité alors que la déformation de densification diminue linéairement. La figure 165 présente une synthèse de l'influence de la densité sur les paramètres mécaniques étudiés.

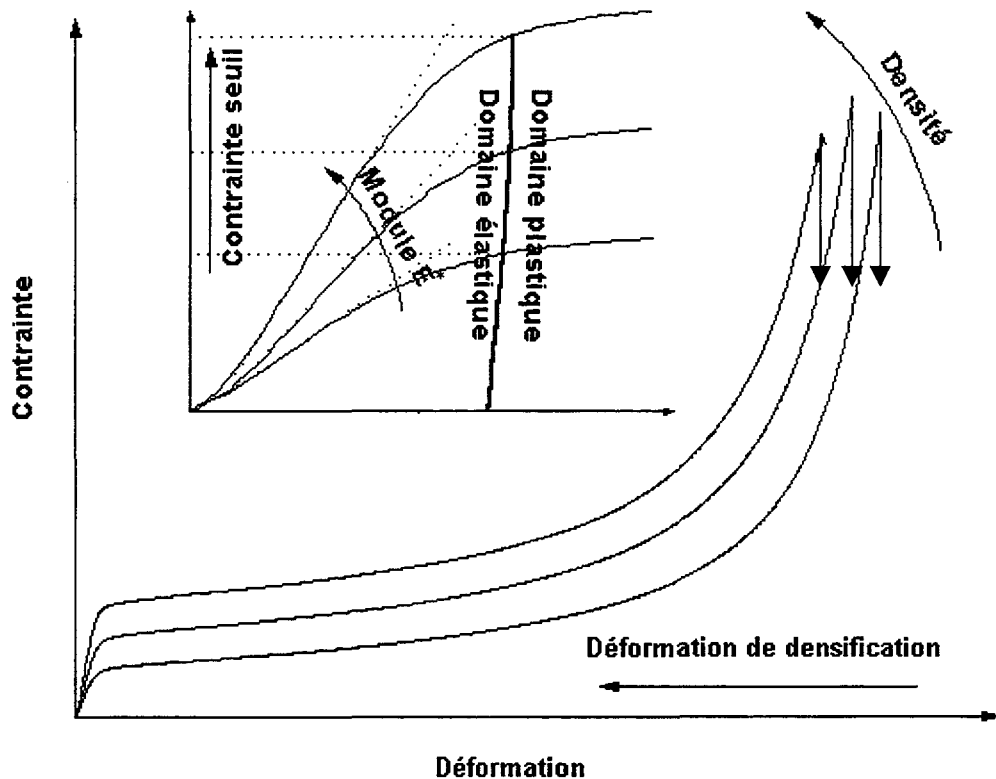


Figure 165 : Synthèse de l'influence de la densité en compression.

La figure 166 met en évidence l'évolution linéaire de la contrainte seuil en fonction du module tangent initial suivant la relation :

$$(42) \quad \sigma_s^* = 0.0230E^* \quad R = 0.9953$$

Nous retrouvons le même facteur entre la contrainte et le module que pour les polymères solides $\frac{\sigma_{Ss}}{E_s} = 0.025$ [G'Sell 95]. Nous pouvons donc à partir d'une courbe expérimentale et de l'équation ci-dessus calculer la contrainte seuil en prenant la contrainte à 4 % de déformation et le module tangent initial tout en s'affranchissant du paramètre densité.

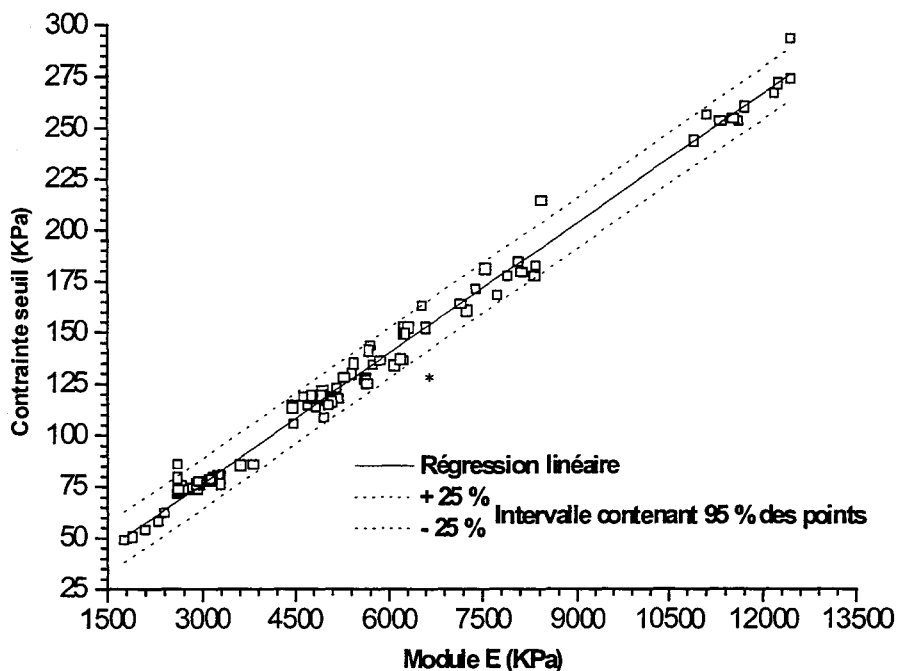


Figure 166 : Evolution de la contrainte seuil en fonction du module tangent initial.

De plus, du fait de la linéarité de la contrainte par rapport à la densité, il est possible d'utiliser la densité corrigée pour vérifier plus facilement la reproductibilité des essais en éliminant la dispersion entre les éprouvettes de la série testée. La figure 167 présente les courbes de la figure 104 tracées en densité corrigée. Nous constatons un resserrement des valeurs de contraintes.

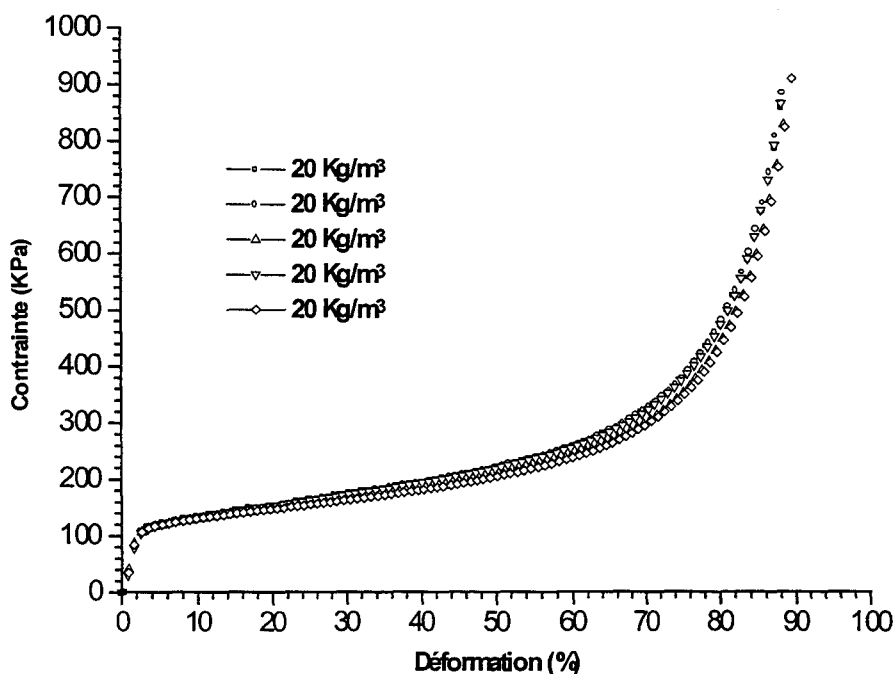


Figure 167 : Courbes de la figure 104 en densité corrigée.

C.3 Elastification du P.S.E.

Les matériaux cellulaires sont couramment utilisés dans l'industrie du bâtiment dans le cadre de l'isolation thermique ou acoustique. Le type d'utilisation d'une mousse dépend de sa structure cellulaire à savoir :

- : utilisation en isolation acoustique : mousses à cellules ouvertes, la structure cellulaire complexe permet de piéger efficacement le son,
- utilisation en isolation thermique : mousses à cellules fermées, le gaz contenu dans les cellules crée une barrière thermique,
- : utilisation en isolation acoustique et thermique : mousses à cellules ouvertes et fermées.

Le P.S.E. étant un matériau à cellules fermées, il est utilisé uniquement dans le cadre de l'isolation thermique. C'est pourquoi, les industriels du P.S.E. se sont penchés sur une technique, appelée « élastification », permettant d'obtenir une structure à cellules ouvertes et fermées. Cette technique consiste à comprimer, à une déformation importante et à très grande vitesse de sollicitation, des blocs de P.S.E. afin d'ouvrir une partie des cellules. Les paramètres « d'élastification²² » utilisés par les industriels ne sont pas connus.

D'un point de vue mécanique, l'étude de « l'élastification » permet d'analyser l'influence sur le comportement mécanique du P.S.E. de la structure cellules fermées et cellules ouvertes. Nous effectuons notre étude sur un P.S.E. de type 65L20. Les différentes courbes sont présentées en densité corrigée afin d'éliminer les effets de variations de densités des différentes éprouvettes testées.

C.3.1 Influence de la vitesse d'élastification

Dans un premier temps, nous étudions l'influence de la vitesse « d'élastification » sur le comportement mécanique du P.S.E. sollicité en compression simple. Les éprouvettes sont « élastifiées » à une déformation de 80 % et à des vitesses de déplacement de 250, 500, 1000, 5000 et 9000 mm/mn. Elles sont ensuite sollicitées en compression à une vitesse de 4 mm/mn. La figure 168 illustre ce propos en présentant les courbes de compression d'un P.S.E. « élastifié » à différentes vitesses. Nous pouvons constater que plus la vitesse « d'élastification » est importante plus les valeurs du module tangent et de la contrainte seuil du P.S.E. « élastifié » sont importantes. Nous supposons donc que le mécanisme de déformation varie en fonction de la vitesse « d'élastification » utilisée :

- pour de faibles vitesses, la pression à l'intérieur des cellules a le temps de s'équilibrer et les parois des cellules s'endommagent plastiquement. Le P.S.E. ainsi obtenu conserve sa structure cellulaire fermée avec cependant un affaissement des cellules,
- dans le cas des très grandes vitesses de déformation, la pression du gaz contenue dans les cellules augmente très rapidement entraînant probablement l'éclatement de leurs parois et donc l'ouverture de la structure cellulaire. Le P.S.E. présente alors une structure cellulaire ouverte et/ou fermée.

²² Le terme élastification doit s'entendre dans le sens « augmentation de la valeur de la déformation à partir de laquelle apparaissent des déformations irréversibles.

Nous observons, de plus, que le début de la phase de densification est indépendant de « l'élastification ». En effet, il se situe aux alentours de 50 % de déformation et ce que le P.S.E. soit « élastifié » ou non.

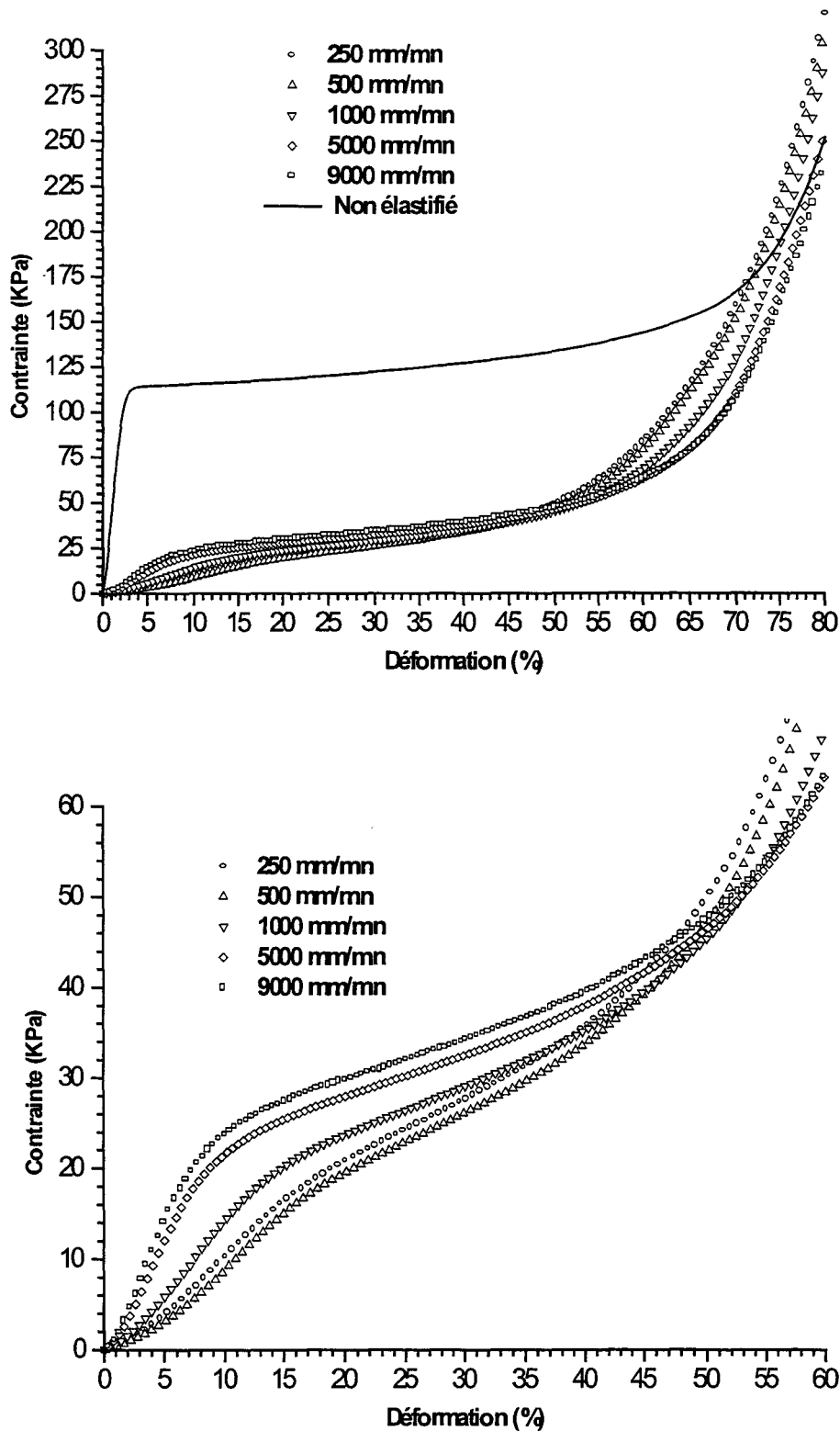


Figure 168 : Influence de la vitesse « d'élastification » sur le comportement mécanique en compression d'un P.S.E. de type 65L20.

Au niveau de la technique « d'élastification » du P.S.E., la vitesse semble donc assurer l'ouverture des cellules. Il est cependant complexe de préciser la quantité de cellules ouvertes et fermées.

C.3.2 Influence de la déformation d'élastification

Nous étudions ici l'influence de la déformation « d'élastification » pour deux vitesses de sollicitation : 5000 et 9000 mm/mn. Nous constatons, que plus la déformation appliquée est faible plus le matériau « élastifié » présente des caractéristiques mécaniques importantes (figure 169).

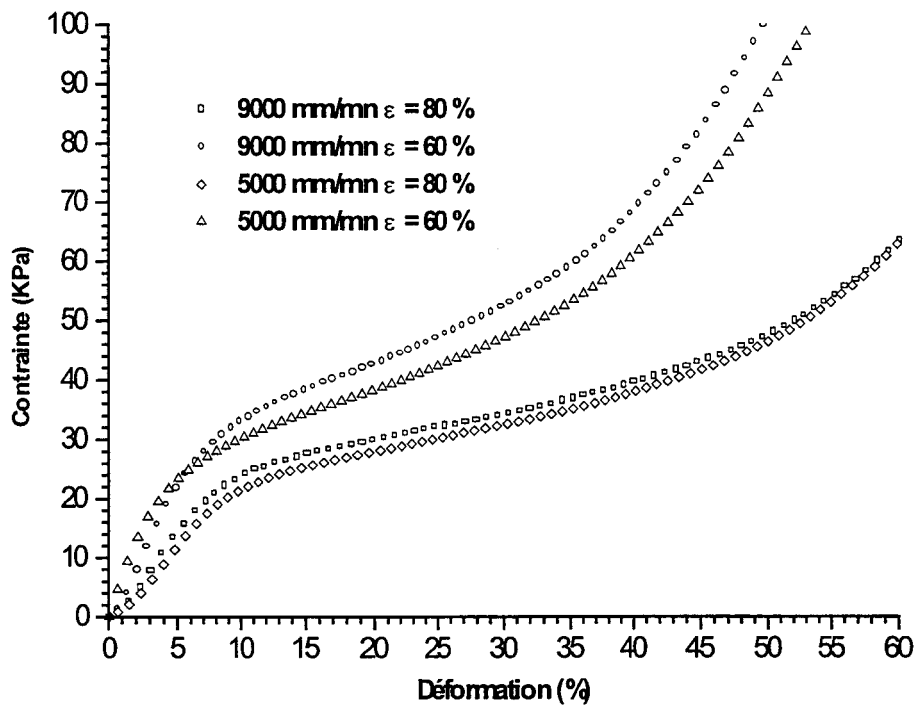


Figure 169 : Influence de la déformation d'élastification sur le comportement mécanique en compression d'un P.S.E. de type 65L20.

C.3.3 Synthèse

Les différentes observations, faites lors de l'étude de « l'élastification », nous amènent à formuler plusieurs hypothèses :

- la vitesse « d'élastification » doit être suffisamment importante pour permettre d'ouvrir les cellules contenues dans les grains de P.S.E.. Si ce n'est pas le cas, les cellules ne sont pas ouvertes mais fortement endommagées par tassement, et les caractéristiques mécaniques du matériau ainsi obtenu sont peu importantes,
- la déformation appliquée détermine le pourcentage de cellules ouvertes, plus ce pourcentage est important plus les caractéristiques du P.S.E. « élastifié » seront faibles.

Pour vérifier ces hypothèses, il serait intéressant d'effectuer une analyse micrographique de la structure du P.S.E. en fonction du taux de déformation et de la vitesse utilisé lors de « l'élastification ». Cette analyse permettrait de mieux cerner la vitesse et la déformation optimales entraînant l'ouverture des cellules et limitant l'endommagement par tassement du matériau.

C.4 Mécanismes de déformation en compression

L'objet de cette partie est l'étude des déformations d'une éprouvette sollicitée en compression simple afin de mieux cerner les différents mécanismes pouvant se produire lors de cette sollicitation. Cette étude se situe à deux niveaux :

- mesure des déformations macroscopiques afin de vérifier l'homogénéité des déformations le long d'une éprouvette comprimée à différents taux de déformation.
- analyse au microscope électronique à balayage environnemental²³ d'échantillons prélevés dans des éprouvettes comprimées à différents taux de déformation.

C.4.1 Déformations macroscopiques

Afin d'observer la répartition du gradient de déformation le long des éprouvettes, celles-ci sont marquées suivant la hauteur en sept zones de longueur h ($h = 10$ mm) (figure 170).

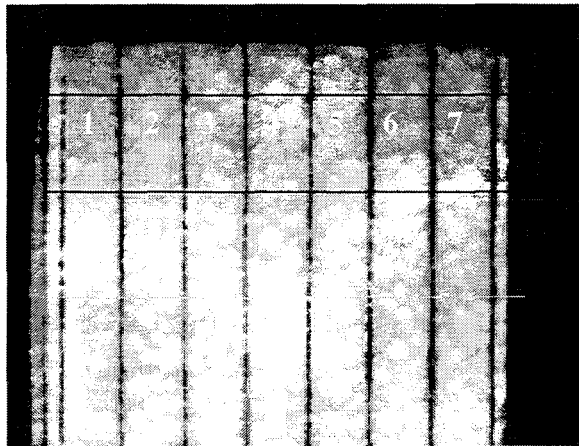


Figure 170 : Graduation de l'éprouvette.

Les variations Δh sont ensuite mesurées à l'aide d'une chaîne de traitement d'image qui permet de numériser les images et de suivre l'évolution de l'éprouvette lors de la compression. Il est alors possible d'évaluer le taux de déformation $\frac{\Delta h}{h}$ de chaque zone en fonction du taux global de déformation $\frac{\Delta H}{H}$ de l'éprouvette (figure 171).

Pour chaque type de P.S.E., nous enregistrons les déformations locales de l'éprouvette pour des taux de compression de 5, 10, 20, 30, 40 et 50%. Chaque essai est répété trois fois pour vérifier sa reproductibilité.

²³ M.E.B. ne nécessitant pas la métallisation des échantillons.

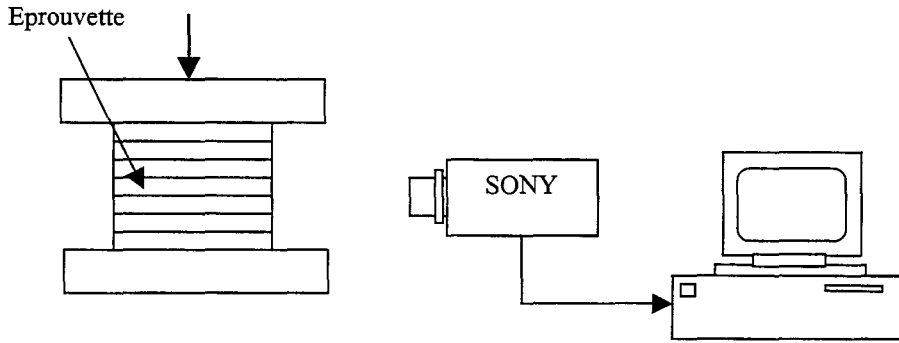


Figure 171 : Synoptique du montage d'analyse des déformations.

Les données obtenues permettent de tracer, pour chaque type de P.S.E., les courbes donnant le taux de déformation de chaque zone en fonction du taux de déformation global de l'éprouvette (figure 172).

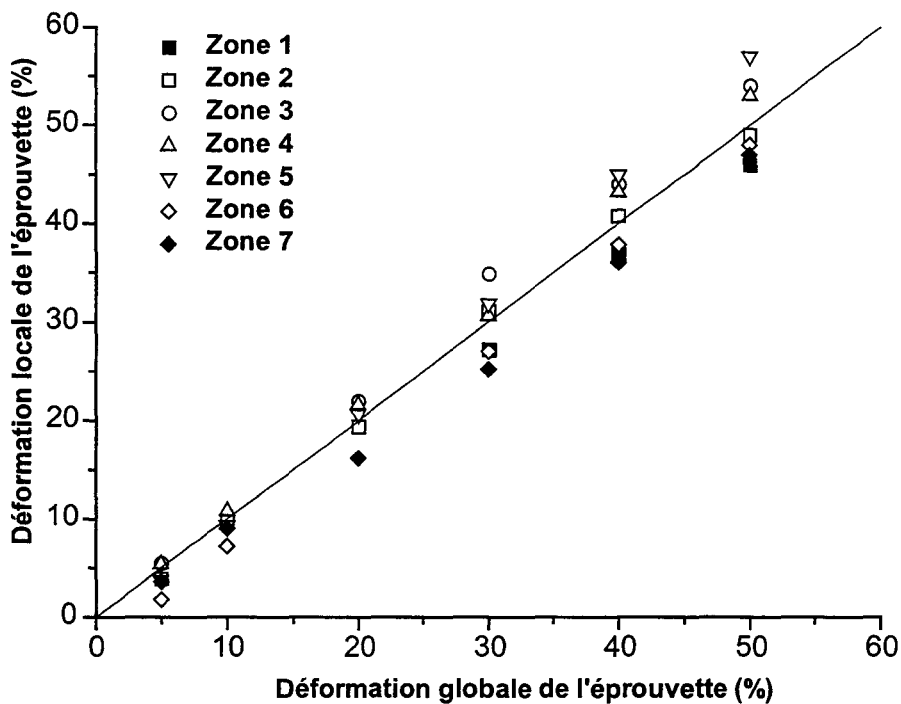


Figure 172: Déformations locales en fonction de la déformation globale pour un P.S.E. de type 65L15.

Il ressort de cette étude que les déformations locales de chaque zone sont quasiment identiques à la déformation globale. Le gradient de déformation est donc uniforme sur la longueur de l'éprouvette et ce quel que soit le taux de déformation appliqué. De plus, cette étude permet de vérifier que le déplacement de la traverse mobile permet de calculer correctement la déformation de l'éprouvette de P.S.E..

C.4.2 Déformations microscopiques

L'objet de cette étude est de déterminer les mécanismes microscopiques de déformation en compression du P.S.E.. Le microscope électronique utilisé est un microscope de type « environnemental »²⁴. Ce type de microscope permet de s'affranchir de la métallisation des échantillons de P.S.E. et donc d'éviter les risques de dégradations de la structure.

L'observation est faite sur une série de huit éprouvettes de type 76L15 afin d'analyser les mécanismes de déformation dans les trois phases de comportement :

- phase élastique non-linéaire : 0 et 2 % de déformation,
- phase de plateau plastique : 10, 20, 30 et 40 % de déformation,
- phase de densification : 50 et 60 % de déformation.

C.4.2.1 Phase I : élastique non linéaire

Cette phase s'étend, comme nous l'avons montré lors des essais de recouvrance, jusque environ 4 % de déformation pour un P.S.E. de densité 15 kg/m^3 . Lors de la compression, les cellules sont déformées élastiquement. Nous n'observons donc pas d'endommagement des cellules.

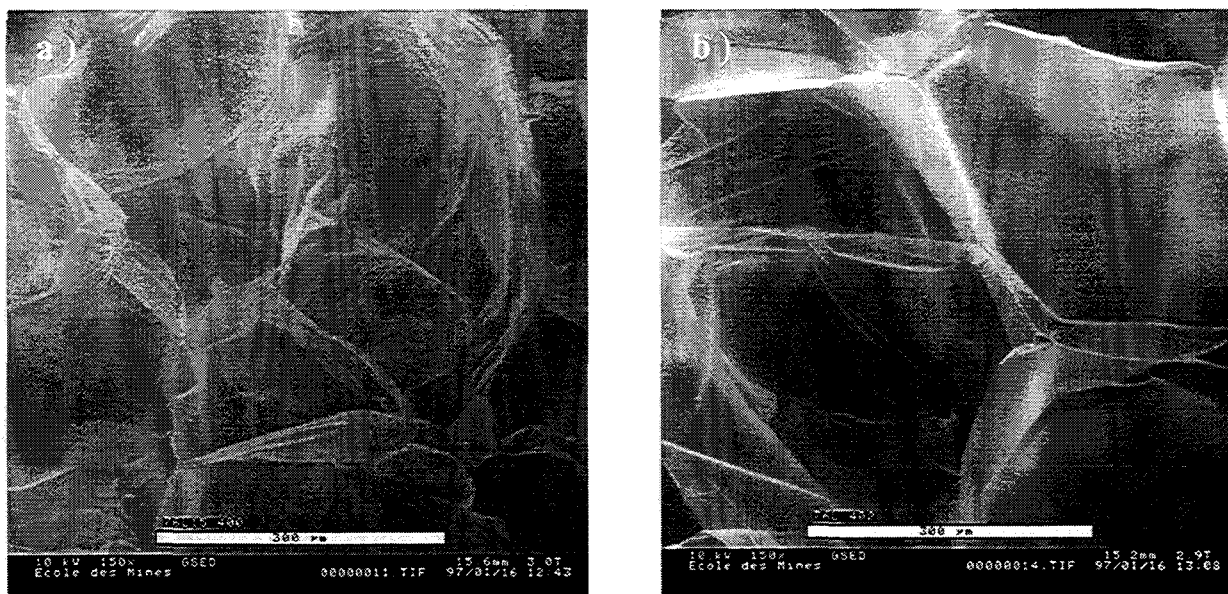


Figure 173 : a) Epreuve non comprimée (150 x) b) épreuve comprimée à 2% (150 x).

Les photos, présentées à la figure 173, montrent des cellules dans le cas d'une épreuve non déformée (a) et déformée à 2% (b). Aucun endommagement des cellules n'est visible pour une compression à 2 % de déformation, en effet, le seuil plastique n'est pas encore atteint. Nous pouvons de plus observer l'intérieur d'une cellule avec sa forme polygonale ainsi que ses arrêtes. Le diamètre moyen des cellules observées est d'environ $300 \mu\text{m}$ (données fabricant : 150 à $200 \mu\text{m}$).

²⁴ Ecole des mines de Douai : Département mécanique et comportement des matériaux.

C.4.2.2 Phase II : plateau de contrainte

Cette phase commence à environ 4 à 5 % de déformation. La figure 174 présente une éprouvette déformée à 10%. Aucune modification de la structure n'est visible mis à part l'apparition de quelques plis sur les parois. Ce plis proviennent de l'étirement de la structure cellulaire perpendiculairement au chargement, par compression du gaz. Contrairement à la traction ces plis ne proviennent pas de la microstriction des parois des cellules. En effet, lors de la compression, la tension latérale des cellules reste relativement faible du fait de l'échappement du gaz.

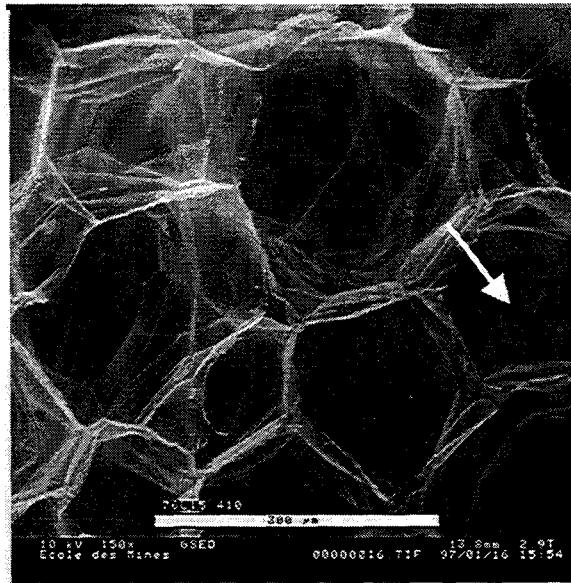


Figure 174 : Eprouvette comprimée à 10% (150 x).

A 20% de déformation, nous observons des plis plus importants et plus nombreux sur les parois des cellules (figure 175a)). Ces plis correspondent probablement au début de l'évacuation de l'air puis à l'affaissement progressif des parois des cellules. La figure 175b) montre la jonction entre deux grains et l'amas de cellules constituant la paroi du grain.

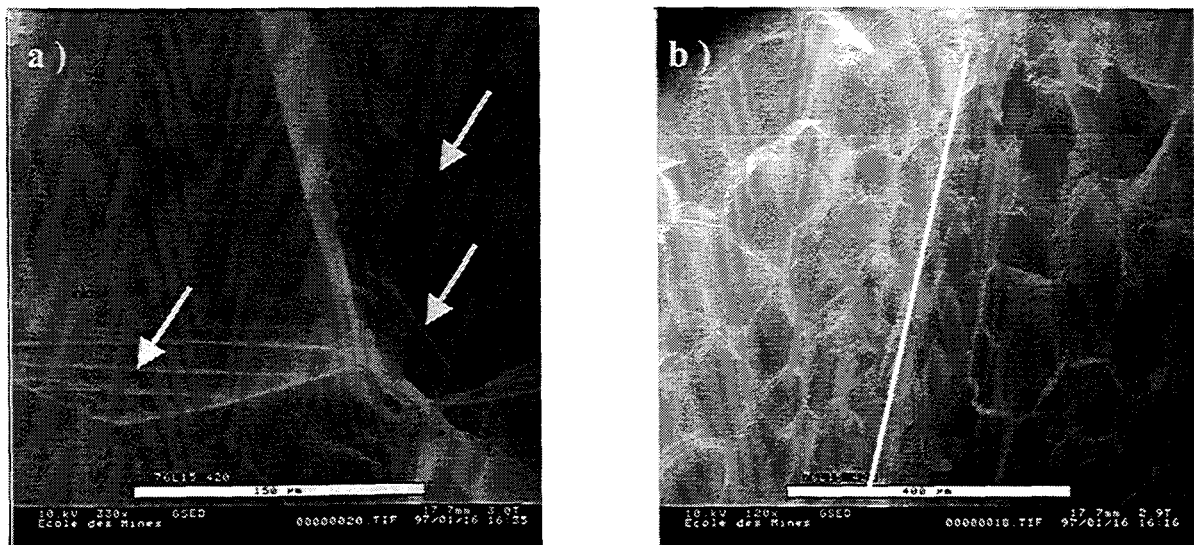


Figure 175 : a) Eprouvette comprimée à 20% (330 x) b) Eprouvette comprimée à 20% (120 x).

A 30% de déformation apparaît un changement de géométrie des cellules. Les parois sont de plus en plus froissées avec une apparition de plis plus nombreux (figure 176).

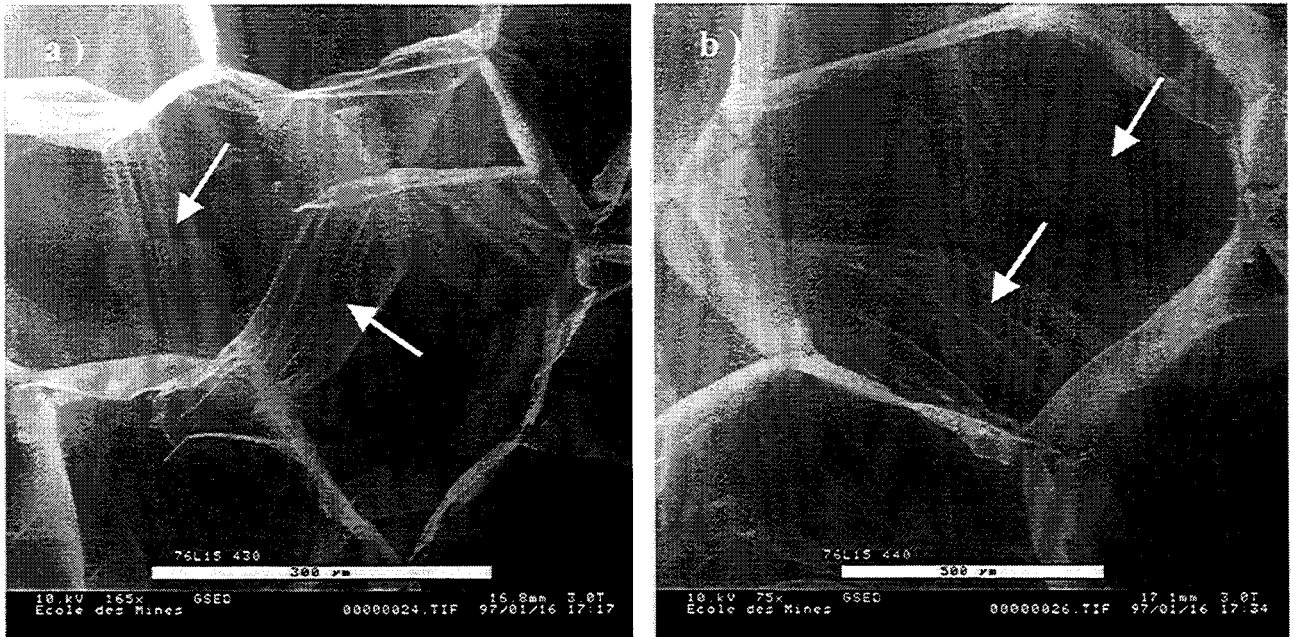


Figure 176 : a) Epreuve comprimée à 30% (165 x) b) Epreuve comprimée à 40% (75 x).

C.4.2.3 Phase III : densification

La figure 177 présente des éprouvettes comprimées à 60% de déformation. La phase de densification est donc atteinte. Nous distinguons bien l'écrasement des cellules dans le sens de la sollicitation. De plus, nous pouvons remarquer que les plis apparaissent perpendiculairement au sens de sollicitation.

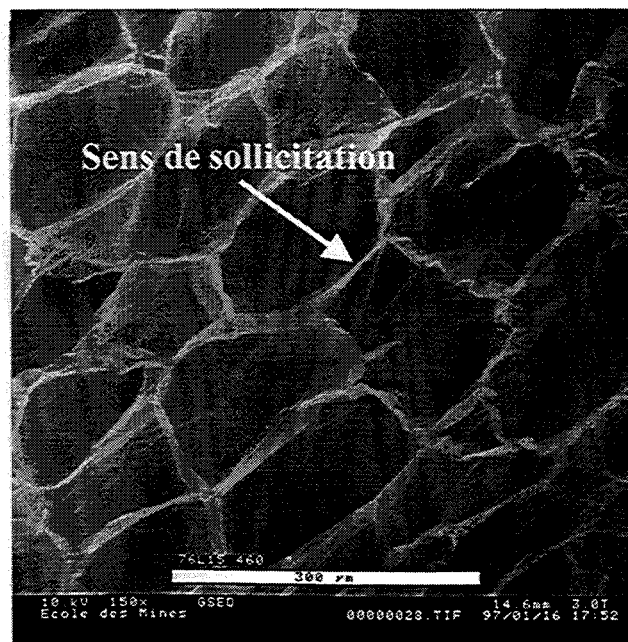


Figure 177 : Epreuve comprimée à 60% (150 x).

Durant cette phase de densification, la structure cellulaire est détruite. Les cellules ont perdu leur forme polygonale d'origine. Elles sont complètement froissées et affaissées (figure 178).

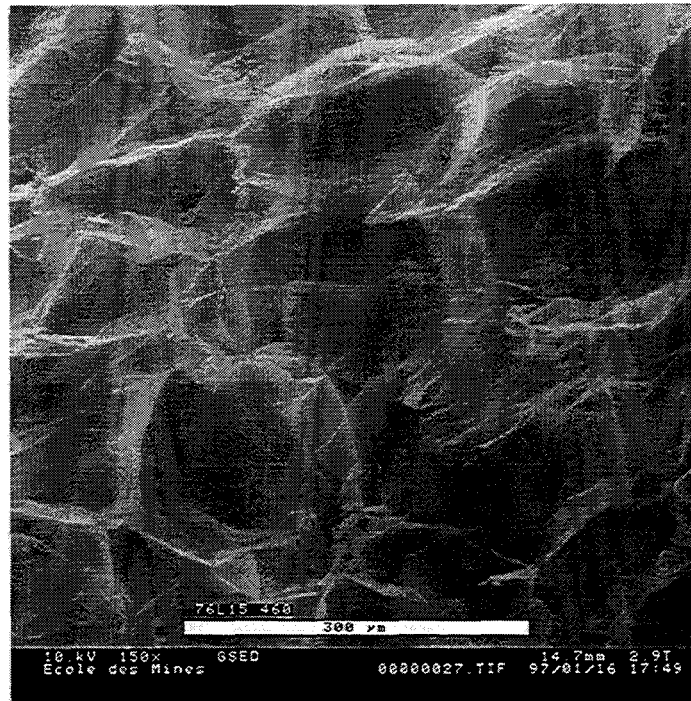


Figure 178 : Eprouvette comprimée à 60% (150 x).

C.4.3 Synthèse

De cette étude il ressort que la ruine de la structure cellulaire se déroule en trois phases (figure 179) :

- phase I : déformation élastique des parois des cellules,
- phase II : Evacuation progressive de l'air contenu dans les cellules et déformation plastique par flambement des parois des cellules avec apparition de plis sur les parois, perpendiculairement au sens de chargement, par un phénomène d'étirement,
- phase III : effondrement de la structure cellulaire et écrasement des cellules dans le sens de la sollicitation.

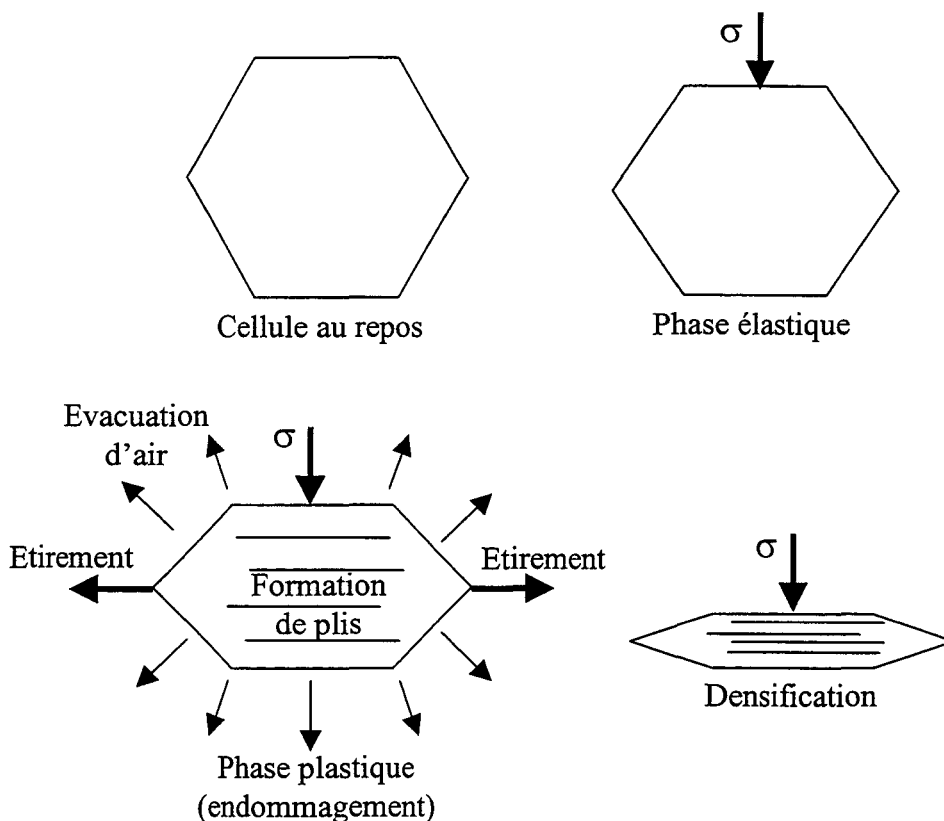


Figure 179 : Schématisation de la déformation d'une cellule en fonction des différentes phases de compression.

Les mécanismes de déformation décrits ici semblent correspondre assez bien à ceux proposées par Gibson & Al. dans le cas des matériaux cellulaires [Gibson 88].

D. Conclusion

A l'issue de cette étude sur le comportement mécanique du P.S.E., nous pouvons mettre en évidence plusieurs points :

- le comportement mécanique du P.S.E. est composé de la superposition de plusieurs mécanismes de base :
 - une élasticité linéaire engendrée par la déformation élastique de cellules,
 - une élasticité non-linéaire retardée provenant de la compression du gaz contenu dans les cellules,
 - une plasticité provoquée par la déformation plastique des cellules,
 - un renforcement de la contrainte provenant de la déformation avec changement de volume (v très faible) et donc de densité du matériau.

Ceci confère au P.S.E. un comportement mécanique de type viscoélastoplastique avec densification,

- la densité gouverne le comportement mécanique du P.S.E. et ce quel que soit le type de sollicitation (flexion trois points, traction et compression simple). En effet, nous avons démontré que les différents paramètres caractérisant le comportement mécanique du P.S.E. peuvent, en général, s'exprimer sous la forme d'une fonction linéaire de la densité :
 - croissante pour le module tangent E^* , la contrainte seuil σ_s^* ,
 - décroissante pour la déformation à rupture et la déformation de densification.
- le mode de décohésion du P.S.E. en flexion et en traction est de type intergranulaire. La rupture est initiée soit au sein même du grain probablement au niveau des défauts, soit juste sous la paroi du grain au niveau de cellules diminuées d'un point de vue mécanique. La rupture des parois des cellules est engendrée par l'apparition de microstricitions perpendiculaires au sens de sollicitation,
- la déformation du P.S.E., sollicité en compression simple, est homogène dans toute l'éprouvette et se produit par évacuation de l'air au travers des porosités et par étirement des parois entraînant l'apparition de plis perpendiculaires au sens de sollicitation,
- concernant « l'élastification » du P.S.E., nous avons émis deux hypothèses concernant la vitesse et la déformation « d'élastification » :
 - la vitesse de déformation gère l'ouverture des cellules et doit être la plus élevée possible,
 - la déformation gère le taux de cellules ouvertes.

Ces hypothèses doivent être vérifiées par une étude micrographique.

Cette partie de notre étude a donc permis de cerner le comportement du P.S.E. sous différents types de chargement.

IV : Modélisation

Modélisation du comportement mécanique du polystyrène expansé

SOMMAIRE DE LA PARTIE IV

A. INTRODUCTION.....	143
B. MODÈLE RHÉOLOGIQUE	144
B.1 SCHÉMA RHÉOLOGIQUE	144
B.1.1 <i>Equations générales</i>	147
B.1.1.1 Contrainte seuil non atteinte.....	147
B.1.1.2 Contrainte seuil atteinte.....	148
B.1.2 <i>Equations de comportement</i>	148
B.1.2.1 Réponse en traction - compression.....	149
B.1.2.2 Réponse en relaxation	150
B.1.2.3 Réponse en recouvrance.....	150
C. IDENTIFICATION DES PARAMÈTRES	151
C.1 ALGORITHME D'IDENTIFICATION	151
C.2 IDENTIFICATION DES ESSAIS.....	153
D. ANALYSE PARAMÉTRIQUE	156
D.1 COMPARAISON EXPÉRIMENTAL ET NUMÉRIQUE	156
E. SIMULATION PAR ÉLÉMENTS FINIS	162
E.1 MAILLAGE ET CONDITIONS AUX LIMITES	162
E.2 ISODÉFORMATIONS ET ISOCONTRAINTES.....	163
E.3 RÉSULTATS	165
F. CONCLUSION.....	166

A. Introduction

Les résultats expérimentaux ont montré que le comportement mécanique du P.S.E. sollicité en compression simple peut se décomposer en trois phases distinctes :

- phase élastique non-linéaire,
- phase de plateau de contrainte présentant une légère croissance de la contrainte du à la densification progressive du matériau. Cette phase correspond à la déformation plastique instantanée par endommagement de la structure du P.S.E.,
- phase de densification correspondant à l'affaissement des cellules par évacuation de l'air qu'elles contiennent.

De plus, nous avons montré, lors des essais de compression – relaxation que le P.S.E. présente un comportement visqueux. Malgré la complexité de la structure du P.S.E., ainsi que celle de son comportement constitué de la superposition de deux comportements élémentaires (compression du gaz et de la structure polymère), nous considérons ici l'étude d'un matériau homogène équivalent en adoptant une approche globale pour réaliser la modélisation de la compression et de la compression - relaxation (figure 180). Toutes ces remarques confèrent donc au P.S.E. un comportement de type viscoélastoplastique.

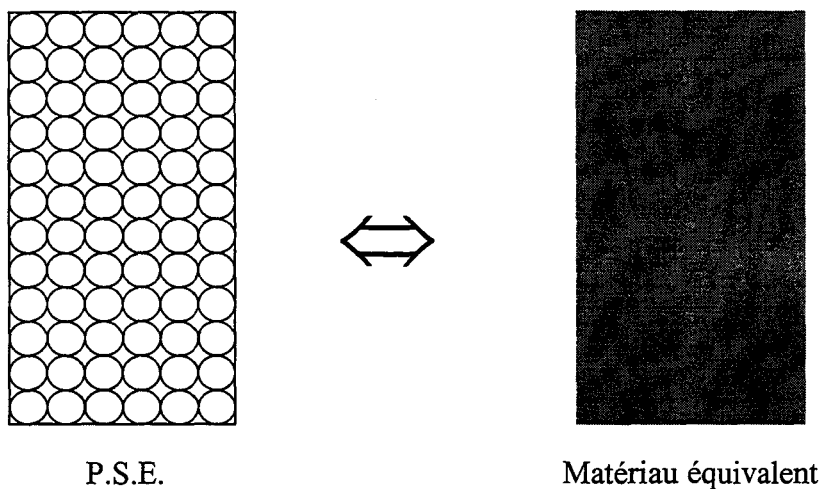


Figure 180 : Milieu réel – Milieu équivalent.

Une étude des modèles décrivant un comportement mécanique similaire à celui du P.S.E. a été menée. *Boytard & Ouâkka* ont développé un modèle rhéologique, à six paramètres, permettant de représenter le comportement viscoélastoplastique du polyéthylène en traction – compression, relaxation, recouvrance et en fluage [*Boytard 95 ; Ouâkka 95 ; Ouâkka 97*]²⁵. Dans cette partie de l'étude, nous tentons de valider l'utilisation de ce modèle sur nos résultats expérimentaux.

Dans un premier temps, nous présentons le modèle ainsi que les équations générales de comportement. Ces équations sont ensuite reformulées en fonction du type de sollicitation utilisé (compression, relaxation, recouvrance). Ensuite, nous étudions l'algorithme d'identification des

²⁵ Laboratoire de Mécanique du Solide de l'école Polytechnique.

paramètres du modèle ainsi que les modes d'identifications pour des essais simples (compression) ou des essais couplés (compression - relaxation). Par ailleurs, nous effectuons une étude paramétrique qui permet de relier les paramètres du modèle aux paramètres mécaniques du P.S.E. obtenus lors des essais de compression et de compression relaxation. Enfin, nous terminons ce chapitre par une modélisation numérique par éléments finis en vue de simuler l'essai de compression simple et celui de compression - relaxation du P.S.E..

B. Modèle rhéologique

B.1 Schéma rhéologique

Le modèle rhéologique, que nous proposons d'étudier, a été validé dans le cas d'un polyéthylène [Ouâkka 95]. Les essais de caractérisation menés sur ce matériau montrent qu'il présente simultanément de la viscosité (influence de la vitesse de déformation) et de la plasticité instantanée (existence d'un état irréversible au-delà d'un certain niveau de contrainte). Ces comportements élémentaires confèrent un caractère complexe et fortement non-linéaire au comportement mécanique global de ce matériau. Ce modèle, proposé pour l'étude du comportement anélastique de ce matériau, associe en parallèle (figure 181) :

- une branche viscoélastique composée d'un ressort et d'un amortisseur montés en série (viscosité non-linéaire). Cette branche permet de simuler la phase élastique non-linéaire ainsi que le mécanisme de relaxation,
- une branche élastoplastique composée du montage en série d'un ressort et en parallèle d'un ressort et d'un patin. Cette branche permet de simuler la plasticité (patin), l'érouissage de type cinématique linéaire²⁶ (ressort α) et le phénomène de fluage (ressort K_p combiné avec l'amortisseur de la branche viscoélastique).

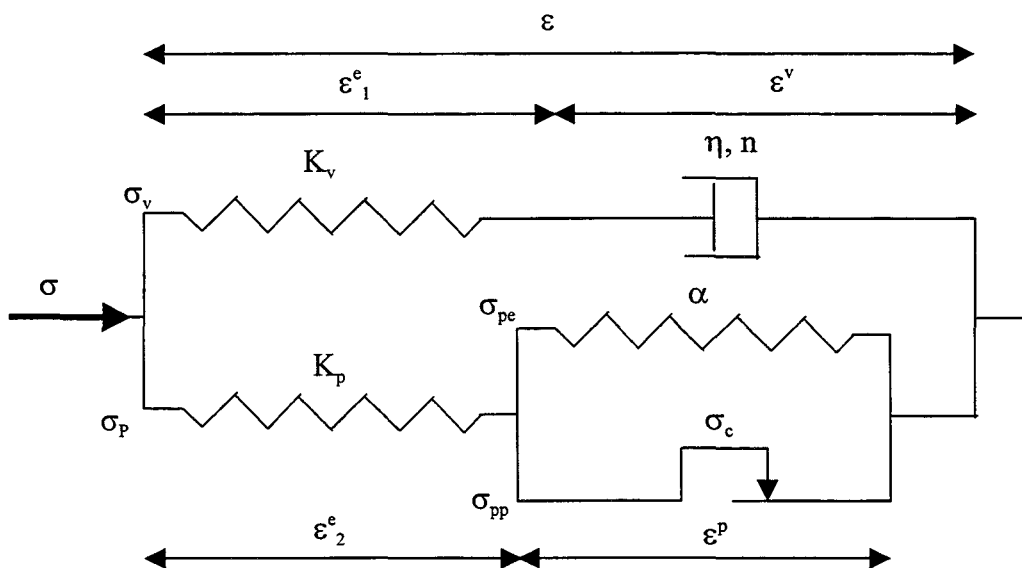


Figure 181 : Modèle rhéologique [Ouâkka 95].

²⁶ Dans notre cas, nous parlons plutôt de coefficient de densification.

Nous constatons que lorsque le patin est inactif, le modèle se ramène à un modèle de type Zener. Le modèle étudié comporte 6 paramètres :

- K_v : contribution de la branche viscoélastique à la phase élastique totale,
- K_p : contribution de la branche élastoplastique à la phase élastique totale,
- η et n : paramètres de viscosité de la branche viscoélastique avec n caractérisant la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation,
- α : contribution à la croissance de contrainte du plateau plastique,
- σ_c : contrainte à partir de laquelle les déformations deviennent irréversibles.

Les déformations appliquées au modèle se décomposent comme suit :

- ε_1^e : déformation élastique du ressort de paramètre K_v ,
- ε^v : déformation visqueuse du piston,
- ε_2^e : déformation élastique du ressort de paramètre K_p ,
- ε^p : déformation plastique du patin et du ressort de paramètre α ,

De même pour les contraintes :

- σ_v : part de la contrainte totale appliquée sur la branche viscoélastique,
- σ_p : part de la contrainte totale appliquée sur la branche plastique,
- σ_{pe} : part de la contrainte σ^p appliquée sur la branche modélisant la densification du matériau,
- σ_{pp} : part de la contrainte σ^p appliquée sur la branche modélisant la plasticité du matériau.

Les contraintes et les déformations appliquées au système se décomposent donc en une partie élastoplastique et une partie viscoélastique. Ceci peut se traduire dans le cas général par les relations suivantes :

$$(43) \quad \varepsilon = \varepsilon_1^e + \varepsilon^v = \varepsilon_2^e + \varepsilon^p$$

$$(44) \quad \sigma = \sigma_v + \sigma_p = \sigma_v + \sigma_{pe} + \sigma_{pp}$$

De plus, nous pouvons écrire les relations contraintes – déformations pour chaque élément du modèle :

$$(45) \quad \sigma_v = K_v \varepsilon_1^e \text{ pour le ressort } K_v,$$

$$(46) \quad \sigma_v = \eta |\dot{\varepsilon}^v|^{n-1} \dot{\varepsilon}^v = \eta |\dot{\varepsilon}^v|^n \text{sign}(\dot{\varepsilon}^v) \text{ pour le piston}^{27},$$

$$(47) \quad \sigma_p = K_p \varepsilon_2^e \text{ pour le ressort } K_p,$$

$$(48) \quad \sigma_{pe} = \alpha \varepsilon^p \text{ pour le ressort } \alpha,$$

$$(49) \quad \sigma_{pp} = \sigma_c \text{ pour le patin.}$$

La figure 182 permet d'illustrer le comportement de chacune des deux branches du modèle dans le cas d'une compression simple. Nous pouvons observer la partie non – linéaire de la branche viscoélastique avec un module tangent initial égal à $K_v(1 - f(\dot{\varepsilon}))$. Cette valeur est, du fait de la

²⁷ Le signe permet de tenir compte du sens de la sollicitation : compression ou traction.

faible influence de la vitesse sur le P.S.E., prise comme étant égale à K_v . Nous remarquons aussi la partie linéaire de la branche élastoplastique de module K_p ainsi que le déclenchement du patin et du deuxième ressort qui provoque l'apparition de la densification (pente $\frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p}$). La superposition de ces deux comportements permet d'avoir le comportement global du modèle.

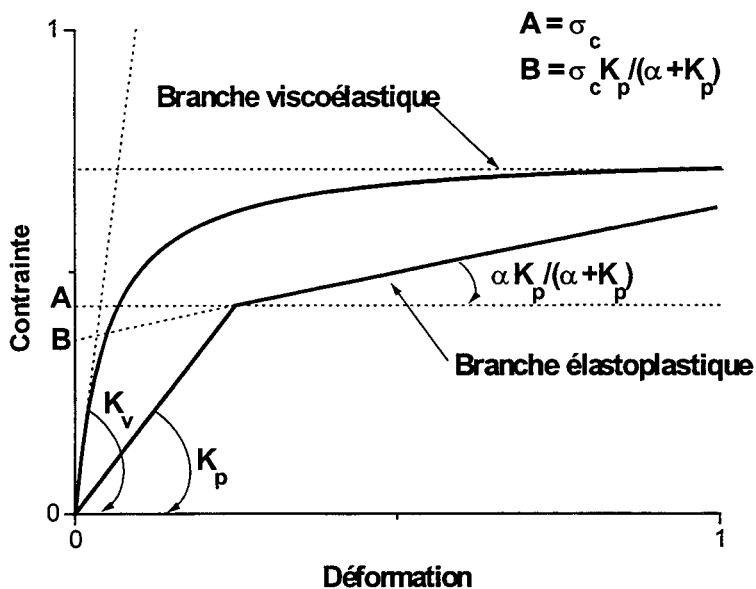


Figure 182 : Comportement des branches du modèle en compression.

La figure 183 présente l'allure des courbes de traction - compression, fluage et relaxation que peut décrire le modèle. Nous retrouvons les comportements décrit précédemment à savoir, la densification (figure 183a)), la relaxation (figure 183b)), le fluage et la plasticité (figure 183c)).

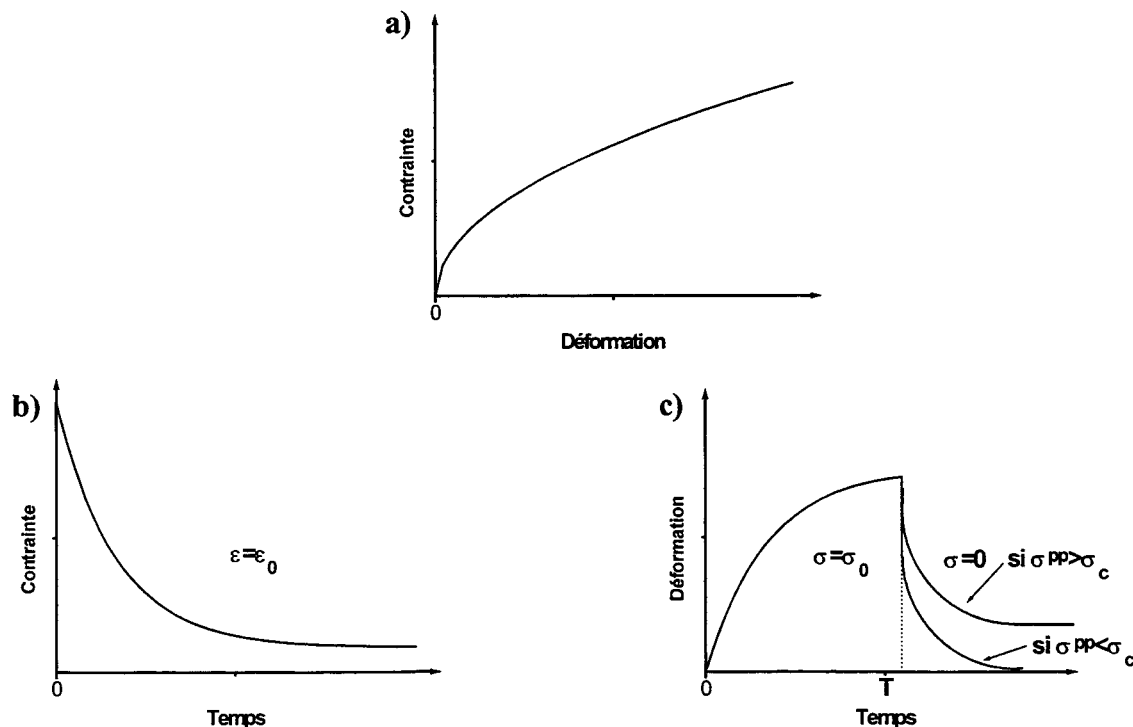


Figure 183 : Courbes caractéristiques d'un matériau obéissant au modèle proposé par Ouâkka.

B.1.1 Equations générales

Les relations précédentes ((43) à (49)) nous permettent d'écrire les équations générales du système. Nous considérons deux cas de figures :

- contrainte seuil non atteinte ($\sigma_{pp} < \sigma_c$) : le patin et le ressort α sont inactifs,
- contrainte seuil atteinte ($\sigma_{pp} \geq \sigma_c$) : le patin et le ressort α sont activés.

B.1.1.1 Contrainte seuil non atteinte

Lorsque le patin reste fixe , la déformation est purement viscoélastique. Seuls les ressorts K_v et K_p ainsi que le piston sont sollicités. Nous pouvons alors écrire :

Relations de contraintes :

$$(50) \quad \sigma = \sigma_v + \sigma_p$$

$$(51) \quad \sigma_v = K_v \varepsilon_1^e = \eta |\dot{\varepsilon}^v|^n \text{sign}(\dot{\varepsilon}^v)$$

$$(52) \quad \sigma_p = K_p \varepsilon_2^e$$

Relations de déformations :

$$(53) \quad \varepsilon = \varepsilon_1^e + \varepsilon^v = \varepsilon_2^e \Rightarrow \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1^e + \dot{\varepsilon}^v = \dot{\varepsilon}_2^e$$

$$(54) \quad \varepsilon_1^e = \frac{\sigma_v}{K_v} \Rightarrow \dot{\varepsilon}_1^e = \frac{\dot{\sigma}_v}{K_v}$$

$$(55) \quad \dot{\varepsilon}^v = \left| \frac{\sigma_v}{\eta} \right|^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v)$$

$$(56) \quad \varepsilon_2^e = \frac{\sigma_p}{K_p} \Rightarrow \dot{\varepsilon}_2^e = \frac{\dot{\sigma}_p}{K_p}$$

Par la suite, nous obtenons en remplaçant (54), (55) et (56) dans (53) :

$$(57) \quad \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1^e + \dot{\varepsilon}^v = \dot{\varepsilon}_2^e = \frac{\dot{\sigma}_v}{K_v} + \left(\frac{\sigma_v}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v) = \frac{\dot{\sigma}_p}{K_p}$$

or nous savons à partir des relations (50), (52) et (53) que :

$$(58) \quad \varepsilon = \varepsilon_2^e = \frac{\sigma}{K_p} = \frac{\sigma - \sigma_v}{K_p} \Leftrightarrow \sigma_v = \sigma - K_p \varepsilon$$

d'où nous déduisons l'équation différentielle du système :

$$(59) \quad \dot{\sigma} + K_v \left(\frac{|\sigma - K_p \varepsilon|}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma - K_p \varepsilon) = (K_p + K_v) \dot{\varepsilon}$$

B.1.1.2 Contrainte seuil atteinte

Lorsque la contrainte seuil est atteinte, le patin et le ressort α se déclenchent. Dans ce cas, nous pouvons écrire les expressions suivantes :

Relations de contraintes :

$$(60) \quad \sigma = \sigma_v + \sigma_p = \sigma_v + \sigma_{pe} + \sigma_{pp}$$

$$(61) \quad \sigma_{pe} = \sigma_p - \sigma_c = \alpha \varepsilon^p$$

$$(62) \quad \sigma_{pp} = \sigma_c$$

Relations de déformations :

$$(63) \quad \varepsilon = \varepsilon_1^e + \varepsilon^v = \varepsilon_2^e + \varepsilon^p \Rightarrow \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1^e + \dot{\varepsilon}^v = \dot{\varepsilon}_2^e + \dot{\varepsilon}^p$$

$$(64) \quad \varepsilon_1^e = \frac{\sigma_v}{K_v} \Rightarrow \dot{\varepsilon}_1^e = \frac{\dot{\sigma}_v}{K_v}$$

$$(65) \quad \dot{\varepsilon}^v = \left| \frac{\sigma_v}{\eta} \right|^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v)$$

$$(66) \quad \varepsilon_2^e = \frac{\sigma_p}{K_p} \Rightarrow \dot{\varepsilon}_2^e = \frac{\dot{\sigma}_p}{K_p}$$

$$(67) \quad \varepsilon^p = \frac{\sigma_{pe}}{\alpha} = \frac{\sigma_p - \sigma_c}{\alpha} \Rightarrow \dot{\varepsilon}^p = \frac{\dot{\sigma}_p}{\alpha}$$

en combinant les équations (64) à (67) dans l'équation (63) nous obtenons :

$$(68) \quad \dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_1^e + \dot{\varepsilon}^v = \dot{\varepsilon}_2^e + \dot{\varepsilon}^p = \frac{\dot{\sigma}_v}{K_v} + \left(\left| \frac{\sigma_v}{\eta} \right| \right)^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v) = \frac{\alpha + K_p}{\alpha K_p} \dot{\sigma}_p$$

or dans ce cas :

$$(69) \quad \varepsilon = \varepsilon_2^e + \varepsilon^p = \frac{\alpha + K_p}{\alpha K_p} \sigma_p = \frac{\alpha + K_p}{\alpha K_p} (\sigma - \sigma_v) \Leftrightarrow \sigma_v = \sigma - \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \varepsilon$$

d'ou l'équation du système :

$$(70) \quad \left(K_v + \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \right) \dot{\varepsilon} = \dot{\sigma} + K_v \left(\left| \frac{1}{\eta} \left(\sigma - \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \varepsilon \right) \right|^{\frac{1}{n}} \text{sign} \left(\sigma - \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \varepsilon \right) \right)$$

B.1.2 Equations de comportement

Il est évident au vu des différentes équations que la résolution directe n'est possible que les cas suivants :

- $n = 1$ ou $n = 1/2$,
- $\dot{\varepsilon} = 0$ (relaxation),
- $\sigma = 0$ et $\dot{\sigma} = 0$ (recouvrance),
- $\dot{\sigma} = 0$ (fluage).

Dans les autres cas, seule une solution numérique peut être envisagée.

B.1.2.1 Réponse en traction - compression

La traction - compression est caractérisée par sa vitesse de déformation constante ($\dot{\varepsilon} \neq 0$). Nous étudions d'abord chaque cas ($\sigma_{pp} < \sigma_c$ et $\sigma_{pp} \geq \sigma_c$) séparément puis nous les combinons en une seule équation permettant de simuler numériquement le comportement du modèle.

Contrainte seuil non atteinte :

Nous utilisons l'équation (59) en remplaçant :

$$(71) \quad \dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon(t + \Delta t) - \varepsilon(t)}{\Delta t} = \frac{\varepsilon^{i+1} - \varepsilon^i}{\Delta t}$$

$$(72) \quad \dot{\sigma} = \frac{\sigma(t + \Delta t) - \sigma(t)}{\Delta t} = \frac{\sigma^{i+1} - \sigma^i}{\Delta t}$$

nous trouvons finalement :

$$(73) \quad \sigma^{i+1} = K_p \varepsilon^{i+1} + \sigma_v^i + K_v \left[\dot{\varepsilon} - \left(\frac{|\sigma_v^i|}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v^i) \right] \Delta t$$

avec $\sigma_v(t_0) = 0$

Contrainte seuil atteinte :

De même que précédemment, nous partons de l'équation du comportement :

$$(70) \quad \left(K_v + \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \right) \dot{\varepsilon} = \dot{\sigma} + K_v \left(\frac{1}{\eta} \left| \sigma - \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \varepsilon \right|^{\frac{1}{n}} \text{sign} \left(\sigma - \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \varepsilon \right) \right)$$

en remplaçant (71) et (72) dans l'équation précédente, nous trouvons :

$$(74) \quad \sigma^{i+1} = \frac{K_p}{\alpha + K_p} (\sigma_c + \alpha \varepsilon^{i+1}) + K_v \left[\dot{\varepsilon} - \left(\frac{|\sigma_v^i|}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v^i) \right] \Delta t + \sigma_v^i$$

avec $\sigma_v(t_0) = 0$

en combinant (73) et (74), nous déduisons l'équation générale du comportement :

$$(75) \quad \sigma^{i+1} = K_p \left[\varepsilon^{i+1} - \text{sign}(\dot{\varepsilon}) \left\langle \frac{K_p |\varepsilon^{i+1}| - \sigma_c}{\alpha + K_p} \right\rangle \right] + K_v \left[\dot{\varepsilon} - \left(\frac{|\sigma_v^i|}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} \text{sign}(\sigma_v^i) \right] \Delta t + \sigma_v^i$$

avec $\langle X \rangle = \frac{X + |X|}{2}$ et $\sigma_v(t_0) = 0$.

B.1.2.2 Réponse en relaxation

La relaxation commence à $t = t_{rel}$, après chargement en traction – compression jusqu'à un taux de déformation $\varepsilon = \varepsilon_{imp}$. Elle est caractérisée par $\dot{\varepsilon} = 0$. En utilisant ces conditions dans (59) et (70) nous trouvons les solutions implicites suivantes :

Contrainte seuil non atteinte :

$$(76) \quad \sigma(t) = \left(\frac{1-n}{n} K_v \left(\frac{1}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} (t - t_{rel}) + |\sigma_v(t_{rel})|^{\frac{n-1}{n}} \right)^{\frac{n}{n-1}} \text{sign}(\sigma_v(t_{rel})) + K_p \varepsilon_{imp}$$

Contrainte seuil atteinte :

$$(77) \quad \sigma(t) = \left(\frac{1-n}{n} K_v \left(\frac{1}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} (t - t_{rel}) + |\sigma_v(t_{rel})|^{\frac{n-1}{n}} \right)^{\frac{n}{n-1}} \text{sign}(\sigma_v(t_{rel})) + \frac{K_p}{\alpha + K_p} (\alpha \varepsilon_{imp} + \sigma_c)$$

En regroupant les équations (76) et (77), nous obtenons l'équation générale du comportement :

$$(78) \quad \sigma(t) = \left(\frac{1-n}{n} K_v \left(\frac{1}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} (t - t_{rel}) + |\sigma_v(t_{rel})|^{\frac{n-1}{n}} \right)^{\frac{n}{n-1}} \text{sign}(\sigma_v(t_{rel})) + K_p (\varepsilon_{imp} - \varepsilon_p^*)$$

$$\text{avec } \varepsilon_p^* = \text{sign}(\varepsilon_{imp}) \left\langle \frac{K_p |\varepsilon_{imp}| - \sigma_c}{\alpha + K_p} \right\rangle.$$

B.1.2.3 Réponse en recouvrance

La déformation est maintenue à un taux ε_{imp} jusqu'à un temps $t = t_{rec}$ à partir duquel l'échantillon est libéré de tout effort extérieur. La recouvrance est donc caractérisée par $\sigma = 0$ et $\dot{\sigma} = 0$. Ces conditions nous amènent aux solutions implicites suivantes :

Contrainte seuil non atteinte :

$$(79) \quad \varepsilon(t) = \left(\frac{1-n}{n} \frac{K_v}{K_v + K_p} \left(\frac{K_p}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} (t - t_{rec}) + |\varepsilon_{imp}|^{\frac{n-1}{n}} \right)^{\frac{n}{n-1}} \text{sign}(\varepsilon_{imp})$$

Contrainte seuil atteinte :

$$(80) \quad \varepsilon(t) = \left(\frac{1-n}{n} \frac{K_v}{K_v + K_p} \left(\frac{K_p}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} (t - t_{rec}) + \left| \frac{\alpha \varepsilon_{imp} + \sigma_c}{\alpha + K_p} \right|^{\frac{n-1}{n}} \right)^{\frac{n}{n-1}} \text{sign} \left(\frac{\alpha \varepsilon_{imp} + \sigma_c}{\alpha + K_p} \right) + \frac{K_p \varepsilon_{imp} - \sigma_c}{\alpha + K_p}$$

L'équation générale du comportement devient :

$$(81) \quad \varepsilon(t) = \text{sign}(\varepsilon_{imp} - \varepsilon_p^*) \left(\frac{1-n}{n} \frac{K_v}{K_v + K_p} \left(\frac{K_p}{\eta} \right)^{\frac{1}{n}} (t - t_{rec}) + \left| \varepsilon_{imp} - \varepsilon_p^* \right|^{\frac{n-1}{n}} \right)^{\frac{n}{n-1}} + \varepsilon_p^*$$

$$\text{avec } \varepsilon_p^* = \text{sign}(\varepsilon_{imp}) \left\langle \frac{K_p |\varepsilon_{imp}| - \sigma_c}{\alpha + K_p} \right\rangle$$

Ces différentes équations sont ensuite introduites dans un code de calcul qui permet d'identifier, à partir des points expérimentaux, les 6 paramètres du modèle.

C. Identification des paramètres

C.1 Algorithme d'identification

L'identification des paramètres du modèle rhéologique est réalisée à l'aide du code de calcul *IDENTOPE*® développé à cet effet. L'identification peut se faire de deux manières [Ouâkka 95] :

- identification sur un essai simple (compression, relaxation, recouvrance ou fluage), le jeu de paramètres obtenus n'est pas unique et permet seulement de modéliser le type de sollicitation utilisé,
- identification sur un essai couplé (par exemple compression - relaxation), dans ce cas, les paramètres sont uniques et permettent de modéliser toutes les sollicitations utilisées lors de l'identification.

Les 6 paramètres du modèle sont obtenus par la minimisation, à l'aide de l'algorithme de calcul, d'une fonctionnelle représentant la distance entre les points expérimentaux et théoriques. Les points théoriques sont calculés à partir des équations du modèle en compression, relaxation, recouvrance ou fluage. Lors d'essais couplés, les équations utilisées, sont déterminées automatiquement par le code de calcul qui reconnaît le type de sollicitation en étudiant l'évolution des fonctions $\sigma = f_1(t)$ et $\varepsilon = f_2(t)$ (figure 184).

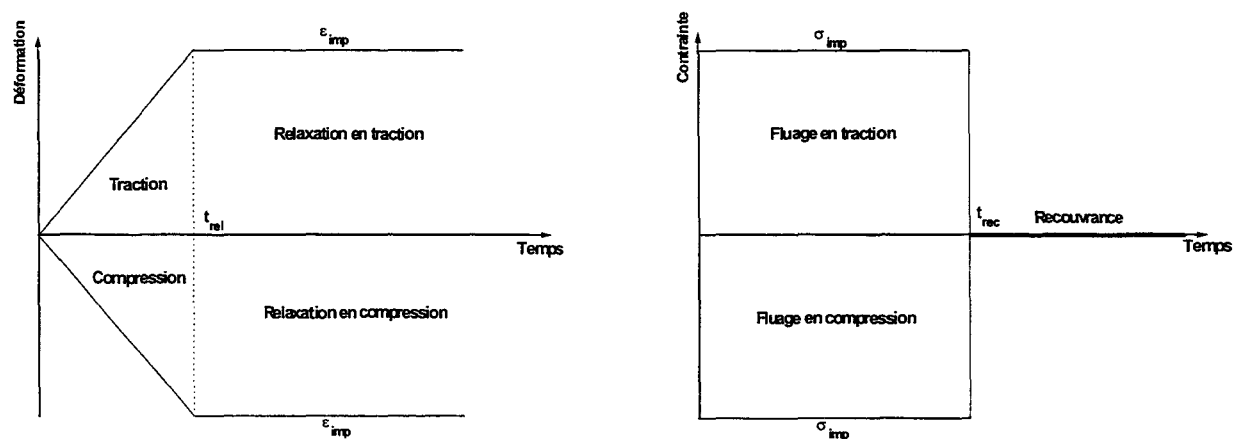


Figure 184 : Evolution de la déformation et de la contrainte en fonction du temps suivant le type de sollicitation appliquée.

Le calcul des paramètres est initialisé en choisissant un nombre de phases de calcul, comportant chacune 40 itérations, et une gamme d'intervalles I^0 pour chacun des paramètres du modèle [Ouâkka 95] :

$$I^0 = I_{K_v}^0 \times I_{K_p}^0 \times I_{\sigma_c}^0 \times I_{\alpha}^0 \times I_{\eta}^0 \times I_n^0$$

Le premier intervalle de paramètres est déterminé intuitivement et est réajusté automatiquement, si nécessaire, en fonction des résultats obtenus à chaque itération (figure 185).

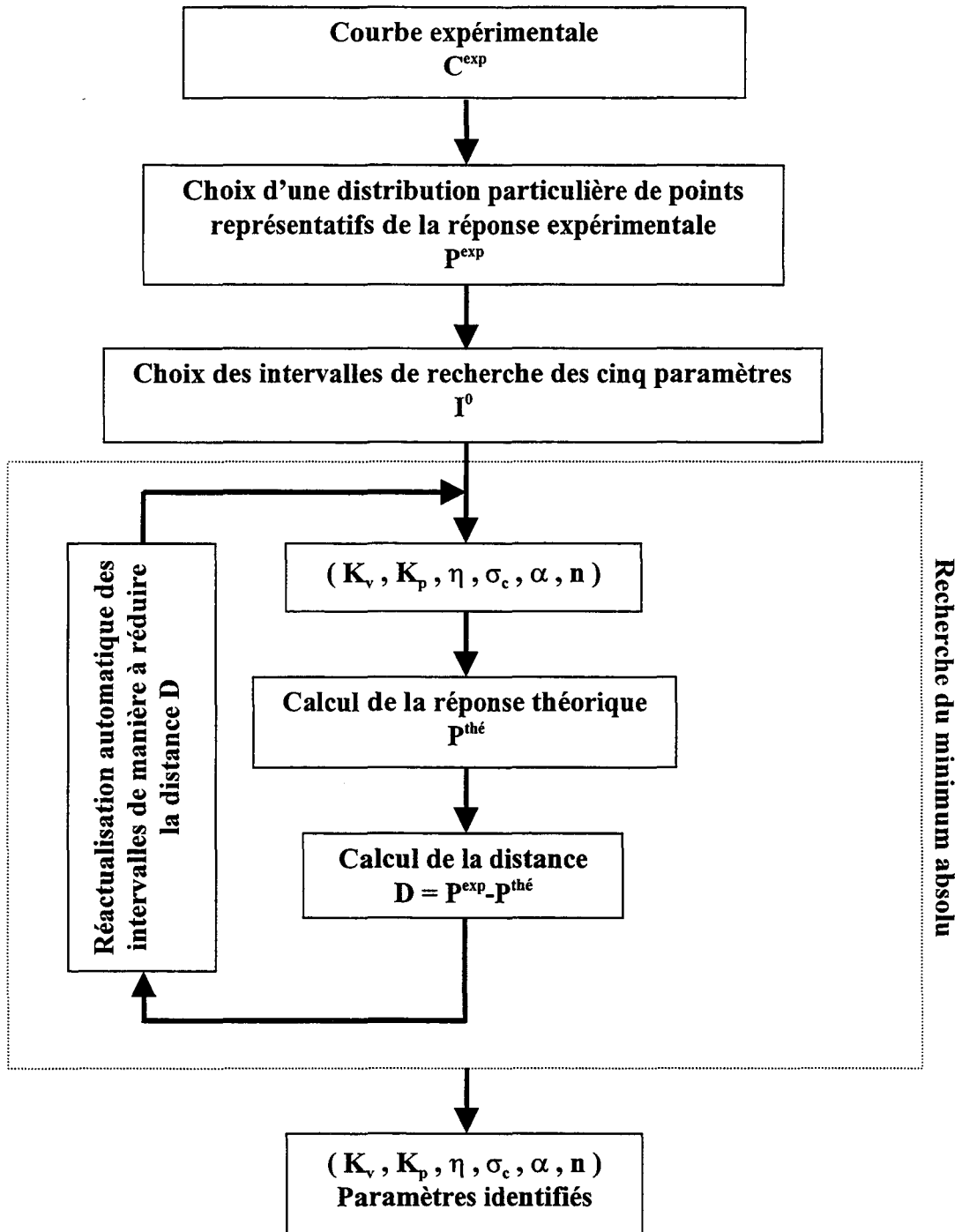


Figure 185 : Schéma d'identification et d'optimisation des paramètres du modèle [Ouâkka 95].

A la fin de chacune des phases de calcul, l'algorithme détermine un jeu particulier de paramètres et initialise un nouvel intervalle de recherche. Les paramètres obtenus à la fin de l'identification correspondent à ceux de la phase présentant l'erreur minimale entre les points expérimentaux et théoriques. La convergence des paramètres du modèle et de l'erreur en fonction de chacune des phases et des d'itérations du calcul est illustrée par la figure 186. Nous remarquons l'indépendance de chacune des cinq phases. Dans ce cas de figure, la phase de calcul présentant l'erreur minimale est la phase 1. Le jeu de paramètres choisi par l'algorithme sera donc celui obtenu à l'issue de cette phase.

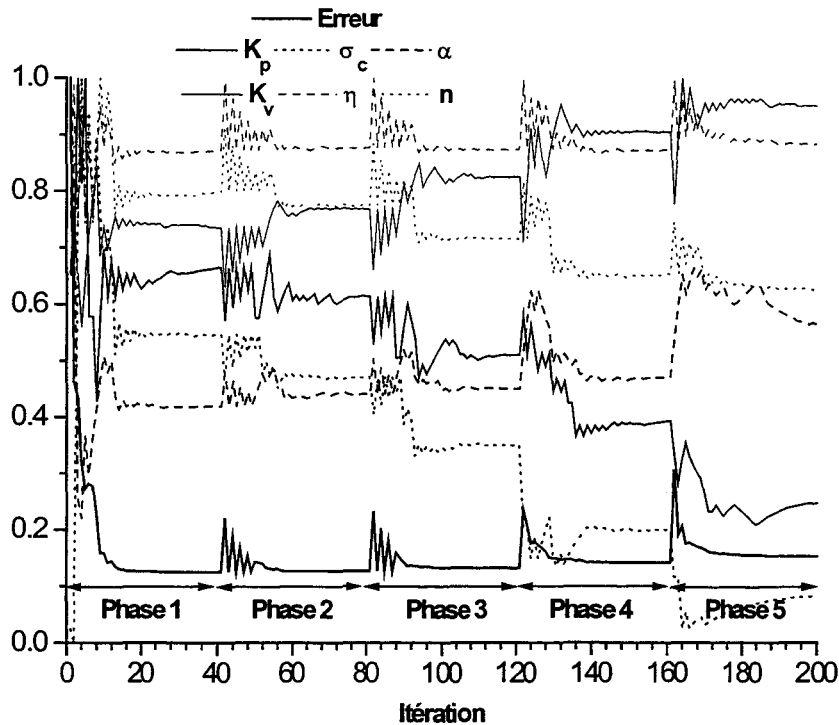


Figure 186 : Convergence des paramètres en fonction du nombre d'itération (P.S.E. de type 76D20 sollicité en compression – relaxation à 20 % de déformation).

C.2 Identification des essais

Dans le cadre de la modélisation du comportement mécanique du P.S.E., nous effectuons l'identification des paramètres du modèle pour deux types d'essais :

- essai de compression simple jusqu'à 20 % de déformation,
- essai de compression – relaxation à 5, 10, 15, et 20 % de déformation.

Lors de l'identification sur les essais de compression – relaxation, nous avons observé des incohérences dans la majorité des résultats à savoir :

- convergence vers 0 du paramètre $\alpha \Rightarrow$ plasticité parfaite,
- disproportion de K_p par rapport à $K_v \Rightarrow$ faible de contribution élastique de la branche élastoplastique,
- valeur de σ_c très faible \Rightarrow plasticité quasi - immédiate et donc pas d'élasticité.

Toutes ces anomalies portent sur la détermination des paramètres de la branche élastoplastique. Cette constatation implique que les erreurs proviennent de l'insuffisance de la durée de la phase de plateau de contrainte de la partie compression. Dans une optique de modélisation du comportement en compression – relaxation il est donc nécessaire que la déformation de relaxation soit suffisamment importante pour assurer la détermination de paramètres corrects ($\varepsilon_{imp} \geq 20\%$).

L'identification du jeu de paramètres est réalisée à partir des résultats expérimentaux. Pour chaque courbe et afin de limiter le temps de calcul, nous choisissons le nombre de points utilisés pour la reproduction théorique selon une fréquence de 1 point étudié sur 3 ou 4 existants. Nous considérons que le jeu de paramètres obtenu est correct lorsque l'erreur globale entre la courbe expérimentale et théorique est inférieure à 1 % dans le cas de la compression simple et 1.5 % pour la compression – relaxation (les essais couplés engendrent généralement une erreur globale plus importante que les essais simples). Les intervalles de paramètres et le nombre de phases utilisés sont présentés dans le tableau 11.

Variables	Borne inférieure	Borne supérieure	Phases
K_p	1	5000	2 à 5 phases de 40 itérations chacune
σ_c	1	500	
α	1	500	
K_v	1	5000	
η	1	500	
n	0.1	0.9	

Tableau 11 : Intervalles de recherche des paramètres du modèle.

La figure 187 présente un exemple de l'analyse automatique de la nature et de la durée de chacune des phases de sollicitation pour un essai de compression – relaxation à 20 % sur un P.S.E. de type F30²⁸.

>Description de(s) 1 Essai(s):		
Npoint	:	706
Debut	:	9
Fin	:	705
Saut	:	3
Reference fin Trac.	:	224
Relax.	:	705
Duree de la traction	:	224.3250 (s)
dEpsilon_imp	:	-.0889 (%/s)
Epsilon_imp	:	-19.9776(%)
SigmaMaxi	:	-194.4767 (KPa)
SigmaLimite	:	-132.2356 (KPa)
EpsilonResiduel	:	-19.9543 (%)
>NB. Les pts de 9 a 705 sont pris en compte		

Figure 187 : Analyse par IDENTOPE[©] des phases d'un essai de compression – relaxation.

²⁸ Nous ne citons pas le nom des P.S.E. étudiés dans le cadre de l'identification pour des raisons de confidentialité. Le chiffre après la lettre fait référence à la densité indicative.

Les paramètres obtenus lors de l'identification de cet essai sont donnés par la figure 188.

>Optimum:				
Kp	=	2666.5365	(+/-)	14.2698
Sc	=	59.9895	(+/-)	.3612
Alpha	=	143.8670	(+/-)	.4055
Kv	=	4374.5902	(+/-)	5.2023
Eta	=	305.7070	(+/-)	.6135
Pow	=	.1445	(+/-)	.0004
>Etape:1 Iteration : 200 Compromis:.734530%				
>Erreur Globale par essai et par phase (%):				
Essai	Comp.	Relx.	Recv.	Global
1	.3183	1.1508	.0000	.7345

Figure 188 : Paramètres donnés par IDENTOPE[©] pour un P.S.E. de type F30.

Les figures 189 et 190 présentent les courbes expérimentales et théoriques ainsi que les paramètres du modèle pour deux identifications :

- identification sur un essai de compression simple d'un P.S.E. de type F30,
- identification sur un essai de compression – relaxation à 20 % d'un P.S.E. de type F30.

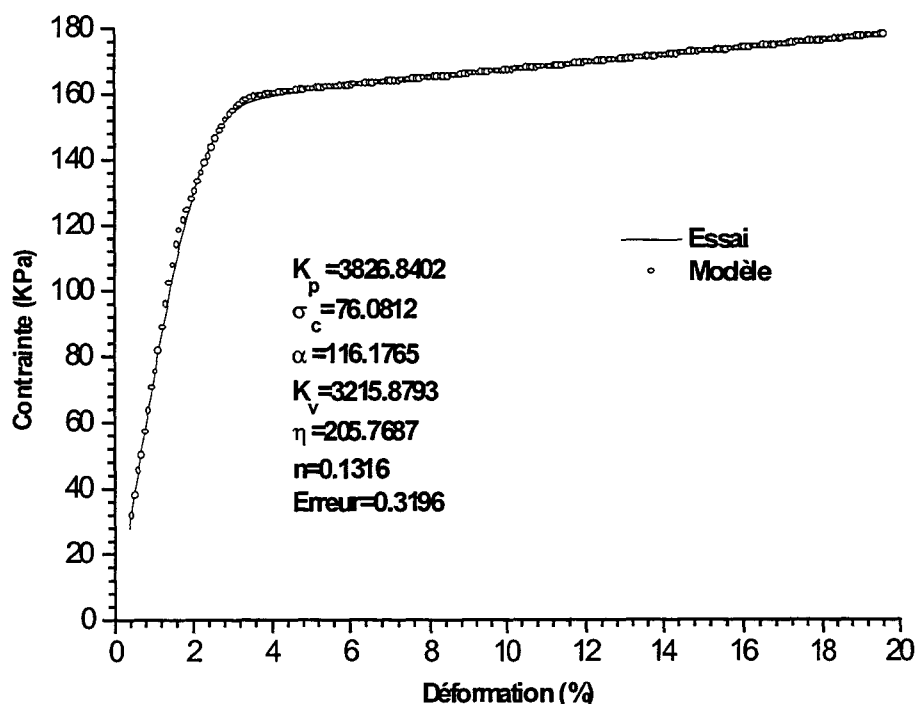


Figure 189 : Modélisation en compression d'un P.S.E. de type F30.

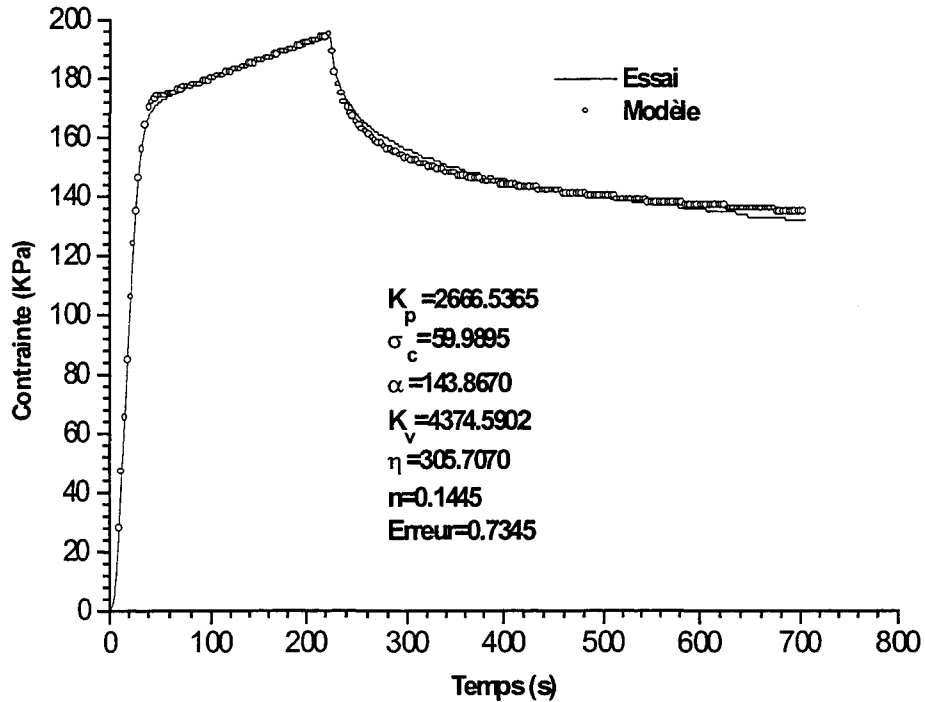


Figure 190 : Modélisation en compression - relaxation d'un P.S.E. de type F30.

Nous constatons la similitude entre les points expérimentaux et les points reproduit par la modélisation et ce quel que soit le type de sollicitation. Les résultats obtenus sont donc satisfaisants et permettent de valider l'utilisation du modèle pour notre matériau ainsi que le comportement viscoélastoplastique du P.S.E. en compression et compression - relaxation.

D. Analyse paramétrique

D.1 Comparaison expérimental et numérique

Les résultats des identifications de compression simple et compression - relaxation sont regroupés dans le tableau 12. Nous pouvons tirer plusieurs enseignements²⁹ :

- les paramètres K_p , K_v , α , σ_c augmentent avec la densité du P.S.E. étudié, et ce quel que soit le type de sollicitation considéré.
- le paramètre n est compris entre 0.08 et 0.42.

Pour un même P.S.E., les paramètres obtenus en compression sont différents de ceux de compression - relaxation, les paramètres de compression ne peuvent donc a priori pas être utilisés pour modéliser la relaxation. Les paramètres obtenus en compression - relaxation à différents taux de déformation, pour un type de P.S.E. donné, sont du même ordre de grandeur. Il est donc a priori possible, à partir d'une seule identification, de modéliser la compression et la relaxation à n'importe quel taux de déformations.

²⁹ Les courbes obtenues par modélisation sont présentées dans l'annexe D.

	Type de P.S.E.	K_p	K_v	σ_c	α	η	n	Erreur (%)
Compression simple	A15	1588	879	27	139	466	0.42	0.44
	A20	3884	1493	73	214	346	0.30	0.41
	A30	6891	7656	93	261	422	0.14	0.29
	B15	2523	1041	48	172	216	0.28	0.48
	B20	3865	1921	77	259	191	0.19	0.47
	B30	7059	5556	132	376	354	0.14	0.46
	C15	2194	1220	39	122	154	0.21	0.41
	C20	3656	1944	68	134	187	0.19	0.32
	C30	3812	3897	62	166	340	0.19	0.37
	D15	1728	1262	31	139	223	0.24	0.42
	D20	3590	1322	76	27	55	0.06	0.20
	D30	5801	7661	41	412	387	0.15	0.58
	E15	1986	1278	36	109	210	0.25	0.38
	E20	2715	2638	52	142	371	0.24	0.34
	E30	2735	5101	44	174	392	0.17	0.37
Compression - relaxation	F15	2312	995	45	100	104	0.18	0.39
	F20	3393	2211	65	111	122	0.10	0.32
	F30	3827	3216	76	116	206	0.13	0.26
	A15 10 %	950	1049	20	197	120	0.23	1.02
	A15 15 %	796	1787	15	239	135	0.17	1.25
	A20 15 %	2186	4165	32	296	225	0.15	0.88
	A20 20 %	2247	4378	29	208	235	0.15	1.15
	B20 15 %	1634	4261	26	270	210	0.13	0.96
	B20 20 %	1376	5450	22	229	222	0.11	0.93
	C15 20 %	917	1607	27	135	173	0.17	1.11
	D20 15 %	2218	3548	30	184	184	0.11	0.91
	D30 15 %	3608	3945	86	112	328	0.15	0.51
	E20 20 %	1200	3762	23	140	194	0.11	0.95
E30 20 %	2667	4375	60	144	306	0.14	0.73	
F20 10 %	1387	4286	24	151	169	0.08	0.81	
F20 15 %	2168	3626	35	106	181	0.11	0.82	

Tableau 12 : Résultats des identifications en compression simple et compression - relaxation.

Nous avons vu précédemment (figure 182) que, théoriquement, le module tangent initial et la pente du plateau de contrainte correspondent respectivement à la somme $K_p + K_v$ et à $\frac{\alpha K_p}{(\alpha + K_p)}$.

Nous pouvons donc étudier l'évolution du module tangent et de la pente théorique en fonction des données expérimentales (figures 191 et 192). Nous remarquons que les paramètres expérimentaux et théoriques sont similaires et que les corrélations entre ces différents paramètres s'écrivent, pour la compression et la compression - relaxation, sous forme de fonctions linéaires :

$$(82) \quad K_p + K_v \approx 1.1E^*$$

$$(83) \quad \frac{\alpha K_p}{\alpha + K_p} \approx \alpha \approx 1.1 \text{Pente} \quad (\text{figure 193})$$

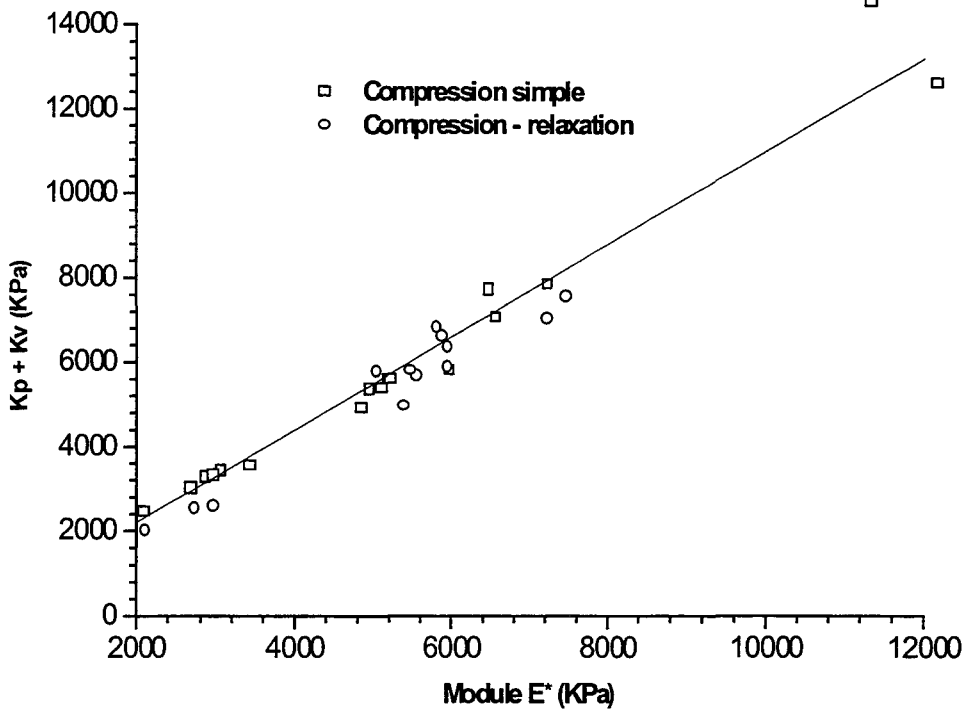


Figure 191 : Evolution de $K_p + K_v$ en fonction du module tangent initial.

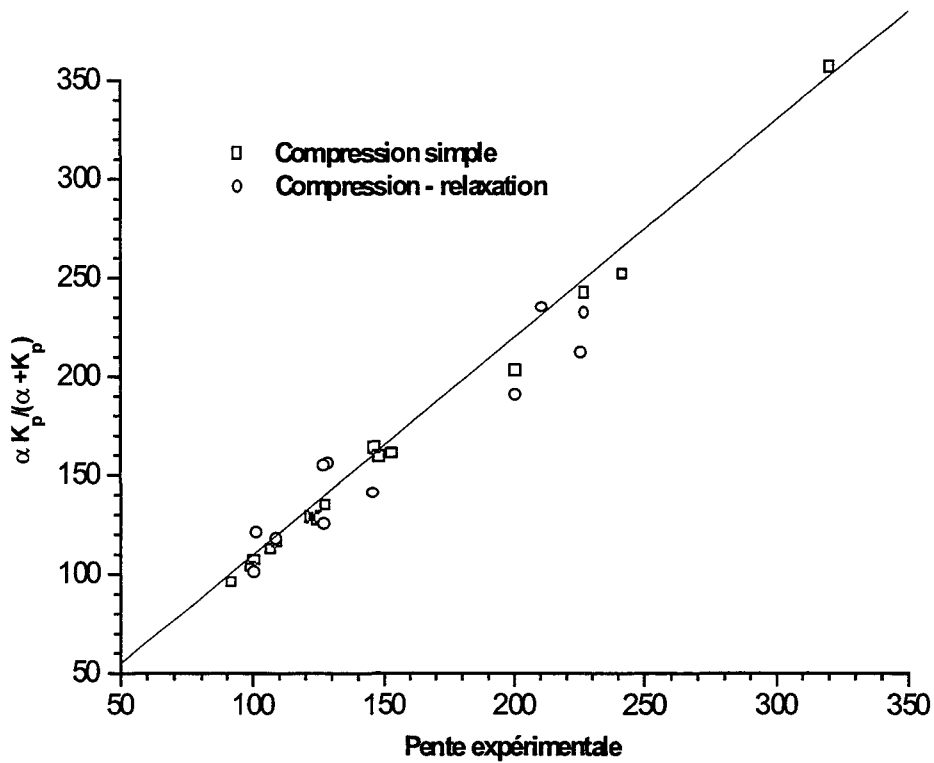


Figure 192 : Evolution de la pente du plateau de contrainte en fonction de la pente théorique.

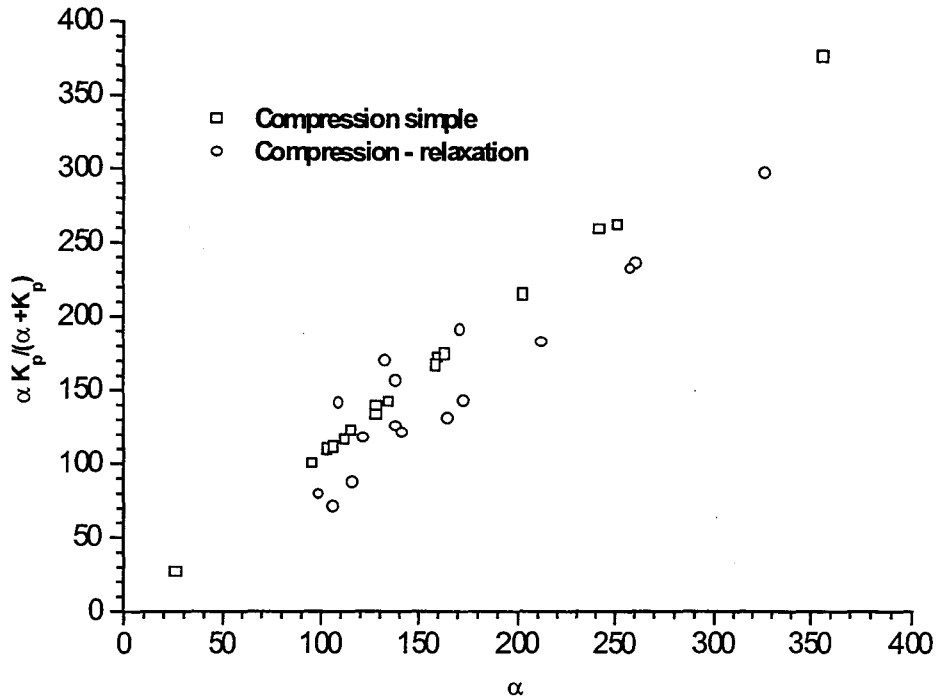


Figure 193 : Evolution du paramètre α en fonction de la pente théorique.

De même, l'évolution de K_p et de K_v en fonction du module E^* se traduit par une fonction linéaire :

dans le cas de la compression simple :

$$(84) \quad K_p = 0.6047E^* \quad R = 0.9470$$

$$(85) \quad K_v = 0.5046E^* \quad R = 0.9189$$

dans le cas de la compression - relaxation :

$$(86) \quad K_p = 0.3503E^* \quad R = 0.8090$$

$$(87) \quad K_v = 0.6845E^* \quad R = 0.8762$$

Cependant nous observons que, dans le cas de la compression - relaxation, la contribution élastique de la branche élastoplastique diminue et inversement pour la branche viscoélastique (figures 194 et 195). Il est possible que l'identification des essais de compression - relaxation privilégie la branche viscoélastique. En effet, la phase de relaxation est gérée essentiellement par cette branche.

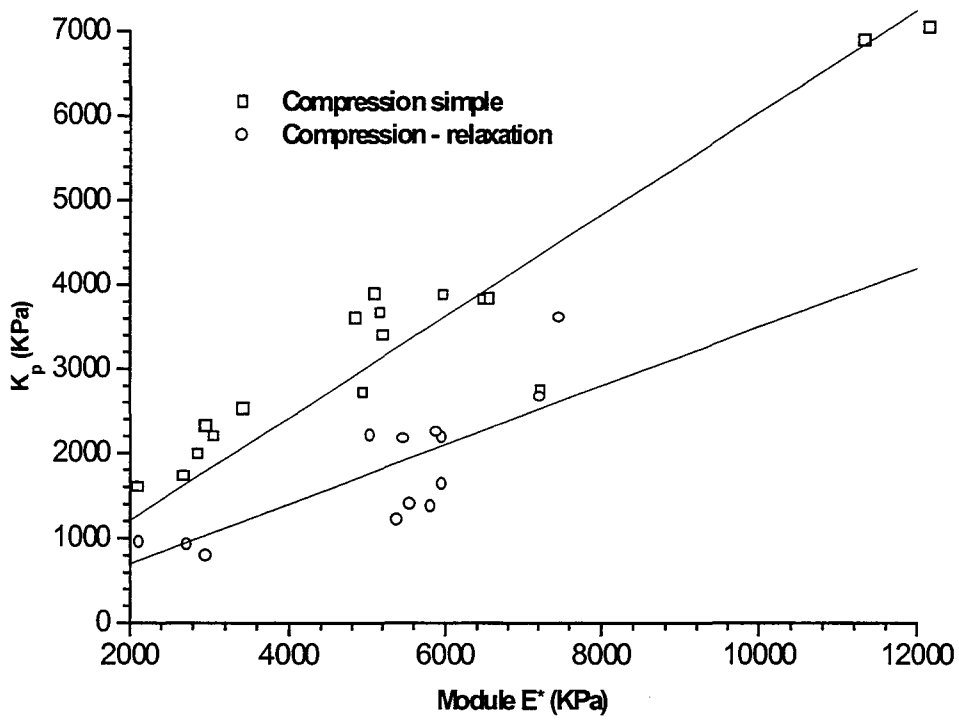


Figure 194 : Evolution de K_p en fonction du module tangent initial.

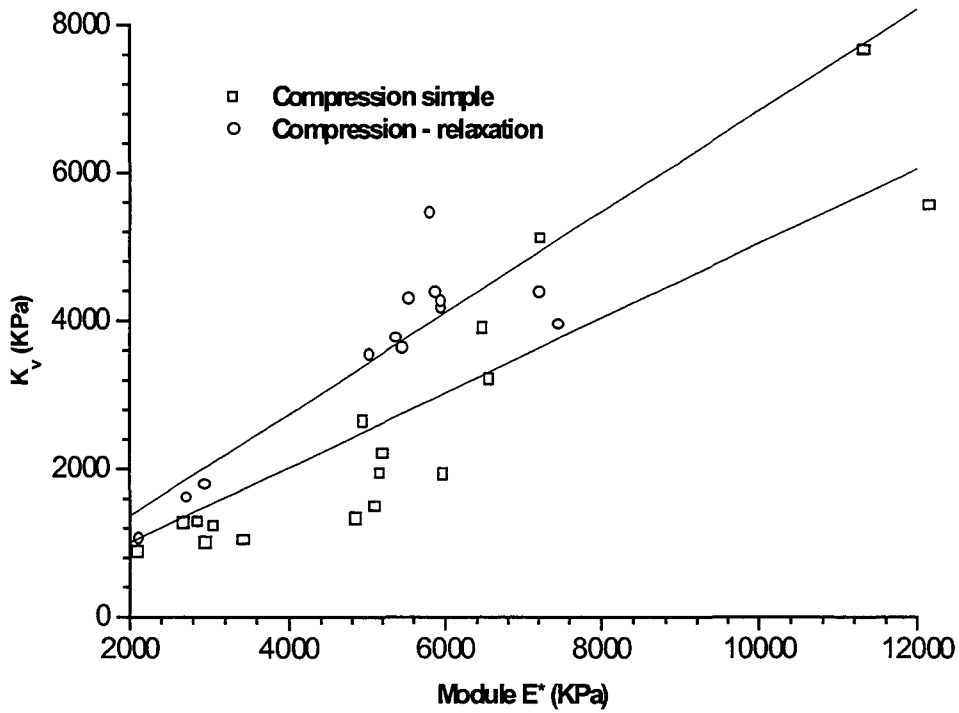


Figure 195 : Evolution de K_v en fonction du module tangent initial.

Concernant la contrainte plastique du modèle, nous constatons qu'elle varie presque linéairement en fonction de la contrainte seuil obtenue expérimentalement (figure 196). Cependant cette linéarité ne permet pas d'approximer la valeur de la contrainte du fait de la dispersion importante des points.

Dans le cas de la compression simple :

$$(88) \quad \sigma_c = 0.3704\sigma_s^* + 13.9261 \quad R = 0.85472$$

Dans le cas de la compression - relaxation :

$$(89) \quad \sigma_c = 0.405\sigma_s^* - 14.2907 \quad R = 0.85679$$

Globalement, le rapport des deux contraintes peut être considéré comme constant :

$$(90) \quad \Rightarrow \left[\frac{\sigma_c}{\sigma_s^*} \right]_{\substack{\text{compression simple} \\ \text{compression relaxation}}} \approx 0.4$$

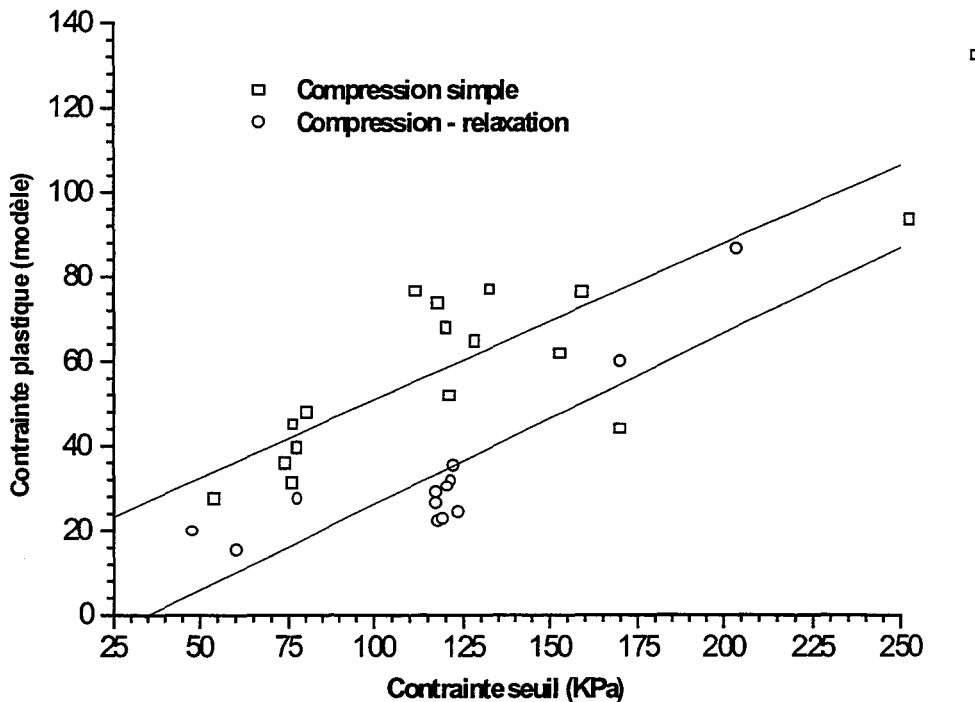


Figure 196 : Evolution de la contrainte seuil en fonction de la contrainte plastique du modèle.

L'étude des paramètres de viscosité η et n montre qu'a priori il n'y a pas de corrélation avec les paramètres mécaniques expérimentaux (figure 197). En effet, ces paramètres dépendent essentiellement de la vitesse de sollicitation qui est constante pour les essais identifiés.

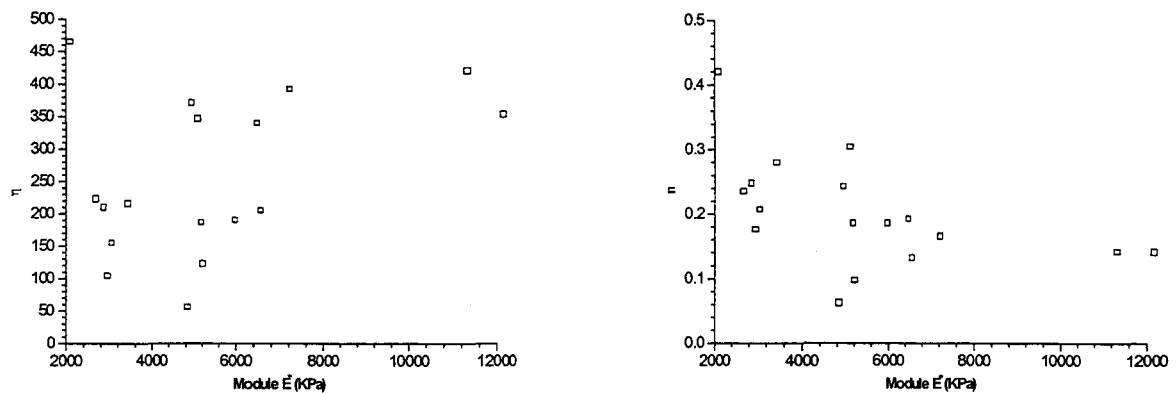


Figure 197 : Evolution de η et n en fonction du module E^* .

Au vu de ces résultats, nous remarquons qu'il est possible d'obtenir une bonne approximation de K_p , K_v , et α à partir d'une courbe expérimentale. Concernant la contrainte plastique, les valeurs des coefficients de corrélation sont trop faibles pour permettre une approximation correcte de ce paramètre. Nous proposons donc dans l'annexe E un protocole expérimental adapté à la détermination des paramètres du modèle.

E. Simulation par éléments finis

L'objet de la simulation par éléments finis est de modéliser les essais de compression simple et de compression - relaxation en utilisant les paramètres du modèle rhéologique obtenus par identification.

Les équations de comportement du modèle sont introduites dans un code d'éléments finis (Castem 2000) après passage de 1D (modèle rhéologique) à 3D (code éléments finis)³⁰. L'intérêt de la simulation est de permettre par la suite en connaissant les paramètres du modèle pour un essai donné de modéliser le comportement d'un élément en situation, par exemple le comportement d'un remblai allégé de P.S.E. en fluage.

E.1 Maillage et conditions aux limites

Le maillage de type « cub8 » est effectué sur un quart d'éprouvette de compression. La figure 198 illustre le maillage ainsi que les conditions aux limites à savoir :

- blocage des déformations suivant Y du plan XZ,
- blocage des déformations suivant X du plan YZ,
- blocage des déformations suivant Z du plan XY.

Pour la simulation du comportement mécanique du P.S.E., nous affectons la valeur du coefficient de poisson comme étant égale à 0.03 (figure 199).

³⁰ La généralisation 3D des équations du modèle rhéologique est présentée dans l'annexe F.

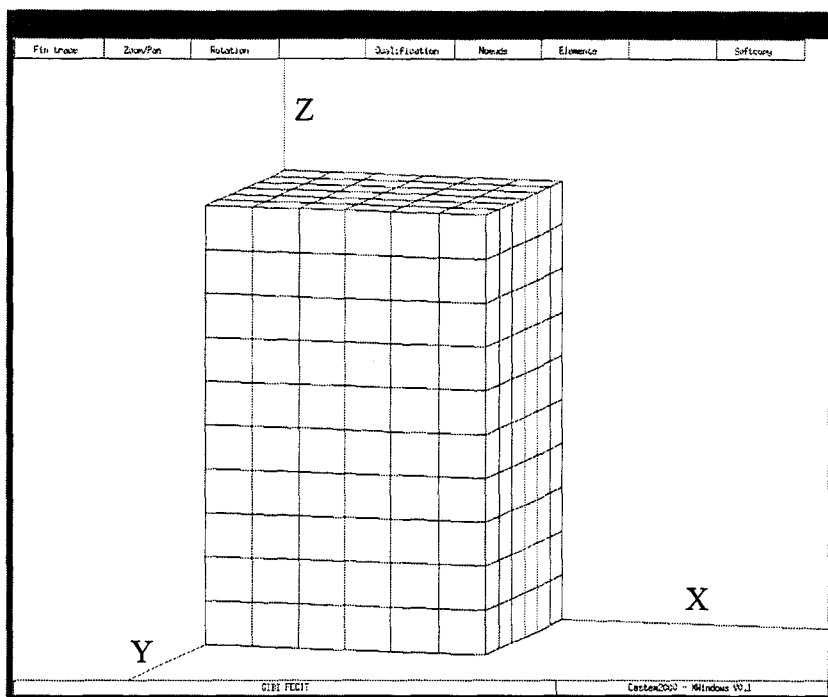


Figure 198 : Maillage et conditions aux limites.

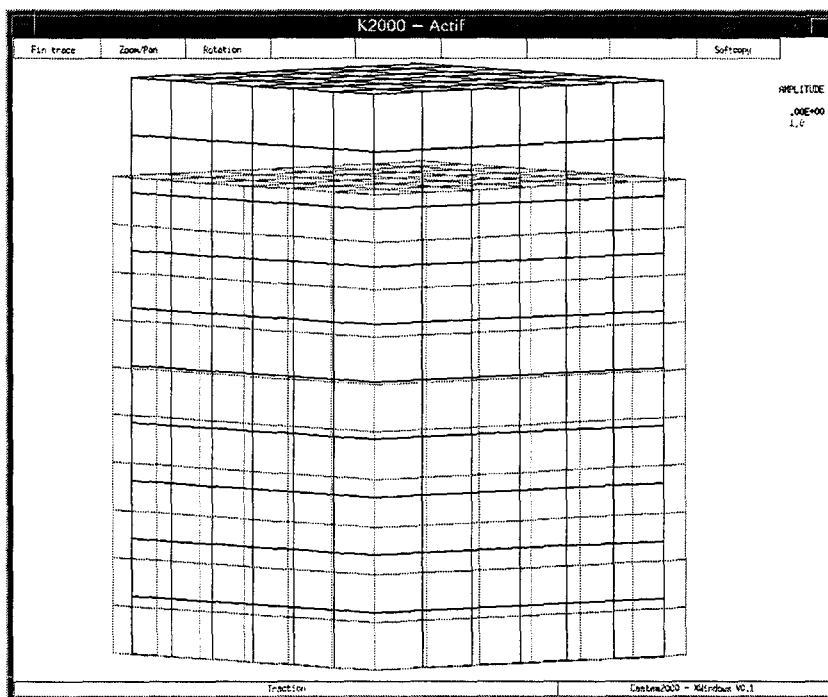


Figure 199 : Éprouvette non chargée et comprimée à 20 % de déformation.

E.2 Isodéformations et isocontraintes

La figure 200 montre que les déformations sont réparties uniformément dans l'éprouvette, ceci confirme notre étude sur le gradient des déformations d'une éprouvette en compression. Le P.S.E. se déforme donc de manière homogène en compression simple. De même, concernant les contraintes nous constatons que leur répartition est homogène dans toute l'éprouvette (figure 201).

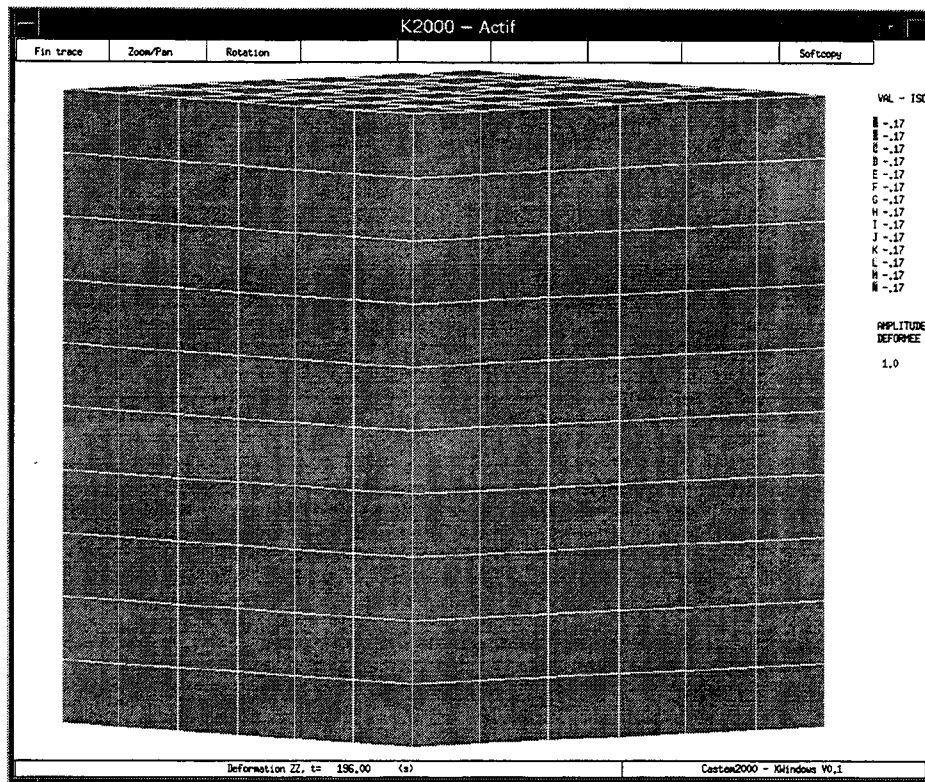


Figure 200 : Isodéformations à 17 % de déformation suivant Z pour un P.S.E. sollicité en compression simple.

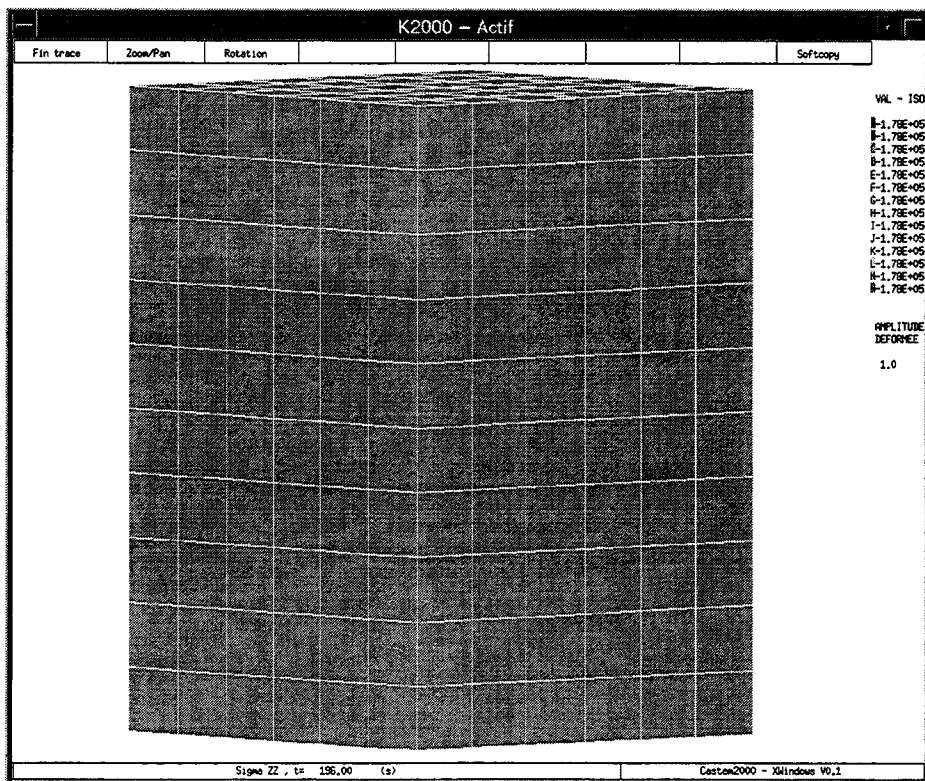


Figure 201 : Isocontraintes à 17 % de déformation suivant Z pour un P.S.E. sollicité en compression simple.

E.3 Résultats

Les figures 202 et 203 montrent respectivement les résultats du calcul par éléments finis dans le cas de la compression et compression – relaxation pour un P.S.E. de type D15. Nous constatons que les courbes obtenues par la simulation sont très proches de celles déterminées expérimentalement. La modélisation est donc correcte et peut permettre d'étudier le comportement de structures complexes constituées de P.S.E..

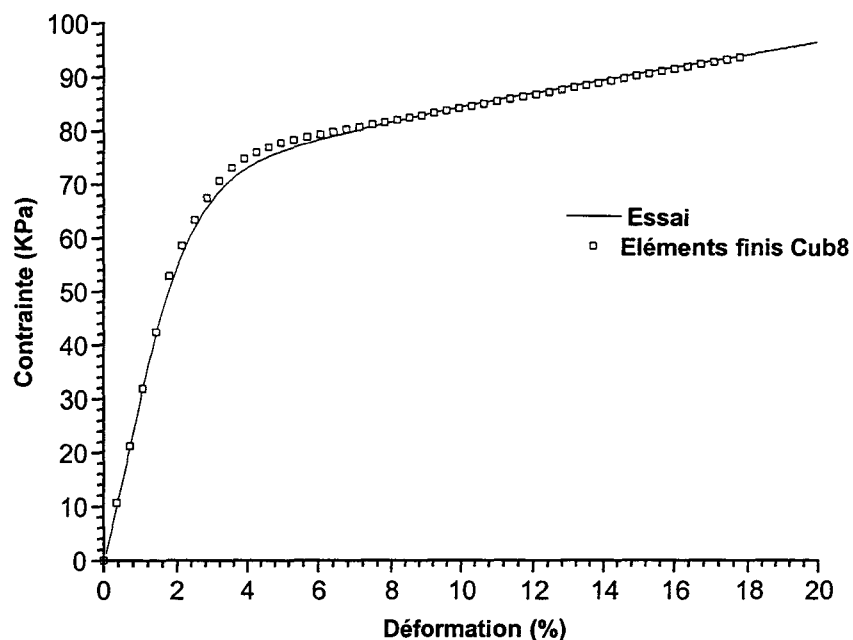


Figure 202 : Modélisation en compression d'un P.S.E. de type D15.

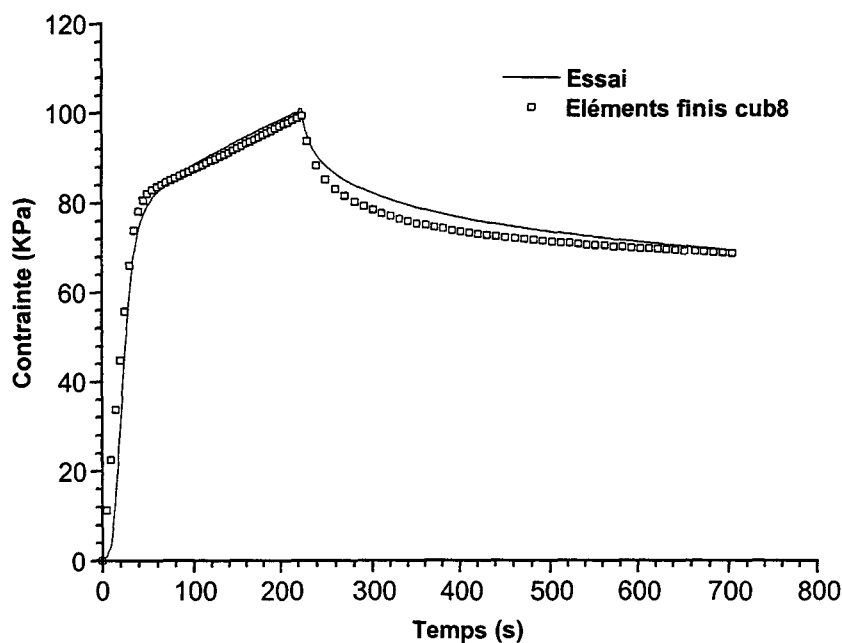


Figure 203 : Modélisation en compression - relaxation d'un P.S.E. de type D15 (20 %).

F. Conclusion

Dans cette partie sur la modélisation numérique du comportement mécanique du P.S.E., nous avons montré que le modèle rhéologique, viscoélastoplastique à écrouissage cinématique linéaire, permet de reproduire parfaitement les courbes obtenues expérimentalement. Ceci implique que le comportement mécanique du P.S.E. est du même type que celui du modèle ce qui permet donc de valider son utilisation dans le cas du P.S.E..

La généralisation 3D des équations du modèle 1D est correct dans le sens où les hypothèses formulées, sur les lois d'écoulement, pour le passage 1D vers 3D permettent en se plaçant dans le cas d'un chargement uniaxiale de retrouver les équations 1D. L'introduction de ces équations 3D dans un code d'éléments finis permet de simuler correctement le comportement du P.S.E..

Cette étude a donc permis de proposer un outil de calcul numérique pouvant être mis en œuvre en vue de préciser le comportement mécanique du P.S.E. sous un type de sollicitation donné. Il serait intéressant d'effectuer une étude complémentaire sur les limites du modèle en termes de type de sollicitation et de géométrie des échantillons.

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

CONCLUSIONS

L'étude que nous avons menée, dans le cadre de cette thèse, porte sur la caractérisation mécanique du polystyrène expansé. Deux volets ont été abordés : une étude expérimentale concernant les phénomènes de décohésion et la compression simple, d'une part, et une modélisation rhéologique suivie d'une simulation numérique, d'autre part.

L'étude bibliographique a permis de mettre en évidence plusieurs aspects :

- la structure des cellules définie par la cellularité (c) et l'épaisseur des parois (e) est directement liée à la densité de la mousse en termes de compacité. La compacité d'une cellule est définie par le rapport e/c ; cette remarque permet par la suite de s'affranchir des paramètres structuraux des mousses.
- Les caractéristiques mécaniques des matériaux alvéolaires sont principalement gouvernées par la densité et ce quel que soit le type de sollicitation.
- La compression d'une mousse est gérée essentiellement par la phase gazeuse. La déformation d'une mousse s'accompagne d'une variation de volume entraînant l'augmentation de la densité.
- La vitesse de sollicitation n'influence quasiment pas la réponse de ce type de matériau.

A l'issue de l'étude expérimentale, nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

- concernant l'analyse de la décohésion, les essais de traction et de flexion ont montré que :

- le comportement du P.S.E. est géré essentiellement par la densité. En effet, l'augmentation de celle-ci se traduit par l'augmentation du module tangent et de la contrainte seuil, et par la diminution de la déformation à la rupture.
- Pour des densités élevées, le comportement du PSE est de type élastique fragile.

Par ailleurs, des observations des faciès de rupture ont permis de montrer que la rupture du P.S.E. est essentiellement de type intergranulaire. Elle se produit au niveau des parois des grains qui sont composées d'un amas de cellules écrasées lors du moulage. Les parois constituent donc une zone de faible résistance. De plus, les vides intergranulaires existants contribuent à faciliter ce type de rupture.

- concernant les essais de compression simple, nous avons montré que :

- le module tangent ainsi que la contrainte seuil sont corrélés à la densité par une relation linéaire croissante.
- La déformation de densification quant à elle diminue avec l'augmentation de la densité.
- Les déformations le long d'une éprouvette sont homogènes.

Conclusions et perspectives

- Les déformations se traduisent, à l'échelle microscopique, par l'apparition de plis sur les parois de cellules. Ces plis sont engendrés par la compression du gaz et donc par l'étirement de la matrice de polymère.
- Le P.S.E. a un comportement de type viscoélastoplastique avec densification.

La modélisation rhéologique des essais de compression et de compression - relaxation a permis de montrer, d'une part, que les résultats obtenus sont corrects et, d'autre part, de confirmer le caractère viscoélastoplastique du P.S.E.. L'analyse des paramètres identifiés à partir des courbes expérimentales conduit aux remarques suivantes :

- les paramètres K_p , K_v , σ_c et α augmentent avec la densité.
- Le module tangent expérimental est égal à la somme de K_p et K_v .
- Le rapport de la contrainte critique et de la contrainte seuil peut être considéré comme constant et égal à 0.4.

Il est à noter ici que les jeux de paramètres obtenus en compression et en compression - relaxation sont différents. Ce constat montre la nécessité d'une étude paramétrique.

Par ailleurs, le calcul numérique par éléments finis utilisant les paramètres et les équations du modèle rhéologique (généralisées au cas tridimensionnel) a permis de simuler correctement aussi bien la compression simple que la compression - relaxation.

PERSPECTIVES

Les perspectives de ce travail sont nombreuses et concernent principalement la modélisation. Dans un premier temps, il serait intéressant de valider le modèle dans le cas du fluage en compression du P.S.E. ce qui autoriserait son utilisation dans le cadre des remblais routiers. Ceci permettrait la prédiction des déformations dans le cas de structures réelles.

De plus, nous avons montré que les paramètres du modèle rhéologique peuvent être reliés aux paramètres expérimentaux du P.S.E.. Une étude expérimentale utilisant le protocole défini dans l'annexe E permettrait de compléter cette étude notamment concernant les paramètres de viscosité. Ceci pourrait déboucher sur une analyse reliant les six paramètres du modèle à la densité et à la vitesse. Il serait alors possible de définir un algorithme de calcul, avec un nombre réduit de paramètres, propre au P.S.E..

ANNEXES

SOMMAIRE DES ANNEXES

A. FABRICATION DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	174
A.1 DÉFINITION	174
A.2 FABRICATION DU STYRÈNE	174
A.2.1 <i>Formulation chimique</i>	174
A.2.2 <i>Ensemble de fabrication</i>	175
A.3 FABRICATION DU POLYSTYRÈNE	176
A.3.1 <i>Formulation chimique</i>	176
A.3.2 <i>Polystyrène expansible</i>	176
A.3.3 <i>Polystyrène cristal</i>	178
A.4 FABRICATION DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	179
A.4.1 <i>Préexpansion</i>	179
A.4.2 <i>Maturation</i>	180
A.4.3 <i>Moulage</i>	182
A.4.3.1 Phase de désaération et de préchauffage	183
A.4.3.2 Phase de montée en pression	183
A.4.3.3 Phase de stabilisation	184
A.4.3.4 Phase de refroidissement et de chute de pression	184
A.4.4 <i>Stockage de stabilisation du produit fini</i>	184
A.4.5 <i>Découpe des blocs de P.S.E.</i>	184
B. DOMAINES D'UTILISATION DU POLYSTYRÈNE EXPANSÉ	187
B.1 UTILISATION EN EMBALLAGE	187
B.2 UTILISATION EN ISOLATION	187
B.3 UTILISATION EN REMBLAI ROUTIER	187
B.4 UTILISATIONS PARTICULIÈRES	189
C. PRÉSENTATION DES COURBES EXPÉRIMENTALES	191
C.1 ESSAIS DE FLEXION TROIS POINTS	192
C.2 ESSAIS DE TRACTION	194
C.3 ESSAIS DE COMPRESSION SIMPLE	196
D. PRÉSENTATION DES IDENTIFICATIONS ET DES SIMULATIONS	199
D.1 COMPRESSION SIMPLE	199
D.2 COMPRESSION - RELAXATION	205
E. PROTOCOLE EXPÉRIMENTAL D'IDENTIFICATION DES PARAMÈTRES DU MODÈLE	207
E.1 COMPRESSION – RELAXATION À DIFFÉRENTS TAUX DE DÉFORMATION	207
E.2 COMPRESSION – RELAXATION À DIFFÉRENTES VITESSES DE DÉFORMATION	208
F. GÉNÉRALISATION 3D DES ÉQUATIONS 1D DU MODÈLE RHÉOLOGIQUE	211

ANNEXE A

Fabrication du polystyrène expansé

A. Fabrication du polystyrène expansé

A.1 Définition

Le polystyrène expansé (P.S.E.) est un matériau plastique alvéolaire rigide et peu dense. Il existe deux types de mousses fabriquées à partir du P.S. [*Beghin ; Buist 85 ; Benning 69a*] (figure 1):

- celles obtenues par extrusion directe de polystyrène avec injection d'un agent d'expansion tel que le chlorure de méthyle ou le dichlorofluorométhane (procédé développé par la société Dow Chemical dès 1931, le produit ainsi obtenu ne représente que 10 % du marché),
- celles obtenues à partir de billes de polystyrène dans lesquelles a été dissous un agent porogène (en général le pentane), qui sont expansées et moulées par action de la chaleur (le procédé inventé par la société B.A.S.F. en 1952 a été adapté par de nombreux autres producteurs de polystyrène).

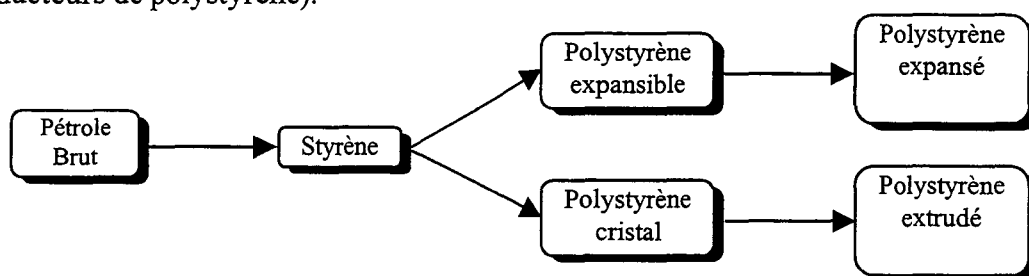
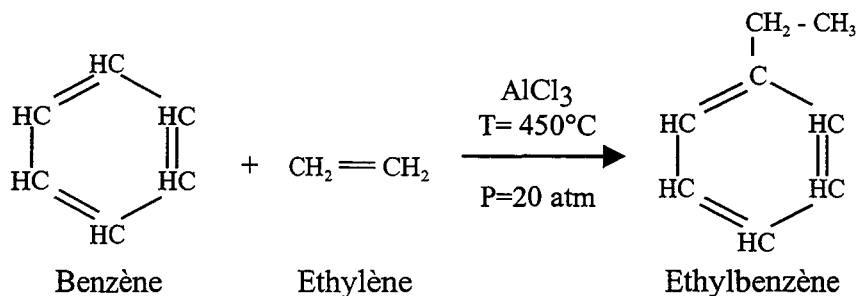


Figure 1 : Etapes d'obtention des deux types de mousse de P.S..

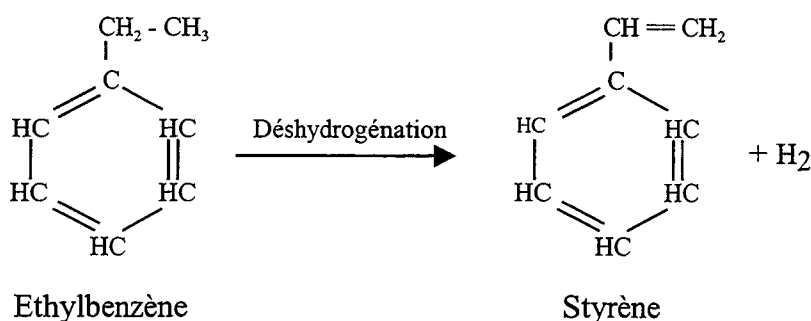
A.2 Fabrication du Styrène

A.2.1 Formulation chimique

Le styrène est obtenu par chauffage sous pression d'un mélange d'éthylène gazeux, de benzène et de chlorure d'aluminium anhydre (catalyseur) qui est ensuite déshydrogéné catalytiquement en phase vapeur, sur des oxydes métalliques activés. Les équations chimiques de formation du styrène sont les suivantes [*Ceresa 62 ; Handbook of Chemistry 75*] :



La réaction étant très exothermique ($T \approx 92^\circ\text{C}$) il est ensuite nécessaire d'effectuer un refroidissement externe énergique.



Le styrène est un liquide incolore à odeur pénétrante. Il a une action irritante sur la peau et les muqueuses. Il est inflammable et peut donner avec l'air des mélanges explosifs :

- point d'ébullition sous 760 mmHg 145 °C
- point de congélation -30 °C
- densité 0.905 g/cm³
- indice de réfraction (à 25 °C) 1.54
- limite explosive (vol % dans l'air) 1 à 6

A.2.2 Ensemble de fabrication

La chaîne de fabrication du styrène à partir du pétrole brut est présentée à la figure 2 [P.S.E. l'intégrale] :

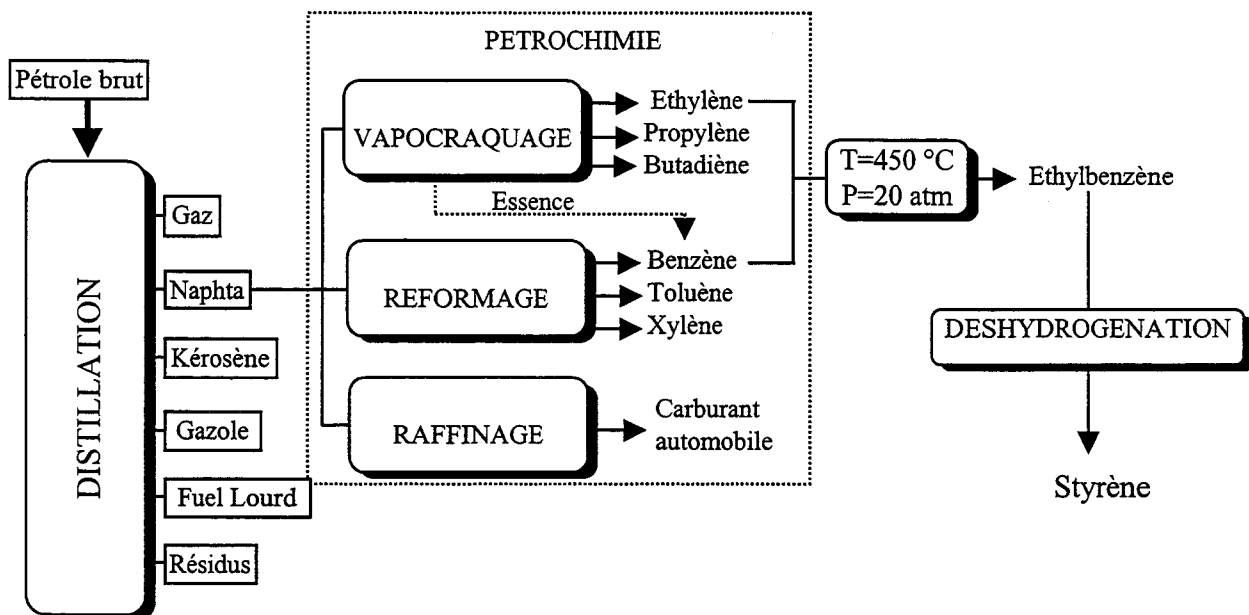
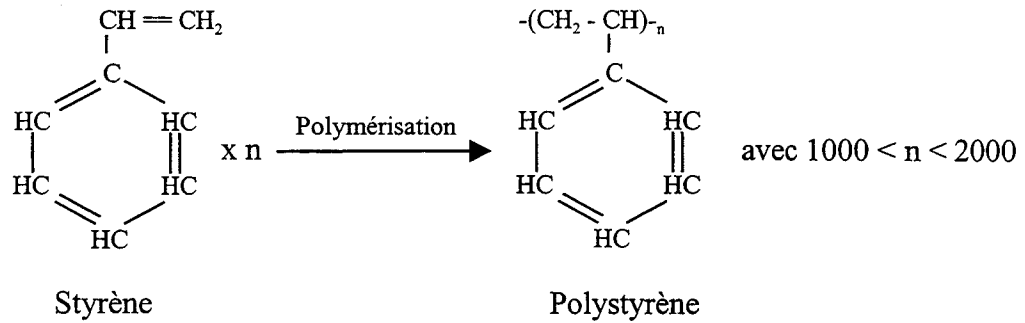


Figure 2 : Obtention du styrène à partir du pétrole brut [P.S.E. l'intégrale].

A.3 Fabrication du polystyrène

A.3.1 Formulation chimique

La formulation chimique du polystyrène est la suivante [Kurz 89 ; Gibello 56] :



A.3.2 Polystyrène expansible

Il peut être obtenu suivant deux procédés de polymérisation [Brighton 79 ; Füzessey] :

- polymérisation discontinue, ou polymérisation en suspension [Demogeot ; Fontanille] (figure 3),

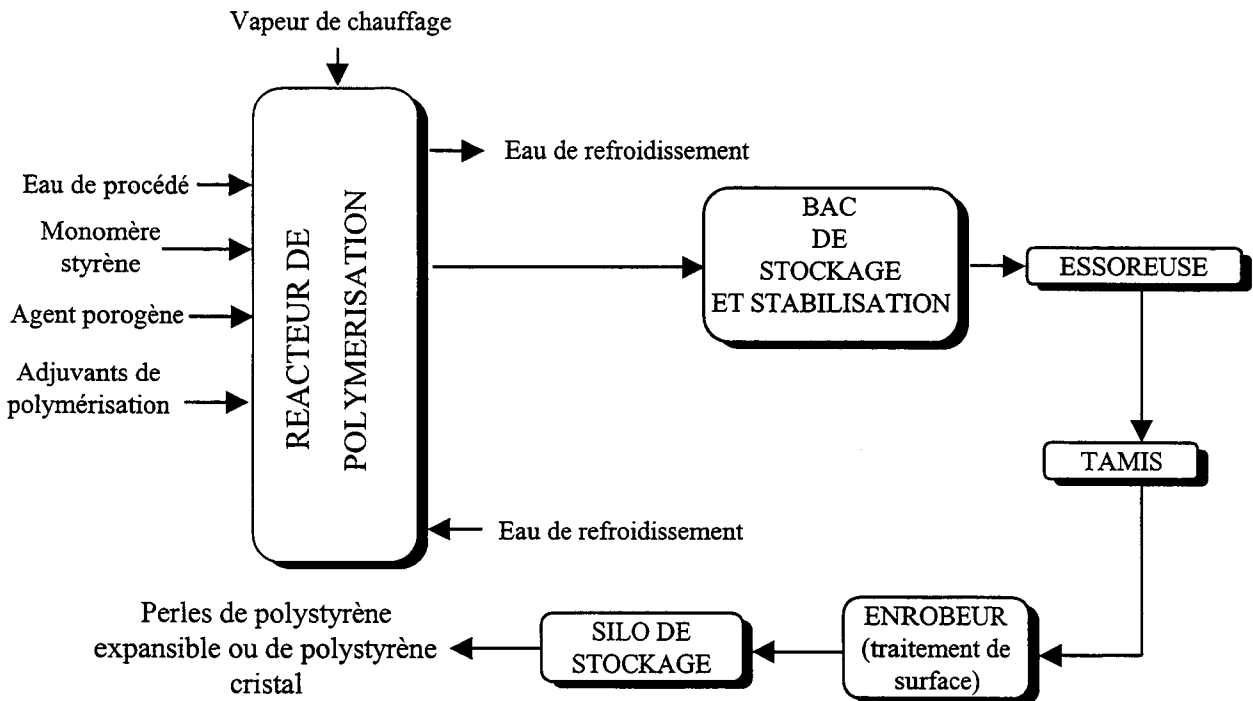


Figure 3 : Obtention du polystyrène expansible ou du polystyrène cristal par polymérisation discontinue [Demogeot ; Fontanille].

- polymérisation en continue, ou polymérisation en masse (figure 4) [Fontanille ; Barran].

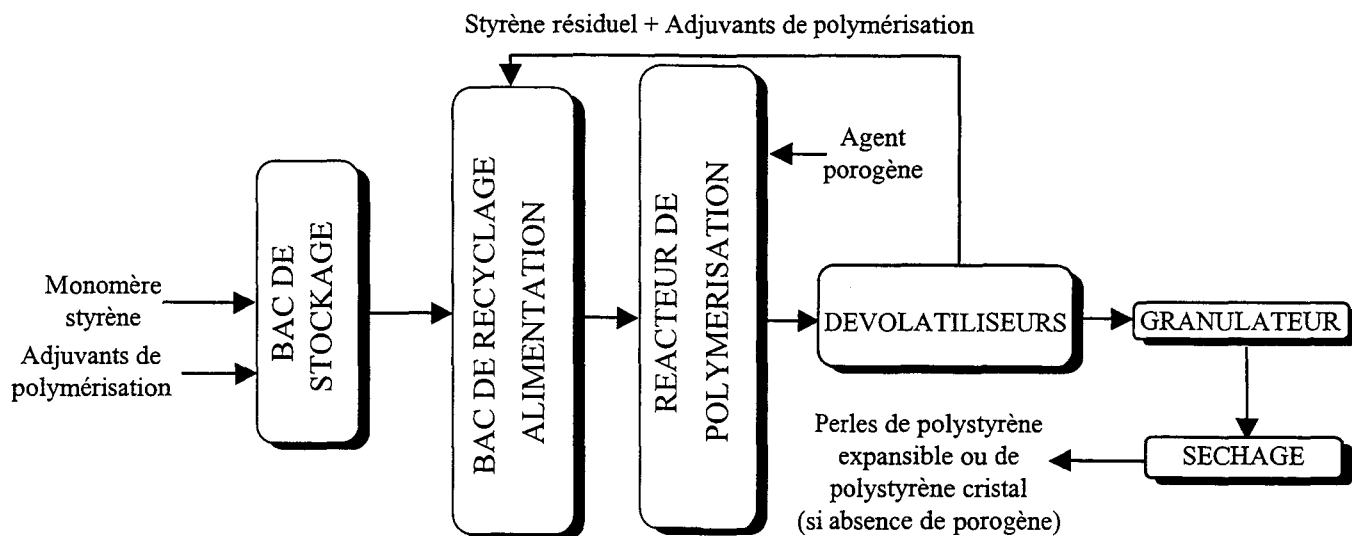


Figure 4 : Obtention du polystyrène expansible ou du polystyrène cristal par polymérisation continue [Fontanille ; Barran].

Le polystyrène expansible est obtenu par polymérisation du styrène en suspension dans une phase aqueuse contenant des initiateurs et des agents de polymérisation qui permettent de régler la taille des cellules lors de la mise en œuvre. Un colloïde protecteur est ajouté dans la phase aqueuse pour stabiliser la suspension et agir sur le diamètre des billes [Badguerahanian]. La réaction de polymérisation exothermique se développe en fonction d'un programme de température défini et lorsqu'un taux de conversion, variable suivant le procédé, est atteint, le porogène est introduit sous pression. Le porogène le plus couramment utilisé est un pentane¹ technique dont la composition (en particulier la teneur en isopentane et cyclopentane) intervient sur le comportement du produit lors de l'expansion future. Après filtrage et essorage, un tamisage précis permet d'obtenir les coupes granulométriques désirées (figure 5). Les billes subissent alors un enrobage pour éviter le mottage lors de la préexpansion tout en permettant le soudage pendant la phase de moulage.

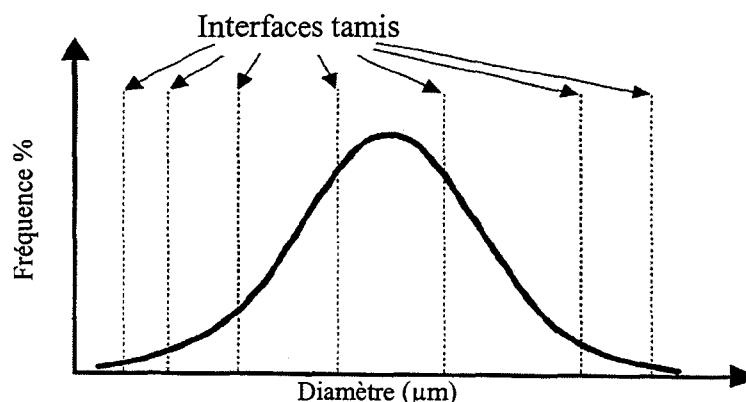


Figure 5 : Distribution granulométrique théorique [Styrocell].

Le polystyrène expansible se présente sous la forme de perles de diamètres 0,2 à 3 mm selon l'utilisation recherchée. Ces perles contiennent entre 5 et 8 % en masse d'agent porogène. Le stockage des perles doit être limité à 2 ou 3 mois car le porogène diffuse lentement dans

¹ D'autres agents porogènes peuvent être utilisés : esters, alcools, éthers ou les butanes (Japon) et les chlorofluorométhanes pour certains usages particuliers.

l'atmosphère et le potentiel d'expansion des perles diminue avec le temps (figure 7) [Badguerahanian ; Horak 89].

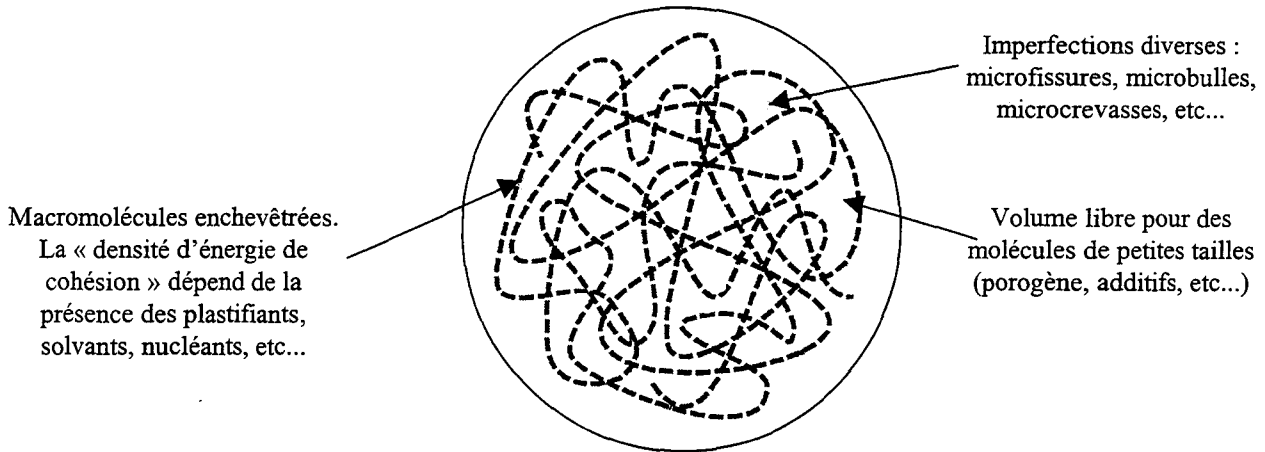
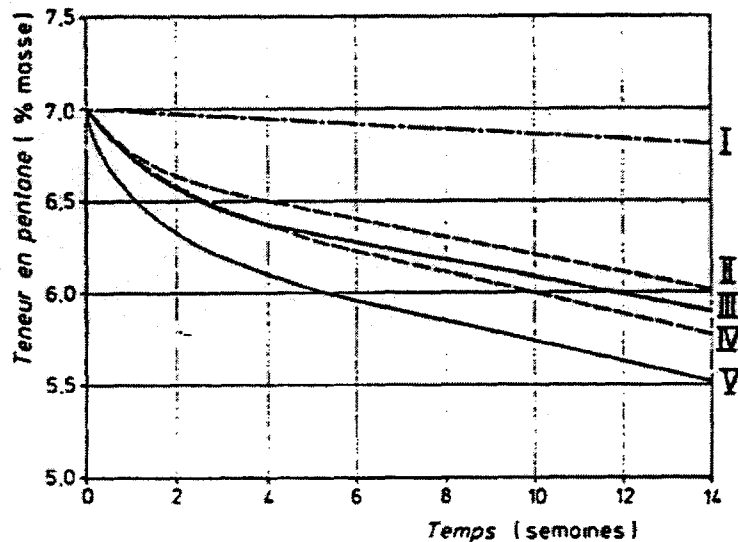


Figure 6 : Morphologie d'une perle de polystyrène expansible [Styrocell].



Conditions de stockage :

- I : fût en métal de 125 kg, billes de diamètre 1,2 mm ou 0,5 mm
- II : carton d'une tonne, housse en polyamide, billes de 1,2 mm
- III : carton d'une tonne, housse en polyéthylène, billes de 1,2 mm
- IV : carton d'une tonne, housse en polyamide, billes de 0,5 mm
- V : carton d'une tonne, housse en polyéthylène, billes de 0,5 mm

Figure 7 : Conservation des perles expansibles: pertes en pentane à 20 °C [Badguerahanian]².

A.3.3 Polystyrène cristal

Le polystyrène cristal est un matériau amorphe, totalement transparent [Machon 91a]. Il se présente sous la même forme que le polystyrène expansible. Il peut être obtenu suivant les mêmes procédés de polymérisation que pour le polystyrène expansible sans l'adjonction d'agent porogène [Badguerahanian].

² Les pertes en pentane des billes préexpansées sont deux fois plus grandes que celles des perles expansibles [Horak 89].

A.4 Fabrication du polystyrène expansé

La mise en œuvre des perles de polystyrène expansible comporte en général quatre étapes :

- I : phase de préexpansion contrôlée,
- II : phase de stockage de maturation,
- III : moulage,
- IV : stockage de stabilisation du produit fini.

A.4.1 Préexpansion

La préexpansion ou prémoussage est réalisée par de la vapeur d'eau saturée³ à 100-105 °C dans des préexpandeurs en acier inoxydable (figure 8). Le chauffage entraîne l'apparition de deux phénomènes simultanés qui donnent sa structure cellulaire au polystyrène [Cigna 86] :

- ramollissement de la matrice de polystyrène vers 100 °C ($T_g = 90 - 105$ °C),
- augmentation de la pression de vapeur du porogène qui se trouve au-dessus de sa température d'ébullition (35 °C pour le pentane).

Les billes ainsi obtenues peuvent atteindre 50 à 60 fois leur volume initial [Badguerahanian].

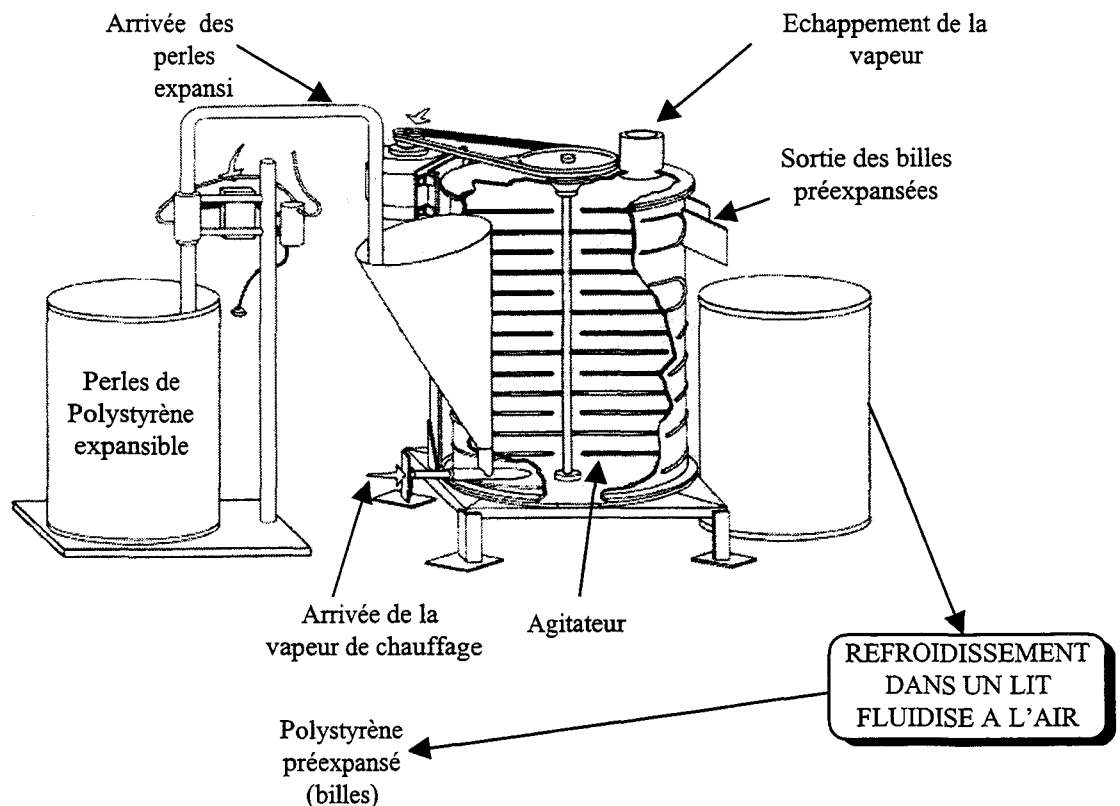


Figure 8 : Phase de préexpansion du polystyrène expansible, schéma d'un préexpandeur [Benning 69a].

³ La préexpansion peut aussi être réalisée à l'air chaud, à l'eau chaude ou par infrarouge (90 à 115 °C).

Lors de la préexpansion d'autres phénomènes conduisent d'une part à une diffusion de la vapeur d'eau à l'intérieur des perles en expansion ce qui augmente la vitesse de chauffage et la pression interne, d'autre part à une diffusion du porogène dans l'atmosphère ce qui diminue la pression interne. La cinétique de ces transformations est illustrée par la figure 9 qui montre que la masse volumique apparente des billes préexpansées peut passer par un minimum (45 B) et qu'après une dizaine de minutes l'augmentation de la masse volumique apparente traduit un affaissement de la bille dû à l'échappement du porogène.

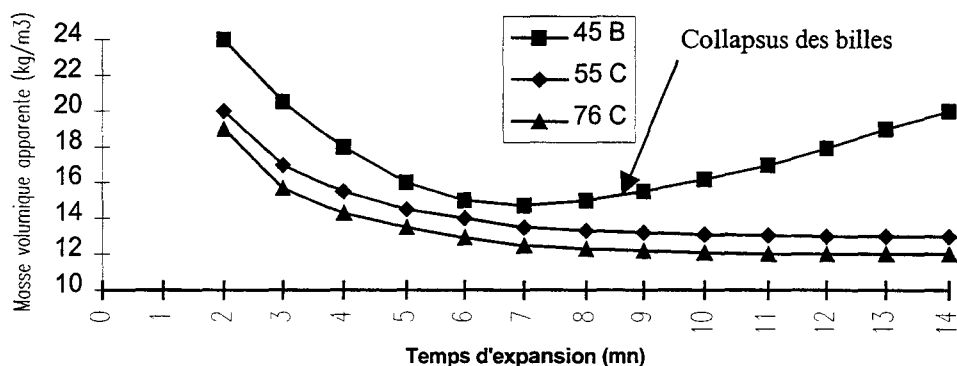


Figure 9 : Courbes d'expansion des billes de P.S.E. [Badguerahanian].

Le réglage de la densité des billes de polystyrène expansible peut s'effectuer en agissant sur plusieurs facteurs :

- le débit de matière première (temps de séjour),
- la pression et la température de la vapeur d'alimentation (plus la pression est importante plus l'expansion est rapide de même pour la température),
- l'addition d'air en mélange avec la vapeur.

Dans les installations modernes, il est possible d'atteindre des masses volumiques apparentes de 14 kg/m³ en un seul passage, pour des valeurs inférieures, il est nécessaire d'effectuer un deuxième voir un troisième passage après stockage du produit pendant 3 à 5 heures entre chaque opération.

A.4.2 Maturation

Une maturation ou stabilisation en silo ventilé durant 2 à 24 heures est nécessaire pour plusieurs raisons [Machon 91b ; Ferrigno 63 ; Benning 69a] :

- l'air doit diffuser dans les billes préexpansées afin de compenser la dépression créée pendant le refroidissement par suite de la condensation du porogène résiduel et de la vapeur d'eau qui a pénétré. L'absorption de l'air est par ailleurs indispensable pour produire dans les cellules, conjointement avec le porogène, la pression requise au moment du moulage pour faciliter le soudage des billes,
- les billes préexpansées doivent perdre l'excédent d'eau qu'elles contiennent car, au moment du moulage, cette eau se réchauffe en condensant la vapeur, ce qui contrarie la fusion entre billes et entraîne un affaiblissement des soudures et un allongement de la phase de séchage des pièces finales,

- pour les masses volumiques élevées, il est nécessaire d'éliminer l'excès de porogène avant le moulage pour ne pas atteindre des pressions trop élevées dans les moules. Toutefois une teneur résiduelle suffisante (2 à 3 % en masse) est nécessaire pour un bon soudage final.

Deux types de silos sont utilisés : soient des réservoirs dont les parois sont en toile perméable à l'air, tendues sur un châssis métallique, soient des tours en acier galvanisé, isolées thermiquement et pourvues d'une ventilation forcée (figure 10). Ils sont conçus de manière à éviter la densification des billes situées au fond du silo.

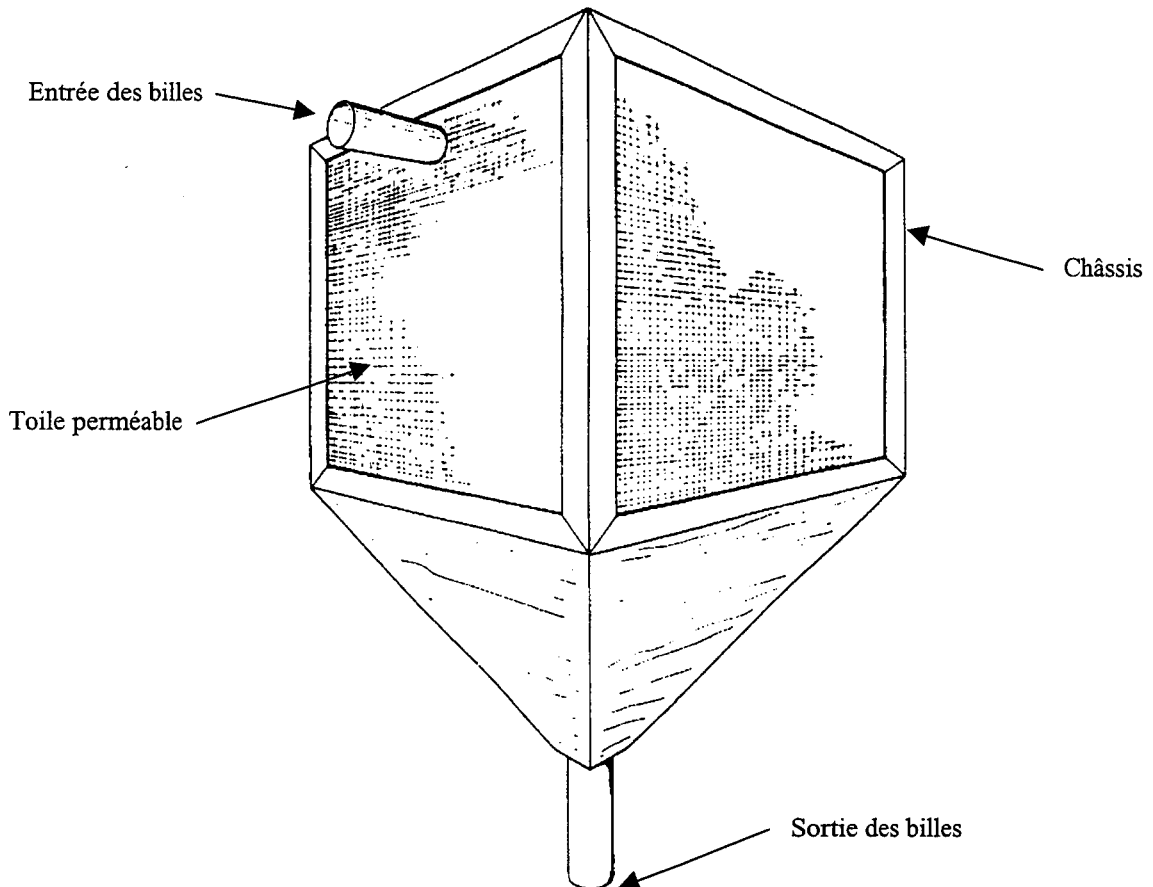


Figure 10 : Silo de stockage de billes de polystyrène préexpansées [Benning 69a].

Densité (kg/m ³)	Temps de Stockage optimum (heures)	Temps de Stockage minimum (heures)	Temps de stockage maximum (jours)
15	48 à 72	10	6
20	24 à 48	5	5
25	10 à 30	2	3
30	5 à 25	0,5	2
40	3 à 20	0,3	2

Tableau 1 : Temps de maturation requis pour la stabilisation de billes de polystyrène préexpansées [Badguerahanian].

A.4.3 Moulage

Le moulage du polystyrène expansible peut se faire de manière continue (bandes de P.S.E.) ou discontinue (blocs de P.S.E.). Le principe de moulage restant cependant très proche, on étudiera uniquement le moulage discontinu.

La majeure partie du P.S.E. est obtenue sous forme de blocs d'environ 1 x 1 x 4 ou 6 m. Les moules sont construits en métaux inoxydables. Les parois en contacts avec les billes à souder doivent laisser passer la vapeur de chauffage et permettre à l'air de s'échapper tout en supportant, sans déformations, la pression du moulage (pression du bloc sur les parois du moule). Les particules de matière ne doivent pas s'échapper par ces orifices et les buses le plus couramment utilisées comportent de nombreuses fentes de moins de 1 mm de largeur. Derrière chaque paroi se trouve une chambre comportant une arrivée de vapeur et une sortie de condensats au bas de la chambre (figure 11).

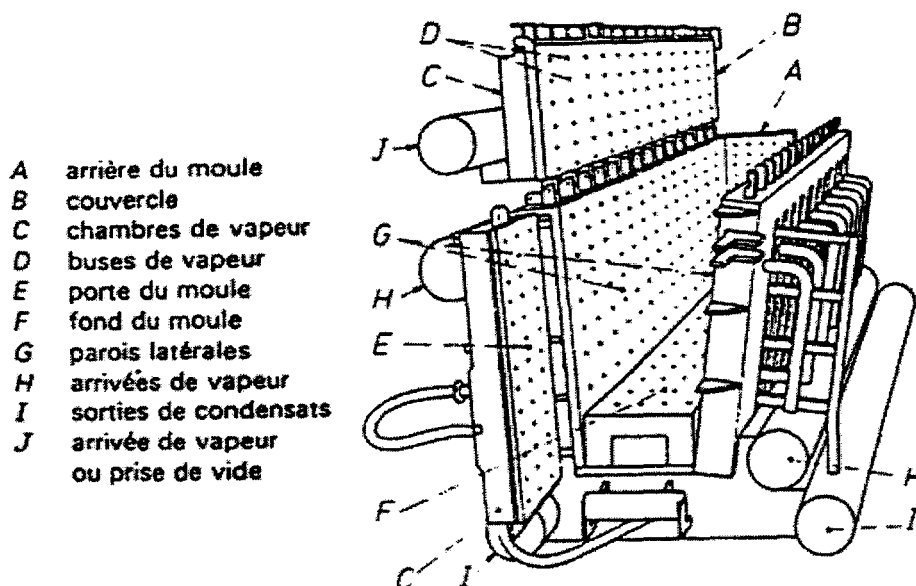


Figure 11 : Moule pour l'obtention de blocs de P.S.E. [Badguerahanian].

Le cycle de moulage permettant l'obtention de blocs soudés comporte quatre phases principales (figure 12) [Benning 69a] :

- phase de désaération et de préchauffage (dégazage ou purge d'air),
- phase de montée en pression (autoclave),
- phase de stabilisation,
- phase de refroidissement et de chute de pression.

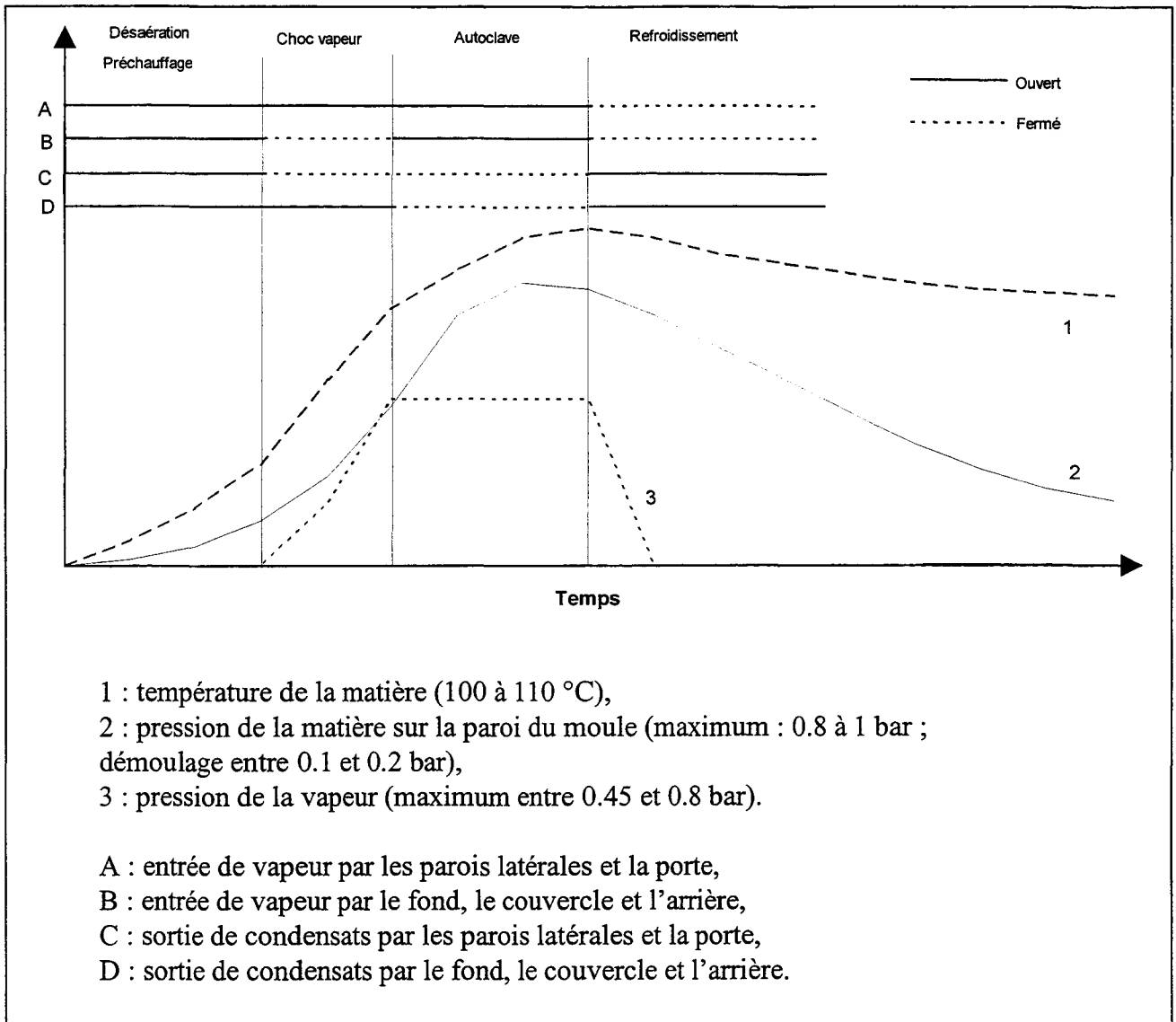


Figure 12 : Cycle de moulage de blocs de P.S.E. [Badguerahanian].

A.4.3.1 Phase de désaération et de préchauffage

La vapeur est envoyée dans les chambres de vapeur tout en laissant ouvertes les sorties de condensats. La vapeur chauffe les parois du moule par conduction, évacue les condensats qui se forment, désaère l'intérieur du moule et préchauffe les billes de polystyrène préexpansé. Cette phase a pour objet de purger l'air présent et de limiter la quantité d'eau dans le moule qui affecterait le soudage des billes.

A.4.3.2 Phase de montée en pression

Cette phase dite aussi de choc vapeur consiste en l'envoi de vapeur sur les parois latérales tout en laissant ouvertes les sorties de condensats sur les autres parois. Toute la vapeur passe alors à l'intérieur du moule et sous l'action de la chaleur, les billes préexpansées se dilatent de nouveau et commencent à se souder. Cette réaction crée une résistance au passage de la vapeur dont la pression augmente.

A.4.3.3 Phase de stabilisation

Dans la phase précédente, lorsque la pression de la vapeur atteint une valeur préétablie, comprise entre 0.45 et 0.8 bar, toutes les sorties de condensats restées ouvertes sont fermées et toutes les chambres de vapeur sont mises en pression, laquelle est maintenue pendant 5 à 20 secondes, ce qui permet à toutes les billes de s'expanser d'une manière homogène et provoque leur fusion définitive. La température de moulage est comprise entre 110 et 120 °C. Cette phase est dite aussi phase d'autoclave.

A.4.3.4 Phase de refroidissement et de chute de pression

Après le soudage des particules, le bloc doit être refroidi soit grâce aux pertes naturelles du moule, soit encore par la mise sous vide et l'évaporation de l'eau contenue dans le bloc. Au cours du refroidissement, la pression exercée par le matériau sur les parois baisse et il est possible d'ouvrir le moule après quelques minutes. Pour faciliter la sortie du bloc, l'une des parois latérales peut pivoter et la surface intérieure du moule est revêtue de téflon. Le bloc est éjecté par un poussoir.

A.4.4 Stockage de stabilisation du produit fini

Les blocs de P.S.E. sont finalement stockés pour quelques semaines afin qu'ils se stabilisent du point de vue dimensionnel et du point de vue des caractéristiques mécaniques :

- retraits dus aux tensions internes développées lors de l'étirement des chaînes des macromolécules lors de l'expansion et du moulage,
- réorganisation des maillons des macromolécules,
- diffusions des produits volatiles (le pentane disparaît par porosité et laisse des bulles d'air).

Les blocs de P.S.E. se présentent sous la forme d'une mousse rigide de densité de 7 à 35 kg/m³ comportant 98 % d'air immobilisé dans 4 à 6 millions de cellules par décimètre cube [Buist 85 ; Reyne 91]. Ils présentent une structure à deux niveaux [Sarlin 86] :

- macrostructure : billes ou grains au sein du bloc, le diamètre des billes est défini par la granulométrie,
- microstructure : cellules au sein des billes, le diamètre des cellules est défini par la cellularité.

A.4.5 Découpe des blocs de P.S.E.

Trois méthodes de découpe sont utilisées pour l'obtention des dimensions finales des blocs de P.S.E.⁴ [Benning 69a] :

- la découpe au fil chaud,
- la découpe à la scie à bande,
- la découpe au couteau à bande,

⁴ D'autres solutions de découpe sont toutefois envisageables telles que la découpe au jet hyperbare ou au disque diamanté, mais industriellement ce ne sont pas des process viables économiquement.

Le procédé de découpe au fil chaud est le plus utilisé industriellement. En effet, il constitue une méthode simple et économique permettant une découpe suivant les trois dimensions donnant un état de surface du bloc plus net que celui obtenu après découpe à la scie ou au couteau à bande. Les fils chauds sont maintenus immobiles tandis que le bloc de P.S.E. à découper est posé sur un tapis roulant dont l'avance peut se faire suivant deux méthodes la première étant la plus utilisée [*Benning 69a*] :

- avance à vitesse constante qui permet d'avoir une vitesse de découpe constante,
- avance à force constante grâce à un système de poulies et de poids (contrainte constante).

Les fils employés sont en acier nickel - chrome de diamètres 0.5 à 1 mm traversés par une tension de 24 à 48 volts, en courant continu ou alternatif. L'intensité du courant doit être réglable pour s'adapter à la qualité du polystyrène. Les fils, jouent le rôle de résistances et s'échauffent jusqu'à une température d'environ 200 °C. Le principe de la découpe au fil chaud est de générer localement une énergie calorifique suffisante, qui, par échange immédiat provoque la fusion du P.S.E. Les billes sont coupées en deux, avec une perte de pentane et une plastification en surface ou effet de peau. Cette peau n'ayant pas les mêmes caractéristiques que le P.S.E., elle peut a priori jouer un rôle composite sur le matériau.

La découpe au fil chaud présente d'autres inconvénients, notamment les incertitudes de réglage de hauteur de découpe; en effet un fil de 0.5 mm de diamètre entraîne une fusion du P.S.E. de 1 mm de chaque côté de la surface de découpe. D'autre part, la chaleur dilate le fil d'acier; ce qui entraîne des problèmes de tension du fil et de traces de découpe ; ces problèmes sont peu fréquents dans le cas de la découpe à vitesse constante [*Benning 69a*].

ANNEXE B

Domaines d'utilisation du polystyrène expansé

B. Domaines d'utilisation du polystyrène expansé

Le P.S.E. est utilisé dans de nombreux domaines et ses applications sont variées, cependant, il existe deux marchés principaux :

- l'emballage,
- l'isolation thermique des bâtiments.

B.1 Utilisation en emballage

Ce sont avant tout les grandes qualités de résistance au choc qui ont fait choisir le polystyrène expansé dans des applications dont le nombre ne cesse de croître. La plupart de ces emballages sont moulés lorsqu'il s'agit de pièces de formes complexes et extrudés et thermoformés lorsqu'il s'agit de pièces de formes simples et peu profondes [*Reyne 91 ; Bost 85 ; Winne 67*].

Exemples d'utilisation :

- cales d'emballages pour l'électroménager,
- boîtes pour le matériel électronique,
- boîtes pour les produits pharmaceutiques,
- intercalaires pour bouteilles (manchons),
- boîtier à parfums,
- emballages alimentaires isothermes (plats chauds, bouteilles isothermes),
- boîtes à œufs...

B.2 Utilisation en isolation

Le P.S.E. occupe une place de premier plan parmi les isolants thermiques proposés dans le bâtiment. Il s'est naturellement imposé grâce à ses hautes performances mécaniques et thermiques, sa durabilité et sa stabilité dimensionnelle dans le temps, sa compatibilité avec les matériaux les plus courants et sa grande facilité d'emploi [*P.S.E. l'intégrale ; Bost 85*].

Exemples d'utilisation :

- entrepôts frigorifiques,
- isolation de canalisations et de réservoirs,
- sols, planchers, murs, terrasses,
- isolation extérieure par plaques de P.S.E. rapportées,
- toitures,
- isolation thermique des chaussées...

B.3 Utilisation en remblai routier

La principale application du P.S.E. faisant appel à ses caractéristiques mécaniques est l'utilisation pour les remblais allégés. Le polystyrène expansé a connu une utilisation croissante en remblais routiers depuis le début des années 70 sur l'initiative du Laboratoire de Recherches Routières de Norvège [*Refsdal ; Refsdal 85 ; Frydenlund 88*]. En dehors de la Norvège, des études et projets de remblais routiers en P.S.E. ont été réalisés en Suède, Hollande [*Duskov 94c*] ;

Duskov 94d ; Duskov 94e], France [*Magnan 85 ; Moulin 87 ; Allaux 92*] et aux Etats Unis [*Coleman 74*]. De plus, de nombreux pays ont montré un grand intérêt pour cette technique (Irlande du Nord, Canada, Malaisie, Singapour, Japon [*Hamada 87*]...). L'utilisation des remblais légers évite les surcharges pouvant créer des tassements à long terme des terrains mouvants ou instables [*Bertaud 91 ; Le Moniteur 92 ; Counas 90 ; Moncel 92*]. En France, le premier remblai en polystyrène expansé mis en service en 1983, est celui du pont des Quatre Canaux à Palavas-les-Flots [*Lassaude 85 ; Mieussens 85 ; Chazal 85*]. Ce chantier puis d'autres ont fait l'objet d'études expérimentales qui, complétées par des études en laboratoires, ont permis de définir les modes pratiques d'utilisation du polystyrène dans les remblais routiers. A ces premiers chantiers succèdent, maintenant, de nombreux ouvrages qui voient dans l'utilisation du polystyrène une solution économique à leurs problèmes. L'emploi du polystyrène expansé en remblais apporte des solutions intéressantes à un certain nombre de problèmes notamment pour [*Tessonneau 91*] :

- le franchissement des sols de faible portance (sols mous, pentus) [*Magnan 90 ; Barbiero 88*],

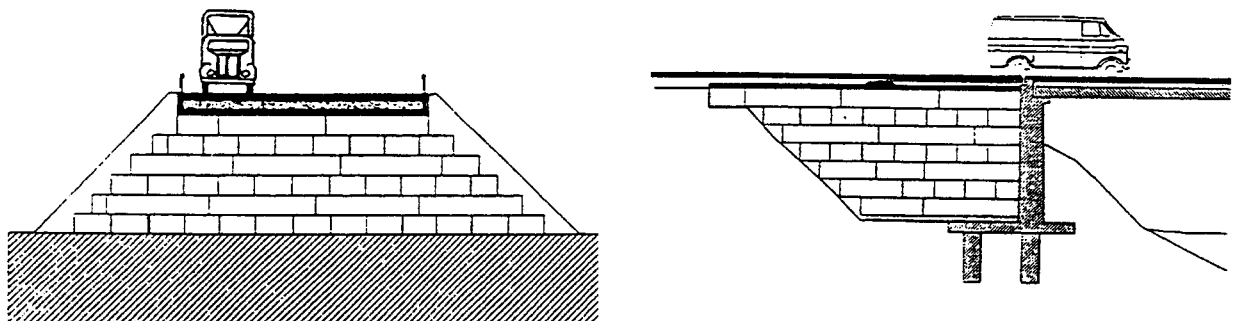


Figure 13: Remblai en P.S.E. sur sols de faible portance [*Langrand 87*].

- la stabilisation des tassements sous un remblai ancien,
- la réduction des poussées sur les murs de soutènements [*Langrand 87*],

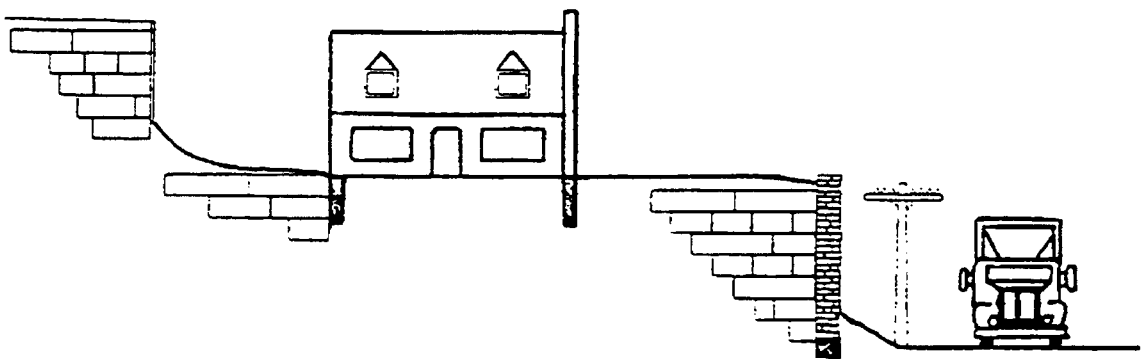


Figure 14 : Remblai en P.S.E. pour la réduction des poussées sur des murs de soutènements [*Barthèlème 85*].

- la limitation des déformations horizontales du sol, des efforts exercés sur les fondations, du frottement négatif et des remblais sans réactiver un glissement latent [*Perrot 90*],

- la reconstruction de la géométrie des remblais sans réactiver un glissement latent [Barthèlèmy 85],
- l'absorption des gonflements locaux du sol porteur par fluage du matériau.

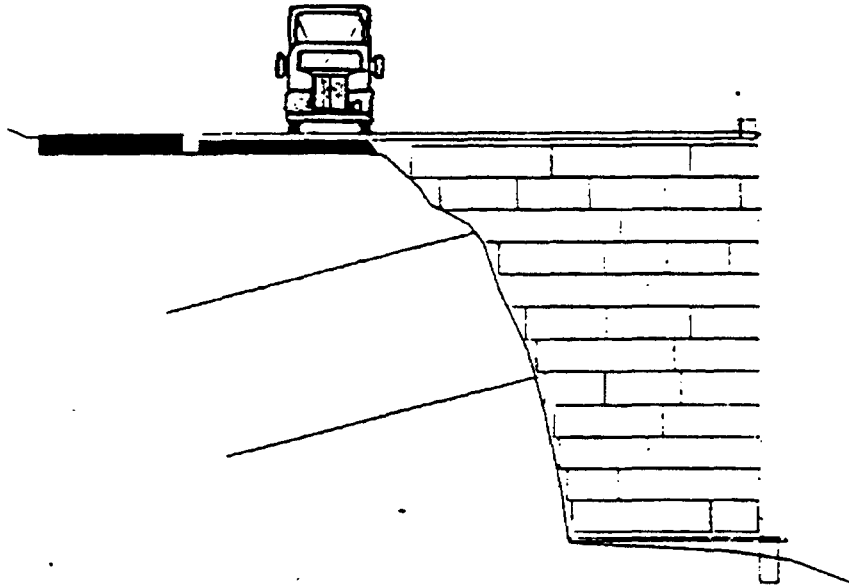


Figure 15 : Remblai en P.S.E. pour la stabilisation d'un glissement de terrain [Barthèlèmy 85].

B.4 Utilisations particulières

- isolation acoustique des bruits d'impact,
- panneau de drainage,
- dalles flottantes,
- entrevous assurant l'entraxe de poutrelles et le coffrage de la dalle de compression,
- remplissage de sièges souples par des billes préexpansées,
- moules perdus de fonderie,
- les réserves dans le béton (détruites ensuite pour laisser un orifice),
- enduits et bétons allégés (P.S.E. billes) [Bauduin 87a ; Bauduin 87b],
- napperons repas « antiglisse »,
- décors cinéma,
- bouées de sauvetage,
- âmes de planches à voile,
- casques de motocyclette,
- présentoirs.....

ANNEXE C

Présentation des courbes expérimentales

C. Présentation des courbes expérimentales

Le tableau ci-dessous résume les essais effectués lors de cette étude.

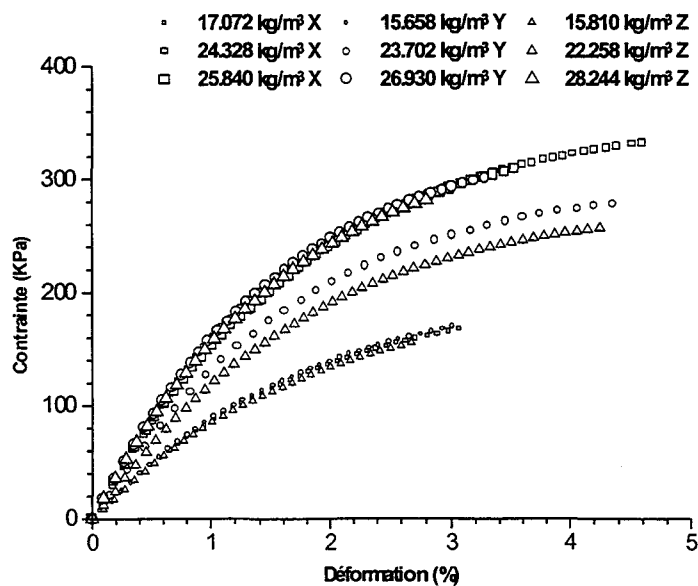
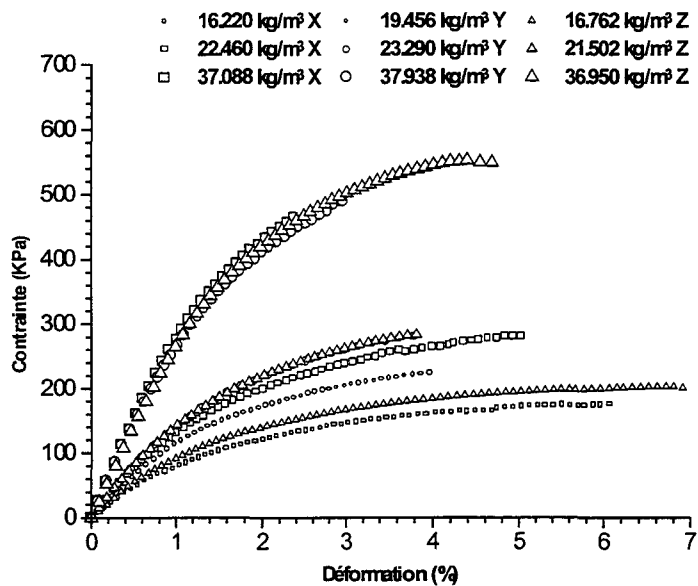
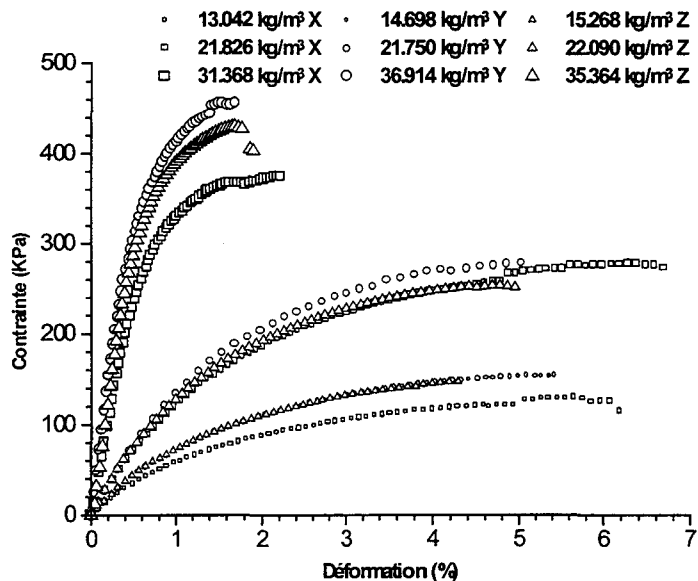
Type de sollicitation	Type d'essai	Type de P.S.E.						Total
		56B	65D	76D	56L	65L	76L	
Flexion trois points	Type I	15	15	15	15	15	15	423
	Type II	45	45	45	45	45	45	
	Vitesse	0	0	0	0	45	0	
	Charge-décharge	3	3	3	3	3	3	
Traction	Haltères	0	0	0	0	15	0	168
	Entaillées	15	15	15	15	15	15	
	Vitesse	0	0	0	0	45	0	
	Charge-décharge	3	3	3	3	3	3	
Compression simple	Cube	15	15	15	15	15	15	195
	Vitesse	0	0	0	0	45	0	
	Charge-décharge	3	3	3	3	3	3	
	Suivi de déformation	3	3	3	3	3	3	
	Relaxation	4	4	4	4	4	4	
Elastification	60%	0	0	0	0	45	0	90
	80%	0	0	0	0	45	0	
Autres types de P.S.E.		243						
TOTAL							1119	

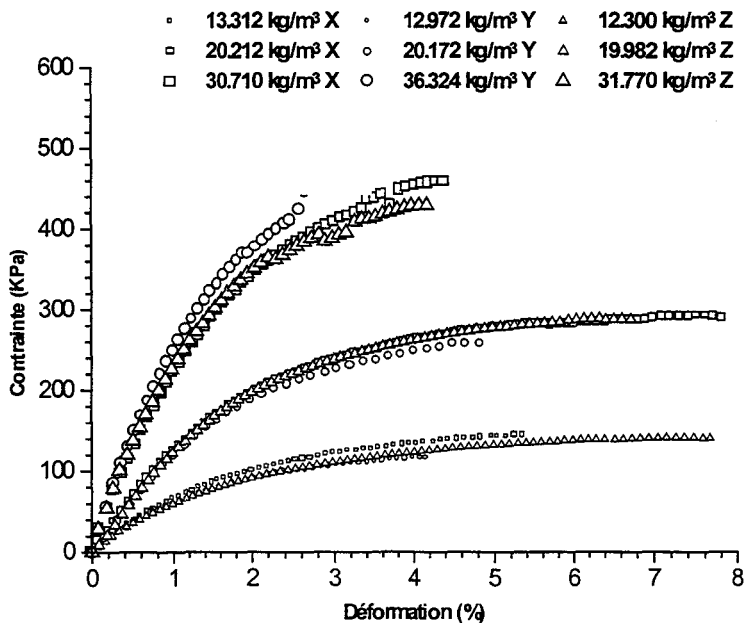
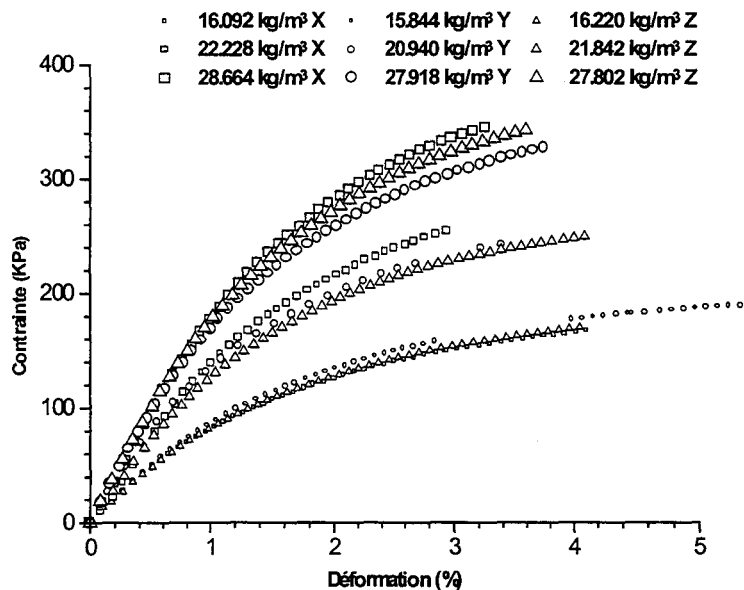
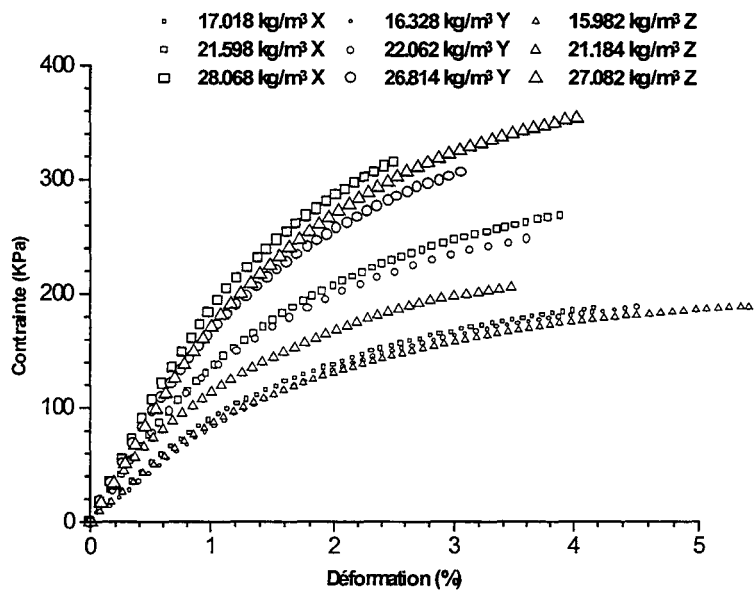
Dans cette annexe, nous présentons, en densité réelle :

- les courbes de flexion trois pour les éprouvettes de type II (125 essais par figure),
- les courbes de traction pour les éprouvettes entaillées (45 essais par figure),
- les essais de compression simple (45 essais par figure),

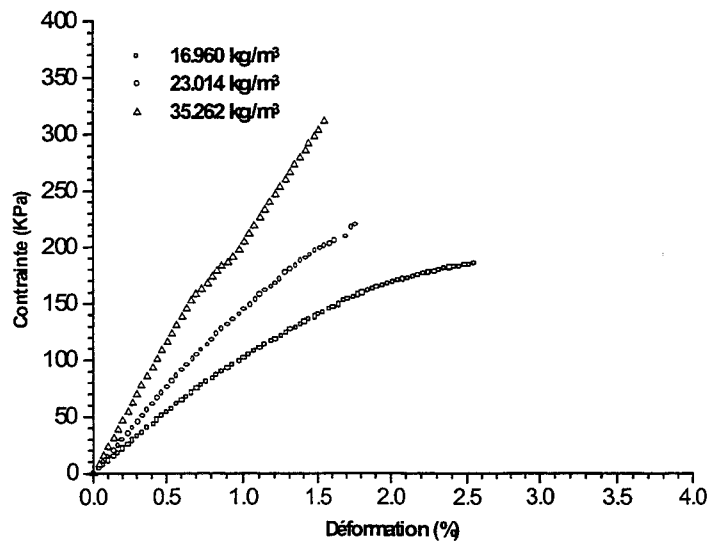
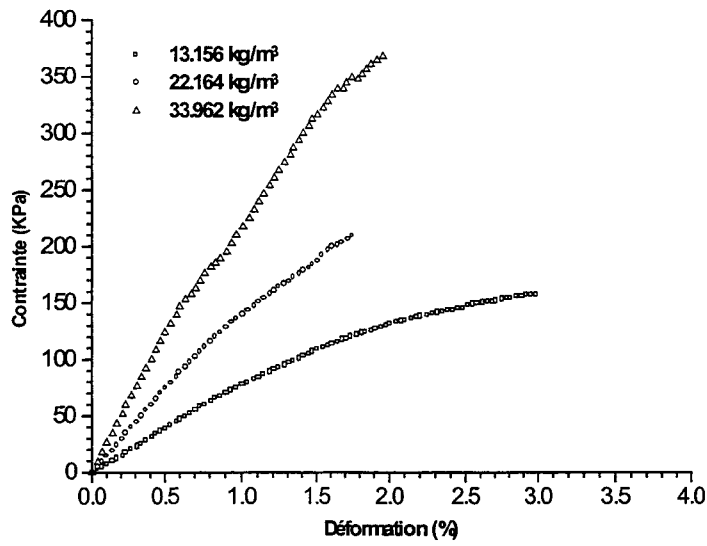
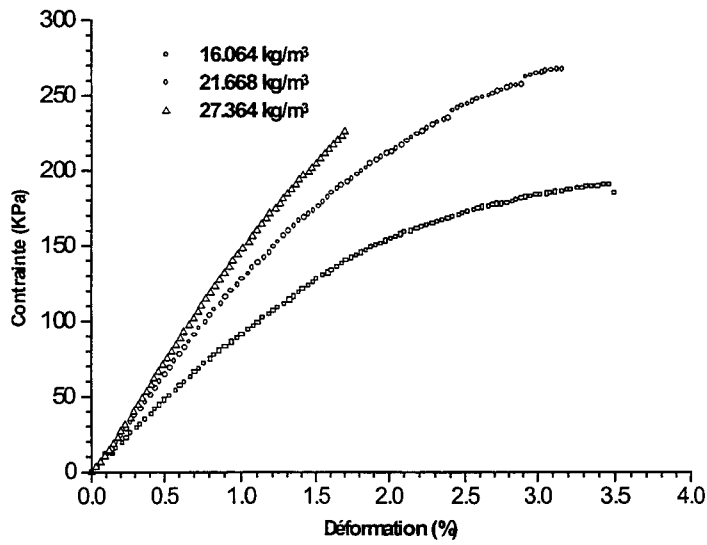
Pour des raisons de confidentialité nous ne précisons pas le nom du P.S.E. associé à chaque figure.

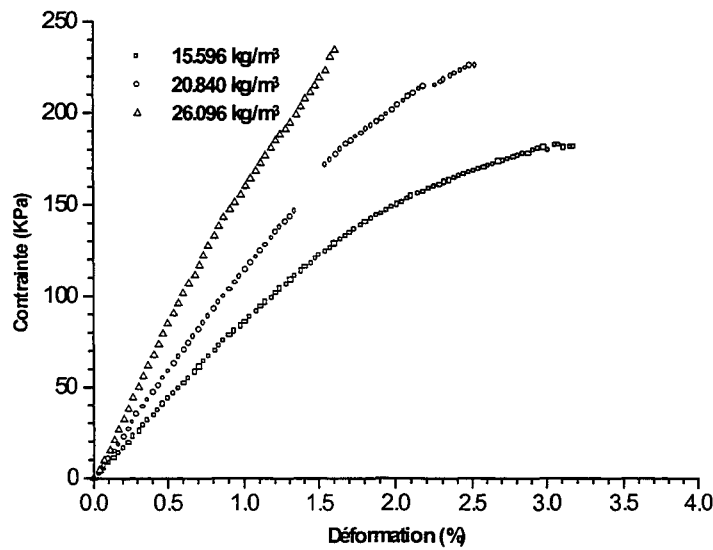
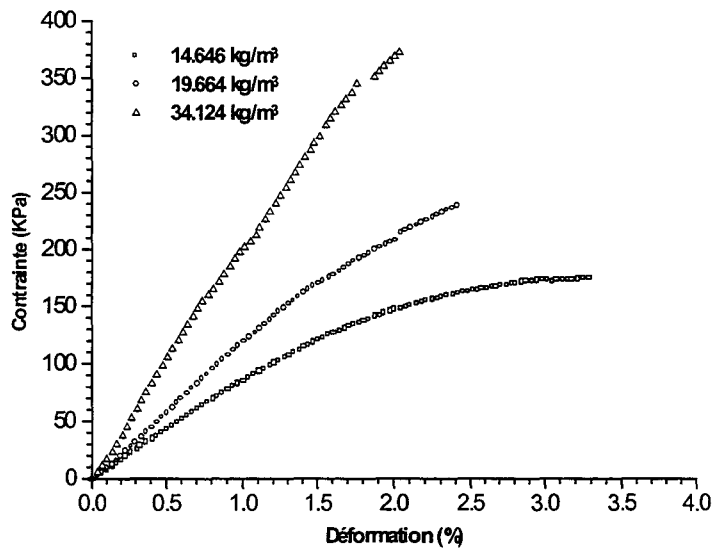
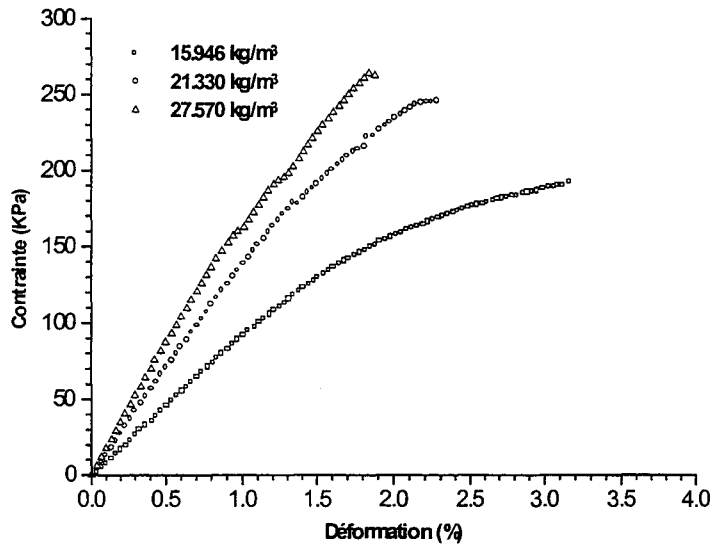
C.1 Essais de flexion trois points



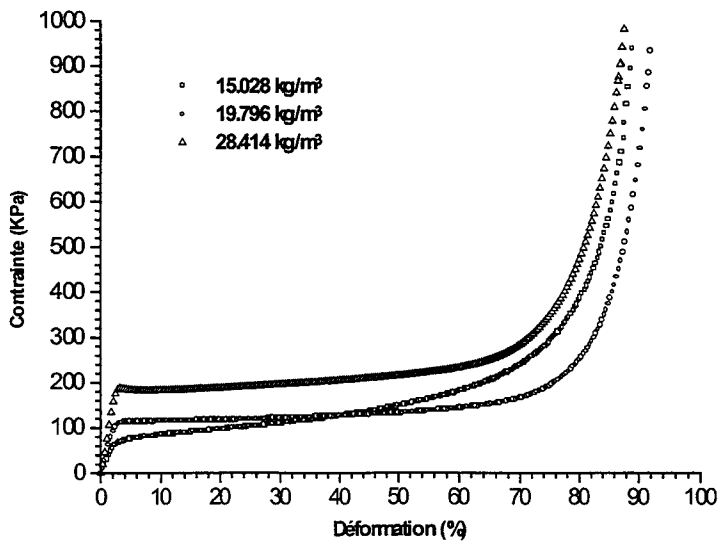
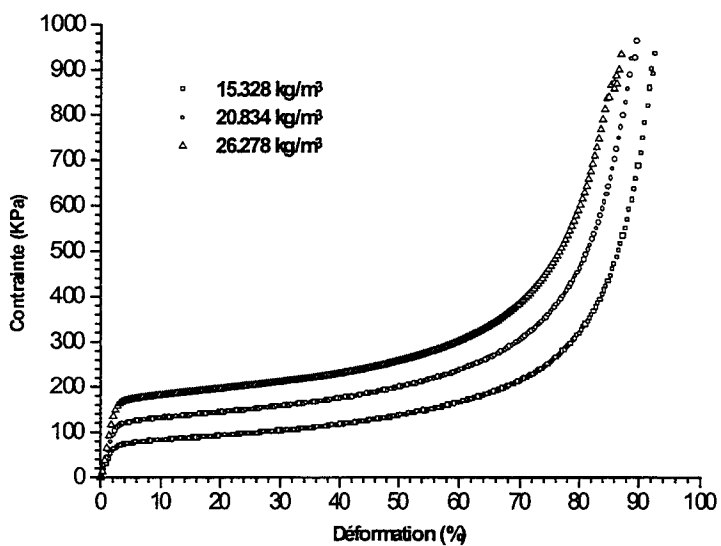
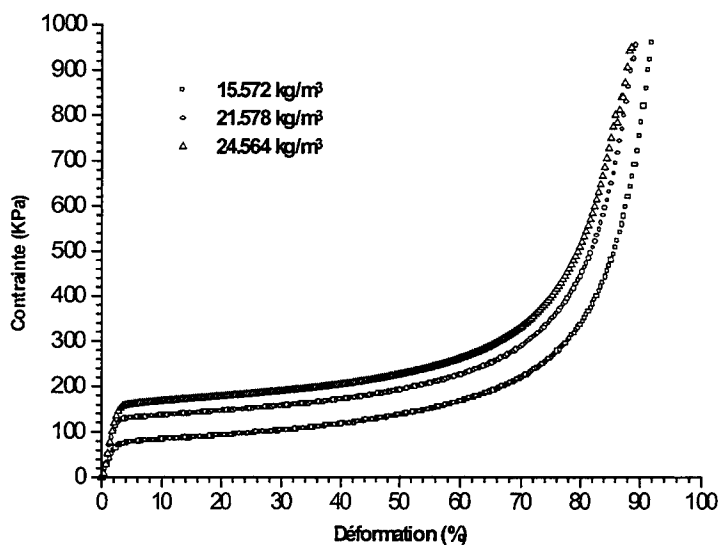


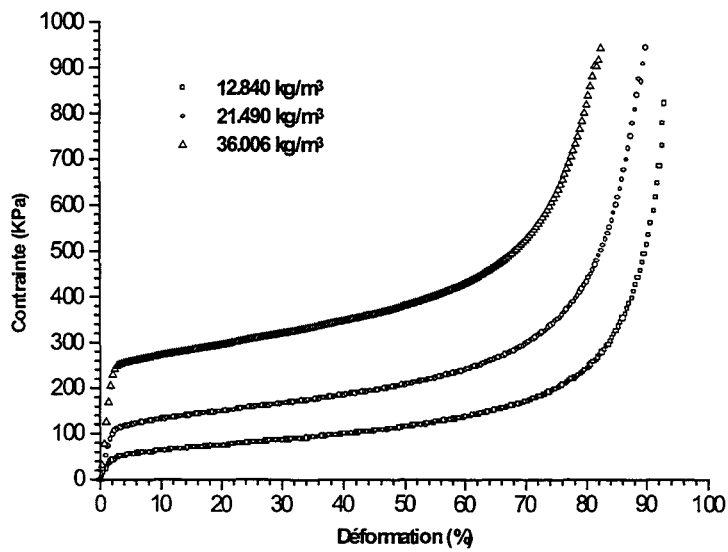
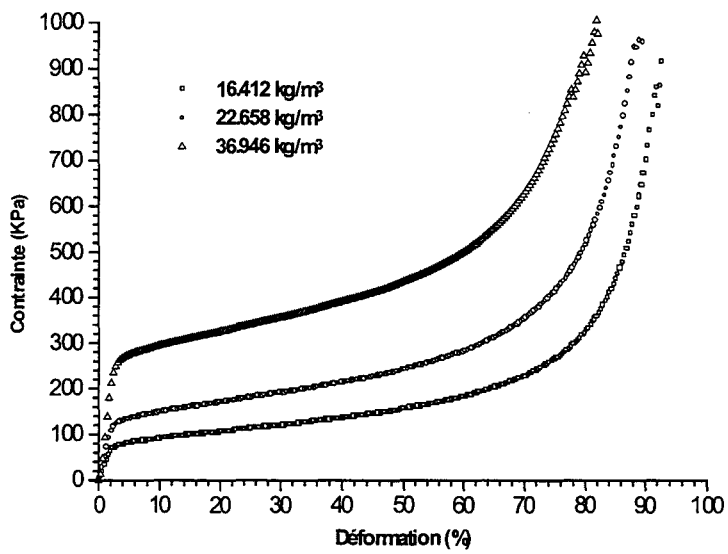
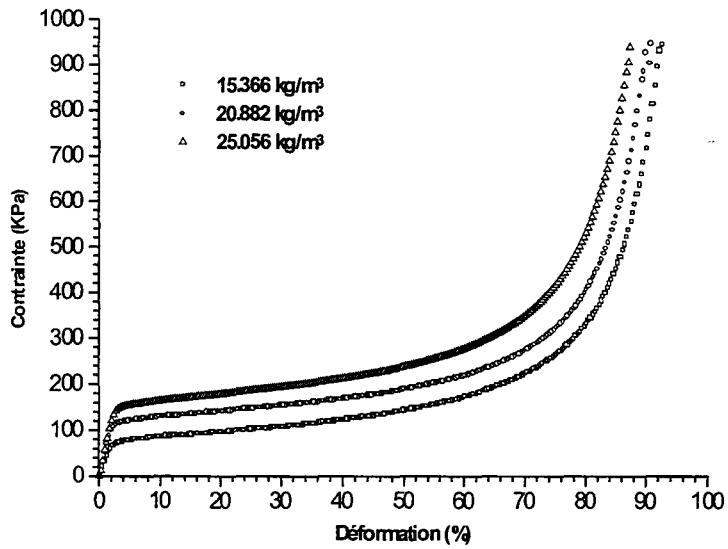
C.2 Essais de traction





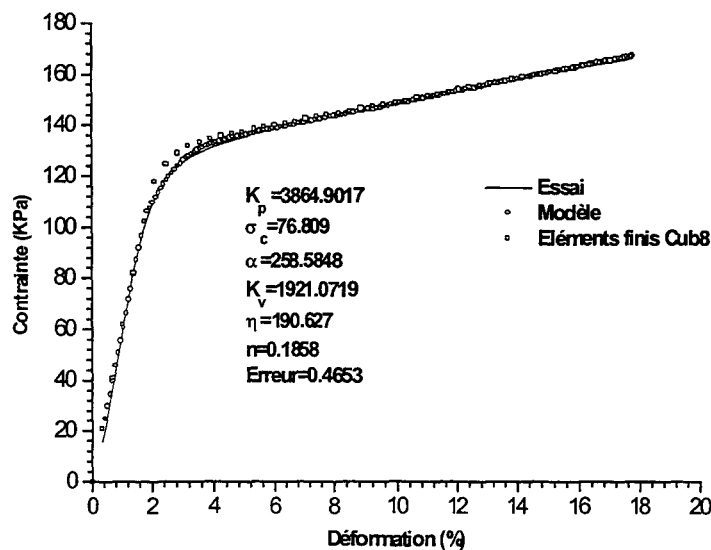
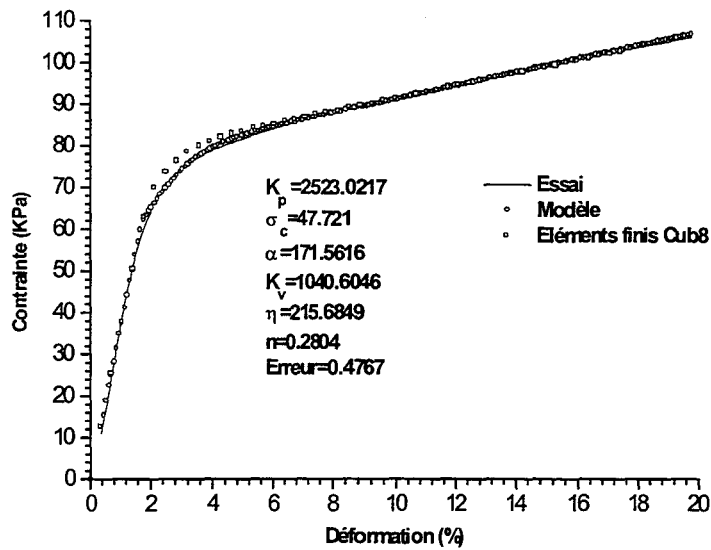
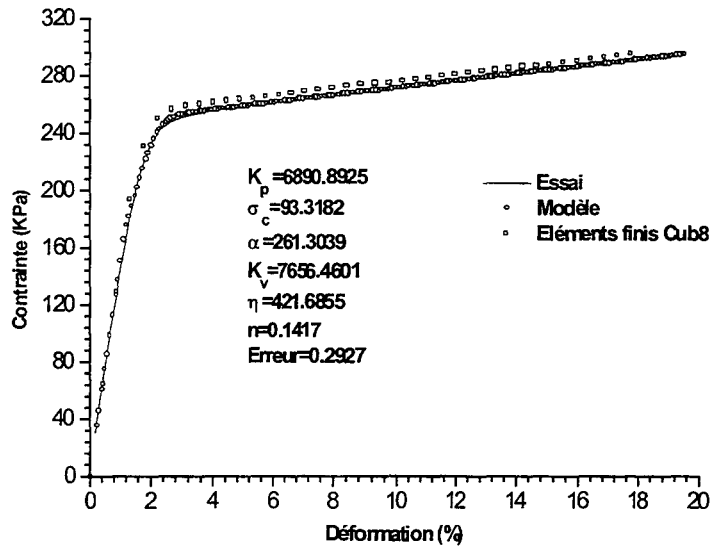
C.3 Essais de compression simple





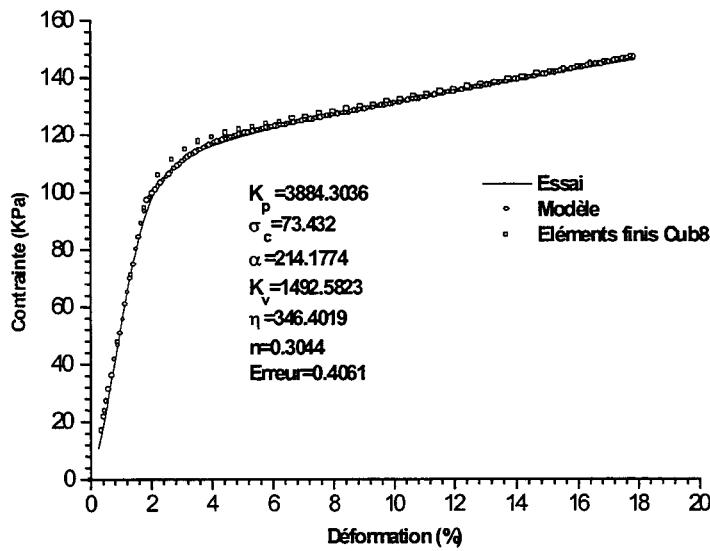
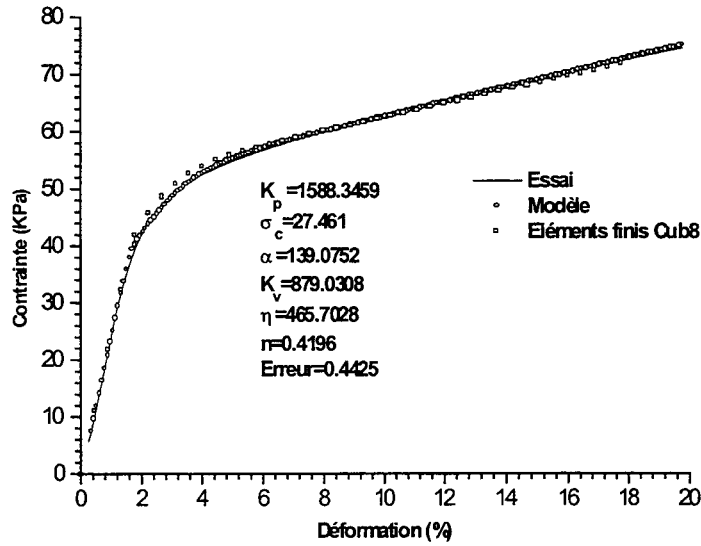
ANNEXE D

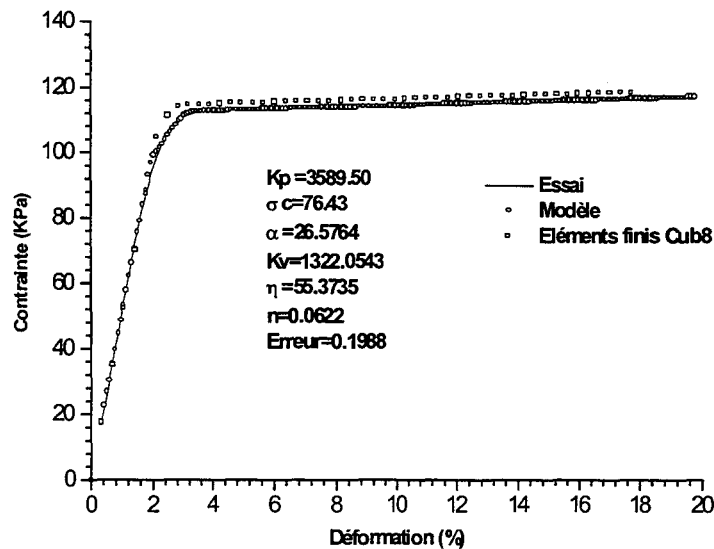
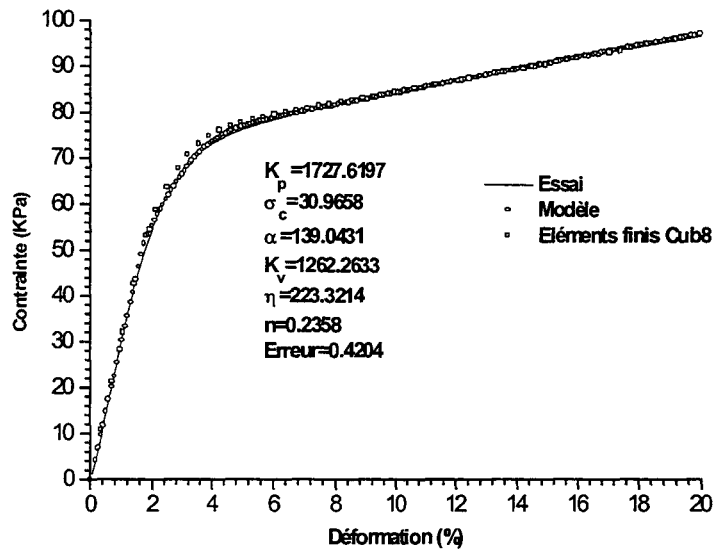
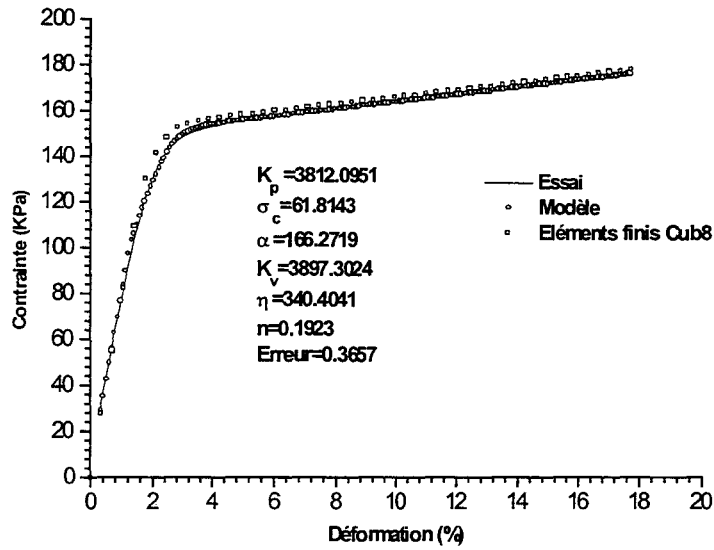
Présentation des identifications et des simulations

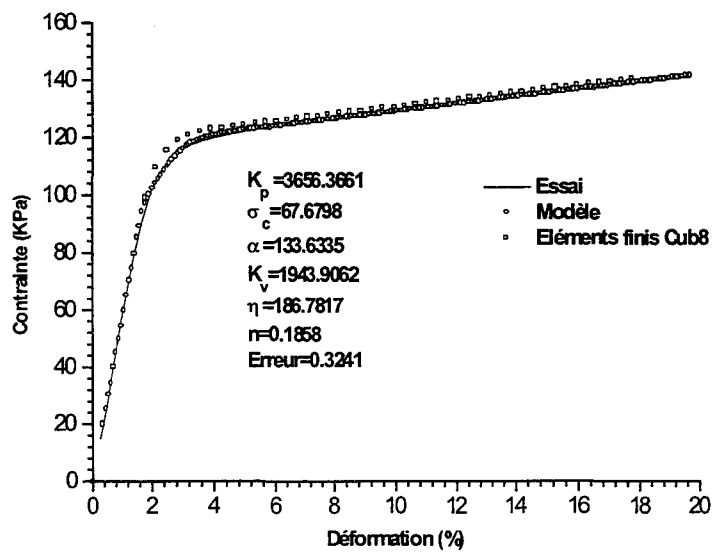
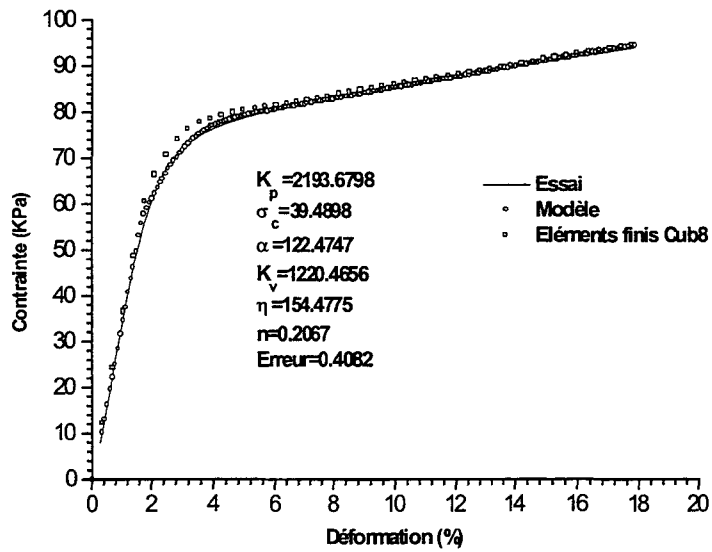
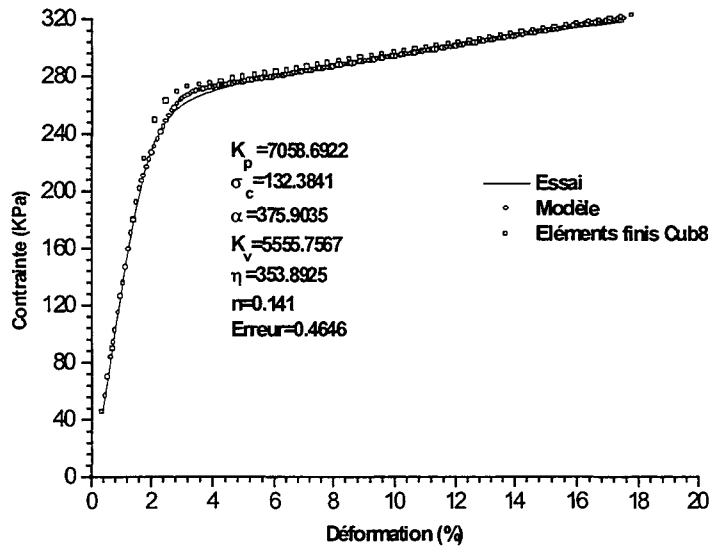


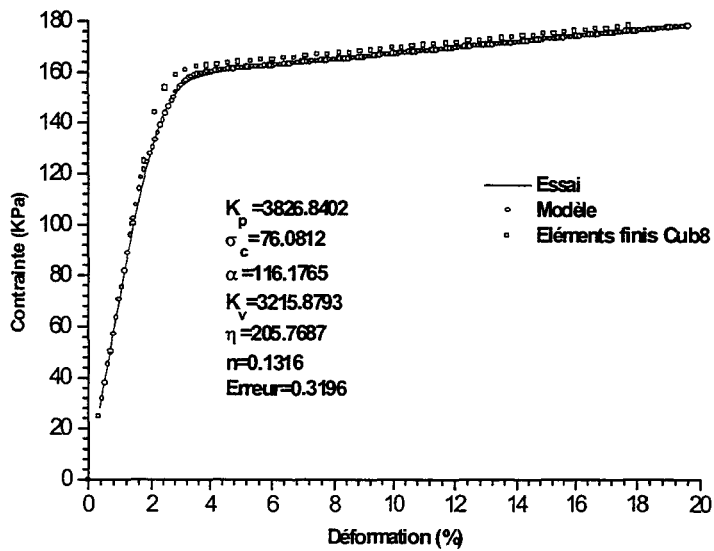
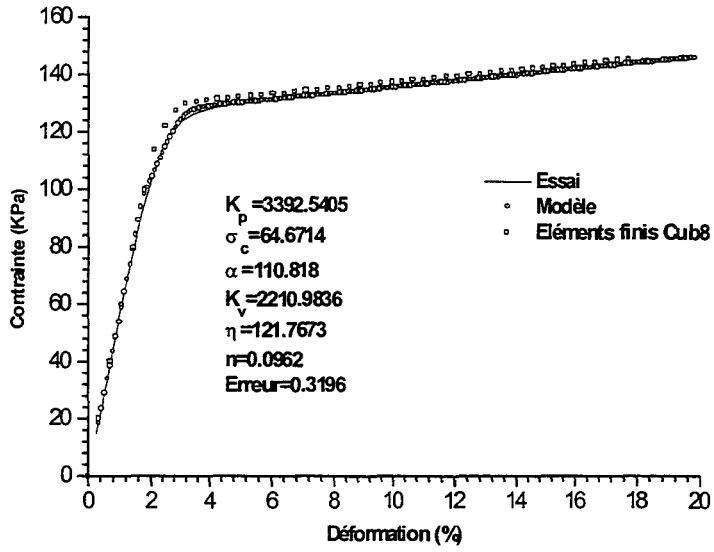
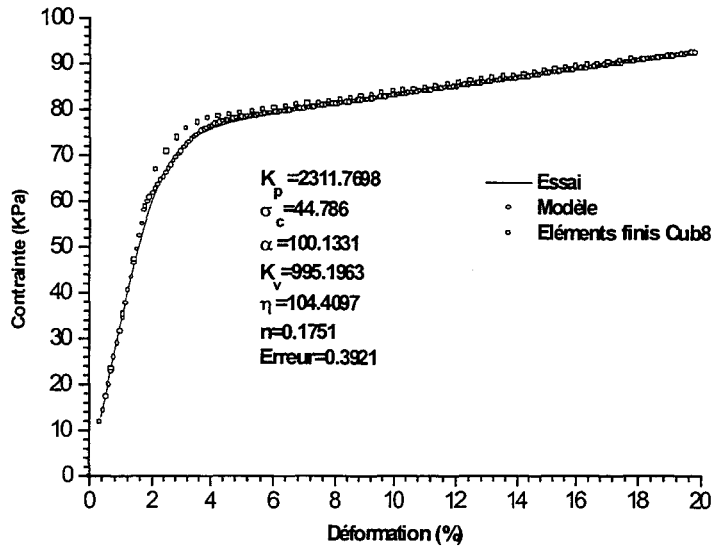
D. Présentation des identifications et des simulations

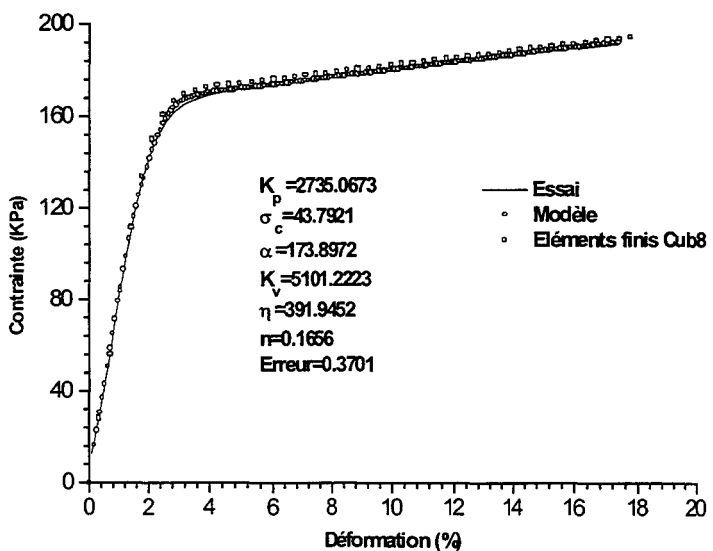
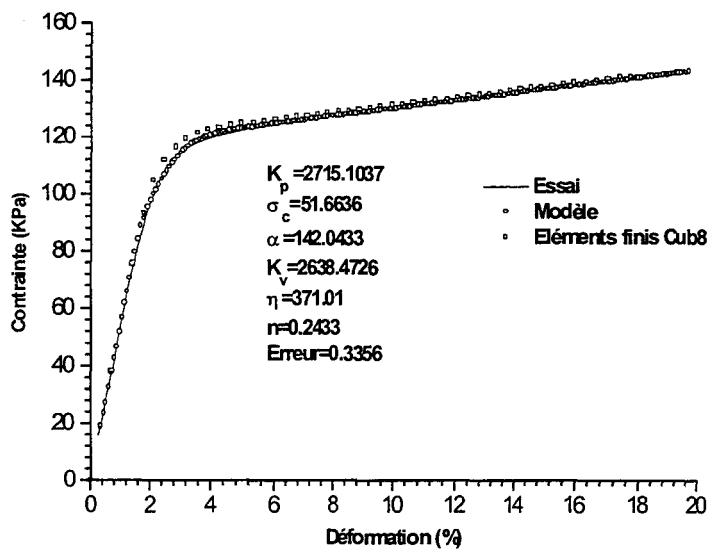
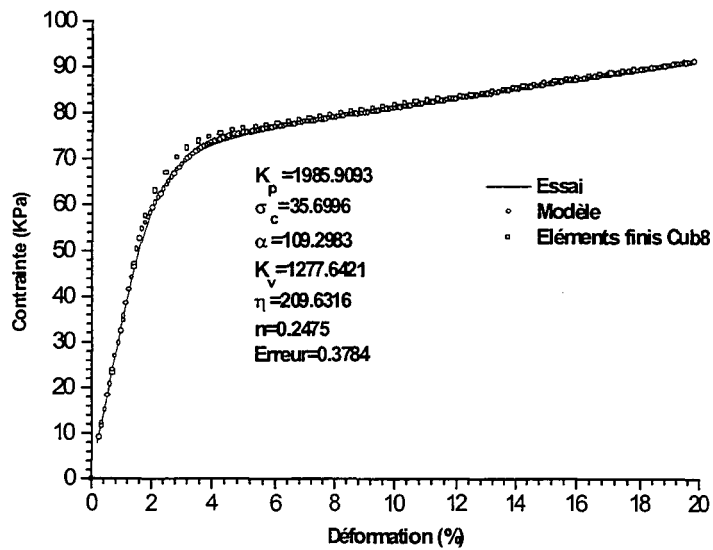
D.1 Compression simple



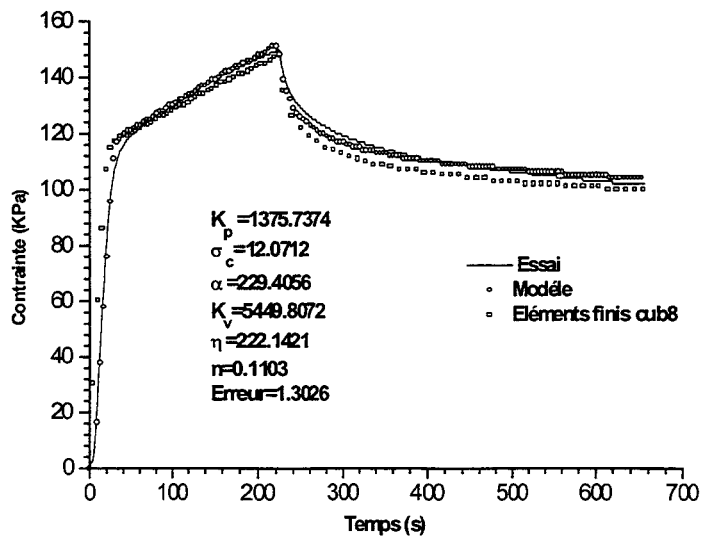
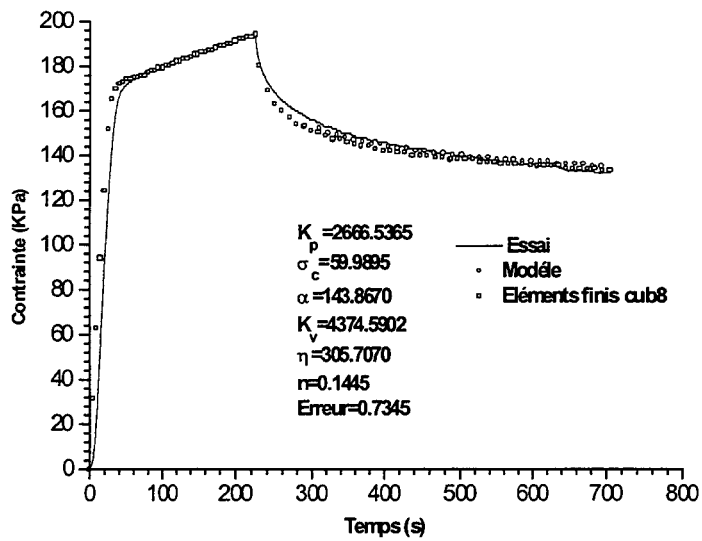
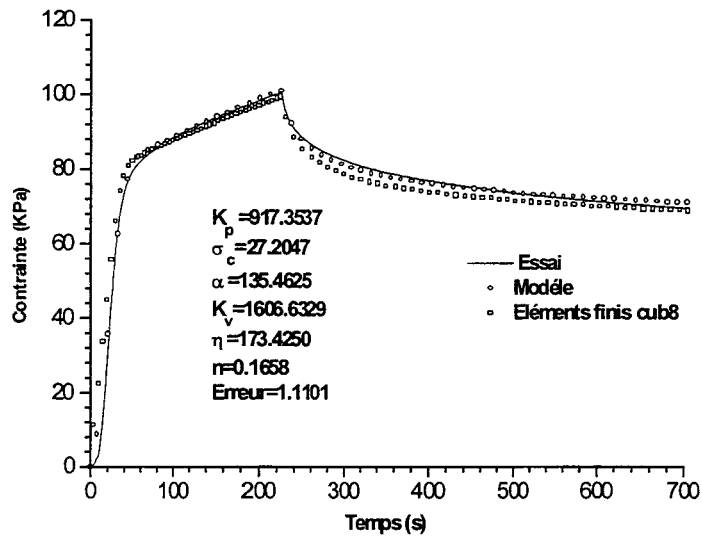








D.2 Compression - relaxation



ANNEXE E

Protocole expérimental d'identification des paramètres du modèle

E. Protocole expérimental d'identification des paramètres du modèle

Dans cette partie nous présentons un protocole expérimental qui doit permettre le calcul de tous les paramètres pour un matériau donné [Ouâkka 96]. Ce protocole se décompose en deux parties :

- compression - relaxation à différents taux de déformation de compression. Cet essai permet de déterminer expérimentalement les paramètres de la branche élastoplastique (K_p , α et σ_c),
- compression - relaxation à différentes vitesses de déformations. Ceci permet de trouver les paramètres de la branche viscoélastique (K_v , n et η).

E.1 Compression – relaxation à différents taux de déformation

La compression - relaxation est effectuée à plusieurs taux de déformation de manière à construire la partie élastoplastique de la courbe par relaxation. Pour cela, il est nécessaire d'effectuer suffisamment d'essais notamment dans la phase élastique et de laisser l'éprouvette relaxer jusqu'à annuler la contribution de la branche viscoélastique (relâchement du ressort K_v par saturation du piston). La contrainte résultante correspond alors à σ_p , nous pouvons alors déduire σ_c , K_p et le paramètre α (figure 16).

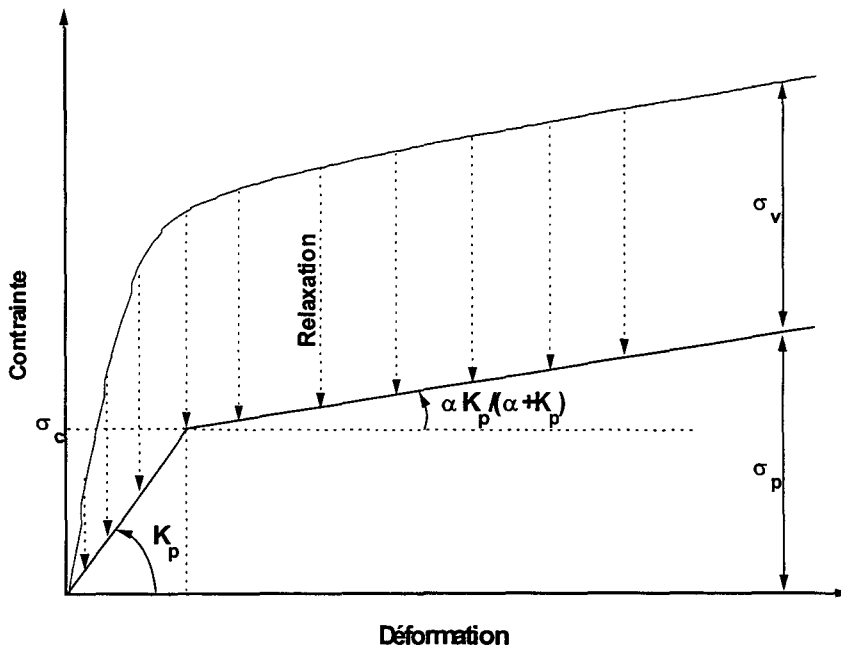


Figure 16 : Protocole de compression – relaxation à différent taux de déformations.

De même, nous pouvons en étudiant l'évolution de la déformation résiduelle en fonction de la déformation imposée durant la phase de relaxation vérifier les résultats obtenus précédemment. En effet, passée une certaine déformation, nous atteignons la phase plastique et nous pouvons calculer, par recouvrance des éprouvettes, la valeur de déformation imposée correspondant à la valeur de ϵ^p du modèle (figure 17).

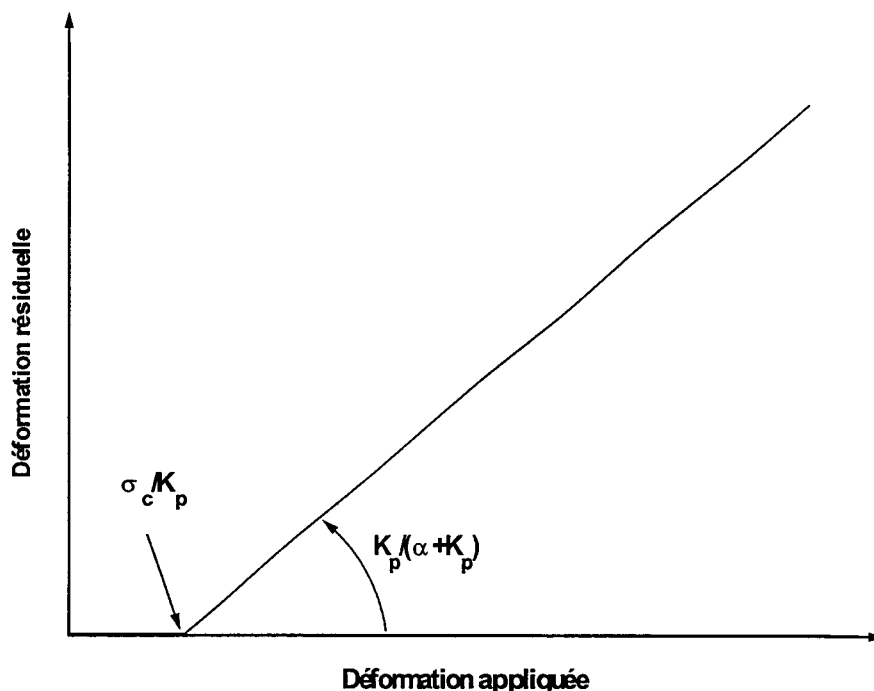


Figure 17 : Evolution de la déformation résiduelle obtenue en recouvrance en fonction de la déformation imposée lors de la relaxation.

E.2 Compression – relaxation à différentes vitesses de déformation

La phase élastoplastique étant indépendante de la vitesse de sollicitation, nous pouvons en effectuant des essais de compression - relaxation à différentes vitesses de chargement calculer la valeur de la contrainte $\sigma_v = \sigma_{\max} - \sigma_p$ avec $\sigma_p = \lim_{t \rightarrow \infty} \sigma(t)$ (figure 18).

De plus, à $t = t_0 - \Delta t$, la contribution de la branche viscoélastique à la contrainte totale du système est devenue constante du fait de la saturation provoquée par le piston. Ceci implique que $\dot{\sigma}_v = K_v(\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}^v) \approx 0$ d'où nous obtenons la vitesse de la déformation visqueuse $\dot{\epsilon} \approx \dot{\epsilon}^v$. En traçant l'évolution de la contrainte visqueuse en fonction de la vitesse de déformation du système ($\sigma_v = \eta \dot{\epsilon}^{v^n} \approx \eta \dot{\epsilon}^n$), nous obtenons les paramètres η et n .

A $t = t_0 + \Delta t$, nous pouvons écrire $\dot{\sigma}_v = K_v(\dot{\epsilon} - \dot{\epsilon}^v)$ avec $\dot{\epsilon} = 0$ d'où $\dot{\sigma}_v = -K_v \dot{\epsilon}^v$. Cette valeur correspond en fait à la pente de la décroissance de contrainte du début de la relaxation. Nous obtenons ainsi la valeur du paramètre K_v (figure 19).

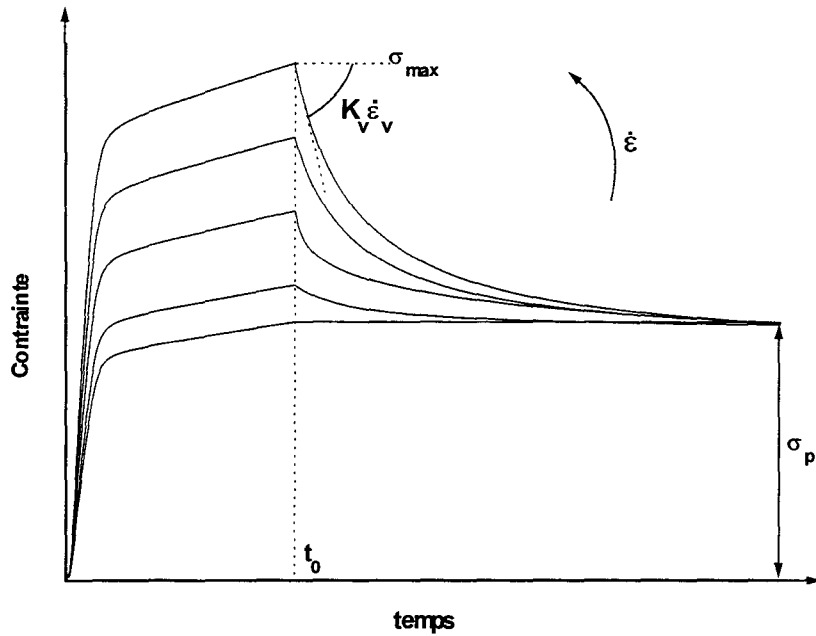


Figure 18 : Protocole de compression – relaxation à différentes vitesses de déformations.

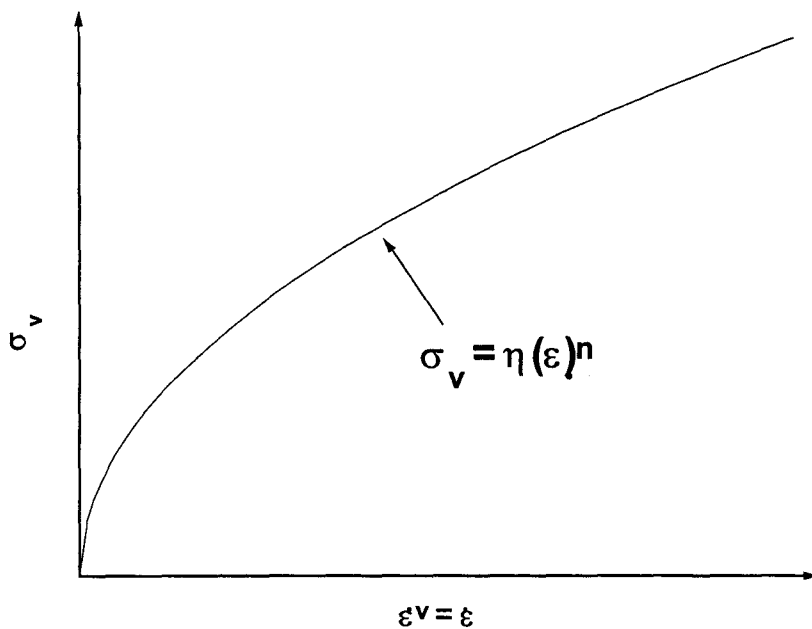


Figure 19 : Calcul des paramètres η et n .

L'inconvénient de ce protocole expérimental est le nombre d'essais requis pour la détermination des 6 paramètres. En effet, pour la compression – relaxation à différents taux de déformations, il faut compter environ 4 essais dans la phase élastique et 4 dans la phase plastique. A cela doivent se rajouter les essais de compression – relaxation à différentes vitesses de déformation soit encore 8 essais. Ceci nous amène donc à effectuer 16 essais pour une seule identification sans tenir compte des problèmes éventuels de reproductibilité.

ANNEXE F

Généralisation 3D des équations 1D du modèle rhéologique

F. Généralisation 3D des équations 1D du modèle rhéologique

Dans le cas 1D, nous avons vu que les contraintes et les déformations s'écrivent :

$$(1) \quad \sigma = \sigma_v + \sigma_p$$

$$(2) \quad \varepsilon = \varepsilon^v + \varepsilon_1^e = \varepsilon^p + \varepsilon_2^e$$

La généralisation tridimensionnelle de la règle d'additivité tensorielle des contraintes s'écrit⁵ :

$$(3) \quad \underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{\sigma}}_v + \underline{\underline{\sigma}}_p$$

Par commodité, nous considérons que :

$$(4) \quad \nu = \frac{K_p + K_v}{\frac{K_p}{\nu_p} + \frac{K_v}{\nu_v}} = \nu_p = \nu_v$$

Nous obtenons alors les équations de comportement pour la partie élastique linéaire (matériau isotrope) [Salençon 83 ; Chaboche 88 ; François 92 ; Germain 95] :

$$(5) \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_1^e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^v = \frac{1}{K_v} \left[(1 + \nu) \underline{\underline{\sigma}}_v - \nu \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}_v) I \right]$$

$$(6) \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_2^e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \frac{1}{K_p} \left[(1 + \nu) \underline{\underline{\sigma}}_p - \nu \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}_p) I \right]$$

d'où :

$$(7) \quad \underline{\underline{\varepsilon}} = \underbrace{\frac{1}{K_v + K_p} \left[(1 + \nu) \underline{\underline{\sigma}} - \nu \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) I \right]}_{e^e} + \underbrace{\frac{K_v}{K_v + K_p} \underline{\underline{\varepsilon}}^v}_{e^v} + \underbrace{\frac{K_p}{K_v + K_p} \underline{\underline{\varepsilon}}^p}_{e^p}$$

Sous cette forme, la déformation totale du système se décompose en une partie élastique (e^e), plastique (e^p) et visqueuse (e^v). Il est donc possible de prendre en considération d'une part les contraintes initiales $\underline{\underline{\sigma}}^I$ en remplaçant $\underline{\underline{\sigma}}$ par $\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{\sigma}}^I$ et d'autre part les déformations de nature thermique en rajoutant e^{th} au trois autres composantes de la déformation.

Les phénomènes visqueux et plastiques présentent un écrouissage cinématique caractérisé par la variable interne cachée $\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^v$. Ceci conduit ainsi à un couplage entre les mécanismes visqueux et plastiques :

$$(8) \quad \underline{\underline{\sigma}}_v = \frac{K_v}{K_p + K_v} \underline{\underline{\sigma}} + \frac{K_p K_v}{K_p + K_v} \frac{1}{1 + \nu} (\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^v)$$

⁵ La double barre indique un tenseur. L'absence de double barre indique un scalaire.

$$(9) \quad \underline{\underline{\sigma}}_p = \frac{K_v}{K_p + K_v} \underline{\underline{\sigma}} - \frac{K_p K_v}{K_p + K_v} \frac{1}{1 + \nu} (\underline{\underline{\varepsilon}}^p - \underline{\underline{\varepsilon}}^v)$$

Nous avons ainsi 6 équations à 8 inconnues (σ , σ_v , σ_p , ε , ε^v , ε^p , ε_1^e , ε_2^e). Nous écrivons donc les lois d'écoulements caractérisant la viscosité et la plasticité avec écrouissage du matériau. Dans le cas viscoélastique la loi d'écoulement visqueux s'écrit [Chaboche 88 ; François 93 ; Chaboche 95] :

$$(10) \quad \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v = \frac{\partial \Phi^*}{\partial \underline{\underline{\sigma}}_v'} = \frac{3}{2} \left(\frac{\bar{\sigma}_v}{\eta} \right)^{\frac{1-n}{n}} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_v'}{\eta} \quad (\text{potentiel de dissipation de Norton-Hoff})$$

ou encore :

$$(11) \quad \underline{\underline{\sigma}}_v' = \frac{\partial \Phi}{\partial \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v} = \frac{2}{3} \eta \left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v \right)^{n-1} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v \quad (\text{potentiel complémentaire ou dual})$$

avec :

$$\begin{aligned} \Phi &= \Phi(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v) = \frac{1}{n+1} \eta \left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v \right)^{n+1} \\ \Phi^* &= \Phi^*(\underline{\underline{\sigma}}_v') = \frac{n}{n+1} \left(\frac{\bar{\sigma}_v}{\eta} \right)^{\frac{n+1}{n}} \\ \bar{\sigma}_v &= \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}_v' : \underline{\underline{\sigma}}_v'} \\ \bar{\dot{\varepsilon}}^v &= \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^v} \\ \underline{\underline{\sigma}}_v' &= dev(\underline{\underline{\sigma}}_v) = \underline{\underline{\sigma}}_v - \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}_v) I \end{aligned}$$

Dans le cas élastoplastique la loi d'écoulement plastique s'exprime sous la forme [Chaboche 88 ; Chaboche 95 ; Berthaud 95] :

$$(12) \quad \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}_p'} = \frac{3}{2} \dot{\lambda} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^*}{\bar{\sigma}_p^*}$$

avec :

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_p^* &= \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}_p^* : \underline{\underline{\sigma}}_p^*} \\ \underline{\underline{\sigma}}_p^* &= \underline{\underline{\sigma}}_p' - \frac{2}{3} \alpha \underline{\underline{\varepsilon}}^p \\ \underline{\underline{\sigma}}_p' &= dev(\underline{\underline{\sigma}}_p) = \underline{\underline{\sigma}}_p - \frac{1}{3} tr(\underline{\underline{\sigma}}_p) I \end{aligned}$$

$\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique qui s'écrit :

$$(13) \quad \dot{\lambda} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p : \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^p} = \begin{cases} 0 & \text{si } \overbrace{f < 0}^{\text{comportement élastique}} \quad \text{ou } \overbrace{f = 0 \text{ et } \dot{f} < 0}^{\text{décharge élastique}} \\ \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^* : \dot{\underline{\underline{\sigma}}}}{\alpha \underline{\underline{\sigma}}_p^*} & \text{si } \underbrace{f = 0 \text{ et } \dot{f} = 0}_{\text{écoulement plastique}} \end{cases}$$

f est la fonction critère de plasticité. Pour des raisons de simplicité nous utilisons le critère de Von-Mises avec écrouissage cinématique linéaire [Chaboche 88 ; François 92]. Ce critère ne prend pas en compte la contrainte hydrostatique, et n'est donc pas particulièrement adapté au cas des polymères. Cependant nous verrons que les résultats obtenus lors de la modélisation par éléments finis sont très satisfaisants validant ainsi l'utilisation de Von-Mises sous la forme :

$$(14) \quad f = f(\sigma_p, \alpha \varepsilon^p) = \bar{\sigma}_p^* - \sigma_c \quad (\text{critère de Von-Mises avec écrouissage})$$

La loi de comportement ainsi énoncé est compatible avec le modèle rhéologique monodimensionnel. En effet, en considérant l'état de contrainte uniaxial :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_v + \sigma_p & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \underline{\underline{\sigma}}_v = \begin{pmatrix} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad \underline{\underline{\sigma}}_p = \begin{pmatrix} \sigma_p & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \varepsilon & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \varepsilon & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \varepsilon \end{pmatrix} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_1^e = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^e & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \varepsilon_1^e & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \varepsilon_1^e \end{pmatrix} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_2^e = \begin{pmatrix} \varepsilon_2^e & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \varepsilon_2^e & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \varepsilon_2^e \end{pmatrix}$$

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^v = \begin{pmatrix} \varepsilon^v & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\varepsilon^v}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\varepsilon^v}{2} \end{pmatrix} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \begin{pmatrix} \varepsilon^p & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\varepsilon^p}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\varepsilon^p}{2} \end{pmatrix}$$

et en remplaçant dans (5), (6), (11) et (12) nous retrouvons les équations du modèle rhéologique :

$$(5) \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_1^e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^v = \frac{1}{K_v} \left[(1+\nu) \underline{\underline{\sigma}}_v - \nu \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}_v) I \right] = \begin{pmatrix} \varepsilon_1^e & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \varepsilon_1^e & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \varepsilon_1^e \end{pmatrix}$$

$$= \frac{1}{K_v} \left[(1+\nu) \begin{pmatrix} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} - \nu \begin{pmatrix} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_v & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_v \end{pmatrix} \right] = \frac{1}{K_v} \begin{pmatrix} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \sigma_v & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \sigma_v \end{pmatrix}$$

$$\Rightarrow \sigma_v = K_v \varepsilon_1^e$$

$$\begin{aligned}
 \underline{\underline{\varepsilon}}_2^e &= \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^p = \frac{1}{K_p} \left[(1+\nu) \underline{\underline{\sigma}}_p - \nu \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}_p) I \right] = \begin{pmatrix} \varepsilon_2^e & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \varepsilon_2^e & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \varepsilon_2^e \end{pmatrix} \\
 (6) \quad &= \frac{1}{K_p} \left[(1+\nu) \begin{pmatrix} \sigma_p & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} - \nu \begin{pmatrix} \sigma_p & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_p & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_p \end{pmatrix} \right] = \frac{1}{K_p} \begin{pmatrix} \sigma_p & 0 & 0 \\ 0 & -\nu \sigma_p & 0 \\ 0 & 0 & -\nu \sigma_p \end{pmatrix} \\
 &\Rightarrow \sigma_p = K_p \varepsilon_2^e
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \underline{\underline{\sigma}}_v' &= \frac{2}{3} \eta \left(\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^v \right)^{n-1} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^v = \begin{pmatrix} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} - \frac{1}{3} \begin{pmatrix} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_v & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_v \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{2}{3} \sigma_v & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3} \sigma_v & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3} \sigma_v \end{pmatrix} \\
 &= \frac{2}{3} \eta \left[\sqrt{\frac{3}{2} \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^v & 0 & 0 \\ 0 & -\dot{\varepsilon}^v & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon}^v \end{pmatrix} : \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^v & 0 & 0 \\ 0 & -\dot{\varepsilon}^v & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon}^v \end{pmatrix}} \right]^{n-1} \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^v & 0 & 0 \\ 0 & -\dot{\varepsilon}^v & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon}^v \end{pmatrix} \\
 (11) \quad &= \frac{2}{3} \eta \left(\frac{3}{2} \sqrt{\dot{\varepsilon}^{v2} \left(1 + \frac{1}{4} + \frac{1}{4} \right)} \right)^{n-1} \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^v & 0 & 0 \\ 0 & -\dot{\varepsilon}^v & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon}^v \end{pmatrix} = \eta \frac{3}{2} \left(|\dot{\varepsilon}^v| \right)^{n-1} \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^v & 0 & 0 \\ 0 & -\dot{\varepsilon}^v & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\varepsilon}^v \end{pmatrix} \\
 &\Rightarrow \sigma_v = \eta |\dot{\varepsilon}^v|^{n-1} \dot{\varepsilon}^v
 \end{aligned}$$

Nous considérons le cas où il y a écoulement plastique ($f = 0$ et $\dot{f} = 0$, équation (13)) :

$$\begin{aligned}
 \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p &= \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^p & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\dot{\varepsilon}^p}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\dot{\varepsilon}^p}{2} \end{pmatrix} = \frac{3}{2} \lambda \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^*}{\underline{\underline{\sigma}}_p^*} = \frac{9}{4} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^* : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}_p^*}{\alpha \underline{\underline{\sigma}}_p^*} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^*}{\underline{\underline{\sigma}}_p^*} \\
 (12) \quad &= \frac{9}{4} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^* : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}_p^*}{\alpha \frac{3}{2} \underline{\underline{\sigma}}_p^* : \underline{\underline{\sigma}}_p^*} \underline{\underline{\sigma}}_p^* = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{\sigma}}_p^* : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}_p^*}{\alpha \underline{\underline{\sigma}}_p^* : \underline{\underline{\sigma}}_p^*} \underline{\underline{\sigma}}_p^*
 \end{aligned}$$

avec :

$$\underline{\underline{\sigma}}^* = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{tr}(\underline{\underline{\sigma}}) I - \frac{2}{3} \alpha \varepsilon^p = (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p) \begin{pmatrix} \frac{2}{3} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3} \end{pmatrix}$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^* : \underline{\underline{\sigma}}^* = (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p)^2 \left(\frac{4}{9} + \frac{1}{9} + \frac{1}{9} \right) = \frac{2}{3} (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p)^2$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^* : \underline{\underline{\dot{\sigma}}} = \frac{2}{3} (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p) \dot{\sigma}_p$$

Nous obtenons donc :

$$(12) \quad \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^p = \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}^p & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\dot{\varepsilon}^p}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\dot{\varepsilon}^p}{2} \end{pmatrix} = \frac{3}{2} \frac{\underline{\underline{\sigma}}^* : \underline{\underline{\dot{\sigma}}}}{\alpha \underline{\underline{\sigma}}^* : \underline{\underline{\sigma}}^*} \underline{\underline{\sigma}}^*$$

$$= \frac{3}{2} \frac{\frac{2}{3} (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p) \dot{\sigma}_p}{\alpha \frac{2}{3} (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p)^2} (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p) \begin{pmatrix} \frac{2}{3} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3} \end{pmatrix} = \frac{1}{\alpha} \begin{pmatrix} \dot{\sigma}_p & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\dot{\sigma}_p}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{\dot{\sigma}_p}{2} \end{pmatrix}$$

d'où nous trouvons $\dot{\sigma}_p = \alpha \dot{\varepsilon}_p \Rightarrow \sigma_p = \alpha \varepsilon_p + \text{constante}$. Or nous savons que $f = 0$ avec :

$$(14) \quad f = f(\sigma_p, \alpha \varepsilon^p) = \bar{\sigma}_p^* - \sigma_c = \sqrt{\frac{3}{2} (\sigma_p - \alpha \varepsilon^p)^2 \left(\frac{4}{9} + \frac{2}{9} + \frac{2}{9} \right)} - \sigma_c$$

$$= |\sigma_p - \alpha \varepsilon^p| - \sigma_c = 0$$

$$\Rightarrow \sigma_p = \alpha \varepsilon^p + \sigma_c$$

Nous avons donc explicité le passage des équations dans le sens 1D à 3D et dans le sens 3D à 1D. Ceci permet d'une part de valider les équations 3D par rapport à celles du modèle rhéologique et d'autre part de valider leur utilisation dans le cadre d'une simulation par éléments finis du comportement mécanique du P.S.E. en compression et compression - relaxation.

REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES

A - Le P.S.E. : aspects chimiques, mise en œuvre, caractéristiques

[Badguerahanian]

L. Badguerahanian - Polystyrène expansé P.S.E. - Techniques de l'Ingénieur - AM.2. - pp. 3341 - pp. 1 à 15.

[Barran]

B. Barran - Polystyrène : Procédé de polymérisation en continu - Techniques de l'Ingénieur - J.4. - pp. 6550 - pp. 1 à 4.

[Beghin]

B. Beghin - Le Polystyrène expansible – Rapport interne ELF Atochem, 60772 Ribécourt Cedex .

[Benning 69a]

C.J. Benning - Plastic foams : the physics and chemistry of product performance and process technology, volume I : chemistry and physics of foam formation - Wiley Interscience - 1969 - pp. 1 à 116.

[Brighton 79]

C.A. Brighton, G. Pritchard, G.A. Skinner - Styrene polymers : technology and environmental aspects - Applied Science Publishers LTD - London - 1979.

[Buist 85]

J.M. Buist - Cellular polymers - Cellular polymers - Vol. 4 - N° 1 - 1985 - pp. 7 à 25.

[Ceresa 62]

R. J. Ceresa - Block and graft copolymers - Butterworths London - 1962.

[Cigna 86]

G. Cigna, M. Merlotti, L. Castellani - Morphological and kinetic study of expandable polystyrene pre-expansion and effects on foam properties - Cellular polymers - Vol. 5 - N° 4 - 1986 - pp. 241 à 268.

[Demogeot]

A. Demogeot - Polystyrène : Procédé de polymérisation en suspension - Techniques de l'Ingénieur - J.4. - pp. 6551 - pp. 1 à 3.

[Ferrigno 63]

T.H. Ferrigno - Rigid plastics foams - Rheinhold Publishing Corporation - 1963 - pp. 139 à 211.

[Fontanille]

M. Fontanille, J-P. Vairon - Polymérisation - Techniques de l'Ingénieur - AM.1. - pp. 3070 - pp. 1 à 13.

[Füzesséry]

S. Füzesséry - Polystyrène et copolymères de styrène - Techniques de l'Ingénieur - AM.2. - pp. 3340 - pp. 1 à 11.

[Handbook of chemistry 75]

Handbook of chemistry & physics 55th Edition - C.R.C. Press - 1974-1975.

[Horak 89]

Z. Horak, J. Zach, P. Schneider - Loss of blowing agents from expandable and expanded polystyrene - Cellular polymers - Vol. 8 - N° 2 - 1989 - pp. 111 à 123.

[Machon 91a]

J-P. Machon, B. Seguela, R. Wirth - Polystyrène standard et choc - Pratique des Matériaux Industriels Tome III - Les Référentiels Dunod - Juin 1991 - 5.1.3.1. pp. 1 à 13.

[Machon 91b]

J-P. Machon, B. Seguela, R. Wirth - Polystyrène expansible - Pratique des Matériaux Industriels Tome III - Les Référentiels Dunod - Juin 1991 - 5.1.3.2. pp. 1 à 13.

[P.S.E. l'intégrale]

P.S.E. l'intégrale - Syndicat National des Plastiques Alvéolaires.

[Reyne 91]

M. Reyne - Les plastiques : polymères, transformations et applications - Traité de Nouvelles Technologies : Série Matériaux - Hermès - 1991.

[Sarlin 86]

J. Sarlin, Pe. Järvelä, Pi. Järvelä, P. Törmälä - The inhomogeneity inside a block of expanded polystyrene (E.P.S.) - Plastics and rubber processing and applications - Vol. 6 - N° 1 - 1986 - pp. 43 à 49.

[Styrocell]

Styrocell - Polystyrène expansible – Rapport interne Shell Chemicals Europe.

[Trotignon 93]

P. Trotignon, M. Piperaud, J. Verdu, A. Dobraczynski - Précis de matières plastiques : structures, propriétés, mise en œuvre et normalisation - AFNOR Nathan - 1993 - pp. 1 à 127.

B - Le P.S.E. : comportement mécanique

[Armbruster 93]

J. Armbruster, O. Lemaire - Etude du comportement mécanique du polystyrène expansé - Travail d'Etude et Recherche - Hautes Etudes Industrielles (Lille) - Mai 1993.

[Babin 94]

A. Babin - Etude du comportement du polystyrène expansé en compression simple lors d'un cycle de chargement-déchargement - Rapport de Stage - Hautes Etudes Industrielles (Lille) - Août 1994.

[Baron 94]

S. Baron, A. Chaussy, G. Marchal - Le polystyrène expansé : utilisation en remblais routiers ; caractéristiques mécaniques - Etude Bibliographique - Hautes Etudes Industrielles - Lille - Mai 1994.

[Duskov 94a]

I. M. Duskov - E.P.S. as a light weight sub-base material in pavement structures - Delft University of Technology - Février 1994.

[Duskov 94b]

I. M. Duskov - Materials research on expanded polystyrene foam (E.P.S.) - Delft University of Technology - Février 1994.

[Imad 97]

A. Imad, A. Lefebvre, C. Fornallaz, B. Beghin - Etude du comportement mécanique du polystyrène expansé (P.S.E.) – Génie mécanique des caoutchoucs et des élastomères thermoplastiques - Edité par Christian G'Sell et Alain Coupard - 1997 - pp. 351 à 354.

[Lefebvre 94]

A. Lefebvre - Etude du comportement mécanique du polystyrène expansé utilisé en remblais routiers - D.E.A. de Génie Civil - Hautes Etudes Industrielles (Lille) - Octobre 1994.

[Magnan 89]

J.P. Magnan, J.F. Serratrice - Propriétés mécaniques du polystyrène expansé pour ses applications en remblai routier - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 164 - Novembre-Décembre 1989 - pp. 25 à 31.

[Sarlin 87]

J. Sarlin, Pe. Järvelä, Pi. Järvelä, P. Törmälä - Dependence of the strength and structure of expanded polystyrene on processing in the block moulding method - Plastics and rubber processing and applications - Vol. 7 - N° 4 - 1987 - pp. 207 à 214.

[Serratrice 94]

J.F. Serratrice - Comportement mécanique du polystyrène expansé : application en remblai routier - Journée des sciences de l'ingénieur - Octobre 1994.

C - Les matériaux cellulaires : structure, comportement mécanique

[Allen Blair 67]

E. Allen Blair - Cell structure : physical relationships in elastomeric foams - Cellular plastics - National academy of sciences - National research council - Washington D.C. - 1967 - pp. 143 à 152.

[Aubert 85]

J.H. Aubert, R.L. Clough - Low density, microcellular polystyrene foams - Polymer - Vol. 26 - Décembre 1985 - pp. 2047 à 2054.

[Benning 69b]

C.J. Benning - Plastic foams : the physics and chemistry of product performance and process technology, volume II : structure properties, and applications - Wiley Interscience - 1969 - pp. 1 à 116.

[Benning 69c]

C.J. Benning - Effect of cell structure in polyethylene foam on shock mitigation - Journal of cellular plastics - Janvier 1969 - pp. 40 à 45.

[Brezny 90a]

R. Brezny, D.J. Green - Characterization of edge effects in cellular materials - Journal of materials science - N° 25 - 1990 - pp. 4571 à 4578.

[Brezny 90b]

R. Brezny, D.J. Green - The effect of cell size on the mechanical behavior of cellular materials - Acta metallurgica et materialia - Vol. 38 - N° 12 - 1990 - pp. 2517 à 2526.

[Brumfield 69]

H.L. Brumfield, W.B. Estill - Characterization of foam structure by use of the scanning electron microscope - Journal of cellular plastics - Juillet-Août 1969 - pp. 212 à 220.

[Chaffanjon 92]

P. Chaffanjon, G. Verhelst - An automated image analysis methode for the characterisation of flexible foam cellular structure - Cellular polymers - Vol. 11 - N° 1 - 1992 - pp. 1 à 17.

[Chan 69]

R. Chan, M. Nakamura - Mechanical properties of plastic foams : the dependance of yield stress and modulus on the structural variable of closed-cell and open-cell foams - Journal of cellular plastics - Mars-Avril 1969 - pp. 112 à 118.

[Chan 71]

R. Chan, W.M. Lee, M. Nakamura - Mechanical properties of plastic foams : II the modulus of elasticity and indentation of bead type foams - Journal of cellular plastics - Novembre-Décembre 1971 - pp. 302 à 308.

[Chen 94]

C.P. Chen, W.B. Anderson, R.S. Lakes - Relating the properties of foam to the properties of the solid from which it is made foams - Cellular polymers - Vol. 13 - N° 1 - 1994 - pp. 16 à 32.

[Clough 85]

R.L. Clough, J.H. Aubert - Low-density, microcellular polystyrene foams - Polymer - Vol. 26 - Décembre 1985 - pp. 2047 à 2054.

[Clutton 92]

E.Q. Clutton, G.N. Rice - Structure-property relationships in thermoplastics foams - Cellular polymers - Vol. 11 - N° 6 - 1992 - pp. 429 à 449.

[Cunningham 84]

A. Cunningham - The mechanical anisotropy of low-density cellular plastics - Cellular polymers - Vol. 3 - N° 2 - 1984 - pp. 133 à 143.

[El Ghoche 94]

H. El Ghoche, C. Coulet, B. Cambou - Expérimentation et modélisation de blocs compressibles de matières plastiques pour des remblais allégés. Elaboration d'un modèle viscoélastique non linéaire, orthotrope de révolution - Revue Française de Géotechnique - n° 65 - 1994 - pp. 57 à 66.

[Fátima Vaz 93]

M. Fátima Vaz, M.A. Fortes - Characterization of deformation bands in the compression of cellular materials - Journal of materials science letters - N° 12 - 1993 - pp. 1408 à 1410.

[Gent 59]

A.N. Gent, A.G. Thomas - The deformation of foamed elastic materials - Journal of applied polymer science - Vol. 1 - N° 1 - 1959 - pp. 107 à 113.

[Gent 63]

A.N. Gent, A.G. Thomas - Mechanics of foamed elastic materials - Rubber chemistry and technology - Vol. 36 - 1963 - pp. 597 à 610.

[Gent 67]

A.N. Gent, K.C. Rusch - Viscoelastic behavior of open-cell foams - Cellular plastics - National academy of sciences - National research council - Washington D.C. - 1967 - pp. 42 à 51.

[Gibson 82a]

L.J. Gibson, M.F. Ashby, F.R.S. - The mechanics of three-dimensional cellular materials - Proceeding of the Royal Society of London - A382 - 1982 - pp. 43 à 59.

[Gibson 82b]

L.J. Gibson, M.F. Ashby, F.R.S., G.S. Schajer, C.I. Robertson - The mechanics of two-dimensional cellular materials - Proceeding of the Royal Society of London - A382 - 1982 - pp. 25 à 42.

[Gibson 88]

L.J. Gibson, M.F. Ashby, - Cellular solids, structures & properties - Pergamon Press - 1988.

[Gibson 89]

L.J. Gibson - Modeling the mechanical behaviour of cellular materials - Materials science and engineering - Vol. A110 - 1989 - pp. 1 à 36.

[Harding 65]

R.H. Harding - Relationships between cell structure and rigid foam properties - Journal of cellular plastics - Juillet 1965 - pp.385 à 394.

[Huber 88]

A.T. Huber, L.J. Gibson - Anisotropy of foams - Journal of materials science - N° 23 - 1988 - pp. 3031 à 3040.

[Jackson 91]

C.L. Jackson, M.T. Shaw, J.H. Aubert - The linear elastic properties of micorocellular foams - Polymer - Vol. 32 - N° 2 - 1991 - pp. 221 à 225.

[Ko 65]

W.L. Ko - Deformations of foamed elastomers - Journal of cellular plastics - Janvier 1965 - pp. 45 à 50.

[Kumar 93]

V. Kumar - Microcellular polymers : novel materials for the 21st century - Cellular polymers - Vol. 12 - N° 3 - 1993 - pp. 207 à 223.

[Lin 91]

H.R. Lin, W.A. Jemian - The effects of cell content on the mechanical characteristics of structural foams - Journal of cellular plastics - Vol. 27 - Mai 1991 - pp.295 à 319.

[Maiti 84]

S.K. Maiti, L.J. Gibson, M.F. Ashby - Deformation and energy absorption diagrams for cellular solids - Acta metallurgica - Vol. 32 - N° 11 - 1984 - pp. 1963 à 1975.

[Mehta 76]

B.S. Mehta, E.A. Colombo - Mechanical properties of foamed thermoplastics - Journal of cellular plastics - Janvier-Février 1976 - pp.59 à 66.

[Melvin 70]

J.W. Melvin, V.L. Roberts - Compression of cellular plastics at high strain rates - Journal of cellular plastics - Mars-Avril 1971 - pp. 97 à 100.

[Mills 97]

N.J. Mills, A. Gilchrist, H.X. Zhu, - Deformation mechanisms in closed cell LDPE foams - 10th International conference on deformation, yield and fracture of polymers - Cambridge, UK - 1997 - pp. 143 à 146.

[Miltz 86]

J. Miltz, O. Ramon - Characterization of stress relaxation curves of plastic foams - Polymer engineering and science - Vol. 26 - N° 19 - 1986 - pp. 1305 à 1309.

[Miltz 89]

J. Miltz, O. Ramon, S. Mizrahi - Mechanical behavior of closed cell plastic foams used as cushioning materials - Journal of applied polymer science - Vol. 38 - 1989 - pp. 281 à 290.

[Moore 74]

D.R. Moore, K.H. Couzens - The deformational behaviour of foamed thermoplastics - Journal of cellular plastics - Mai-Juin 1974 - pp.135 à 138.

[Neilsen 95]

M.K. Neilsen, R.D. Krieg, H.L. Schreyer - A constitutive theory for rigid polyurethane foam - Polymer engineering and science - Vol. 35 - N° 5 - Mars 1995 - pp. 387 à 394.

[Ozkul 93]

M.H. Ozkul, J.E. Mark, J.H. Aubert - The elastic and plastic mechanical response of microcellular foams - Journal of applied polymer science - Vol. 48 - 1993 - pp. 767 à 774.

[Patel 70]

M.R. Patel, I. Finnie - Structural features and mechanical properties of rigid cellular plastics - Journal of materials - Vol. 5 - N° 4 - Décembre 1970 - pp. 909 à 932.

[Ramon 90]

O. Ramon, J. Miltz, S. Mizrahi - Mechanical properties and behavior of open cell foams used as cushioning materials - Polymer engineering and science - Vol. 30 - N° 4 - Février 1990 - pp. 197 à 201.

[Richardson 86]

M.O.W. Richardson, D.S. Nandra - Cell size determination of polymeric foams - Cellular polymers - Vol. 5 - N° 6 - 1986 - pp. 423 à 432.

[Shaw 66]

M.C. Shaw, T. Sata - The plastic behaviour of cellular materials - International journal of mechanical sciences - Vol. 8 - 1966 - pp. 469 à 478.

[Shim 90]

V.P.W. Shim, B.Y. Tay, W.J. Stronge - Dynamic crushing of strain softening cellular structures : A one dimensional analysis- Journal of engineering materials and technology - Vol. 112 - Octobre 1990 - pp. 398 à 405.

[Sims 94]

G.L.A. Sims, C. Khunniteekool - Cell size measurement of polymeric foams - Cellular polymers - Vol. 13 - N° 2 - 1994 - pp. 137 à 146.

[Stupak 91a]

P.R. Stupak, W.O. Frye, J.A. Donovan - The effect of bead fusion on the energy absorption of polystyrene foam. Part I : fracture toughness - Journal of cellular plastics - Vol. 27 - Septembre 1991 - pp.484 à 505.

[Stupak 91b]

P.R. Stupak, W.O. Frye, J.A. Donovan - The effect of bead fusion on the energy absorption of polystyrene foam. Part I : energy absorption - Journal of cellular plastics - Vol. 27 - Septembre 1991 - pp.507 à 513.

[Thorpe 97]

S.M. Thorpe, A.H. Windle - Modelling the compression of low density flexible cellular polymers (foams) - 10th International conference on deformation, yield and fracture of polymers - Cambridge, UK - 1997 - pp. 383 à 386.

[Throne 85]

J.L. Throne - Effect of density on compressive stress-strain behaviour of uniform density closed cell foams - Journal of cellular plastics - Mai-Juin 1985 - pp. 178 à 182.

[Triantafillou 89]

T.C. Triantafillou, J. Zhang, T.L. Shercliff, L.J. Gibson, M.F. Ashby - Failure surfaces for cellular materials under multiaxial loads - II. Comparison of models with experiment - International journal of mechanical science - Vol. 31 - N° 9 - 1989 - pp. 665 à 678.

[Triantafillou 90]

T.C. Triantafillou, L.J. Gibson - Constitutive modeling of elastic-plastic open- cell foams - Journal of engineering mechanics - Vol. 116 - N° 12 - Décembre 1990 - pp. 2772 à 2778.

[Tsai 82]

J.T. Tsai - The compressive deformation of polymeric foams - Polymer engineering and science - Vol. 22 - N° 9 - Juin 1982 - pp. 545 à 548.

[Vidyarthi 84]

S.K. Vidyarthi - Density and strength of plastic foams - Cellular polymers - Vol. 3 - N° 1 - 1984 - pp. 1 à 9.

[Warren 87]

W.E. Warren, A.M. Kraynik - Foam mechanics : the linear elastic response of two-dimensional spatially periodic cellular materials - Mechanics of materials - Vol. 6 - N° 1 - Mars 1987 - pp. 27 à 37.

[Warren 88]

W.E. Warren, A.M. Kraynik - The linear elastic properties of open-cell foams - Journal of applied mechanics - Vol. 55 - Juin 1988 - pp. 341 à 346.

[Warren 89]

W.E. Warren, A.M. Kraynik, C.M. Stone - A constitutive model for two- dimensional nonlinear elastic foams - Journal of mechanics and physics of solids - Vol. 37 - N° 6 - 1989 - pp. 717 à 733.

[Warren 91]

W.E. Warren, A.M. Kraynik - The nonlinear elastic behaviour of open-cell foams - Journal of applied mechanics - Vol. 58 - Juin 1991 - pp. 376 à 381.

[Zhu 97]

H.X. Zhu, N.J. Mills - Tetraikadecahedral cell model of foam mechanics - 10th International conference on deformation, yield and fracture of polymers - Cambridge, UK - 1997 - pp. 282 à 285.

D – Polymères solides et mécanique générale

[Ashby 91a] M.F. Ashby, D.R.H. Jones - Matériaux 1. propriétés et applications - Dunod 1991 - pp. 21 à 31, pp. 61 à 169.

[*Ashby 91b*] M.F. Ashby, D.R.H. Jones - Matériaux 2. microstructure et mise en œuvre - Dunod 1991 - pp. 195 à 249.

[*Ashby 97*] M.F. Ashby, N.A. Waterman - The materials selector - Volume 3 - Chapman & Hall - Second edition 1997.

[*Boytard 95*] K. Boytard, A. Ouâkka, K Dang Van - A modelling tool for the mechanical behaviour of polyethylene pipe - Pipeline technology, Vol. I - Elsevier science, 1985 - pp. 245 à 253.

[*Berthaud 95*] Y. Berthaud, D. Baptiste - Introduction à la mécanique des polymères – Rappels de mécanique des milieux continus - Edité par Christian G'Sell et Jean-Marc Haudin - 1995 - pp. 13 à 55.

[*Chaboche 88*] J-L. Chaboche, J. Lemaître - Mécanique des matériaux solides - Dunod, 1988 – pp. 39 à 341.

[*Chaboche 95*] J-L. Chaboche - Introduction à la mécanique des polymères – Formalisme général des lois de comportement (métaux et polymères) - Edité par Christian G'Sell et Jean-Marc Haudin - 1995 - pp. 119 à 140.

[*Chanda 93*]

M. Chanda, S.K. Roy - Plastics technology handbook - 1993.

[*Dorlot 86*] J.M. Dorlot, J.P. Bâillon, J. Masounave - Des matériaux - Editions de l'école polytechnique de Montréal 1986 - pp. 1 à 41, pp. 169 à 196, pp. 353 à 379.

[*François 92*] D. François, A. Pineau, A. Zaoui – Comportement mécanique des matériaux – Elasticité et plasticité - Hermes - 1992 - pp. 85 à 349.

[*François 93*] D. François, A. Pineau, A. Zaoui – Comportement mécanique des matériaux – Viscoplasticité, endommagement, mécanique de la rupture, mécanique du contact - Hermes - 1993 - pp. 1 à 311.

[*Germain 95*] P. Germain, P. Muller – Introduction à la mécanique des milieux continus – Masson 2^{ème} édition - 1995 - pp. 113 à 179.

[*G'Sell 95*] C. G'Sell - Introduction à la mécanique des polymères - Lois de comportement mécanique des polymères solides - Edité par Christian G'Sell et Jean-Marc Haudin - 1995 - pp. 141 à 168.

[*Ouâkka 95*] A. Ouâkka, K Dang Van, P. Berest – Identification et optimisation des paramètres du modèle rhéologique du polyéthylène – Rapport interne du L.M.S. - 1995.

[*Ouâkka 96*] A. Ouâkka – Rapport interne du L.M.S. - 1996.

[*Ouâkka 97*] A. Ouâkka, K Dang Van, D. Gueugnaut, P. Blouet - Etude du comportement du polyéthylène - 3^{ème} congrès de mécanique - Tétouan Maroc - 1997.

[**Oudet 94**] C. Oudet- Polymères structure et propriétés : Introduction - Masson - 1994.

[**Rosato 93**]

D.V. Rosato - Rosato's plastic encyclopedia and dictionary - Hanser publishers - 1993.

[**Salençon 83**]

J. Salençon – Viscoélasticité – Cours de calcul des structures anélastiques – Presses de l'école nationale des ponts et chaussées – 1983 – pp. 1 à 58.

[**Ward 93**]

I.M. Ward, D.W. Hadley - An introduction to the mechanical properties of solid polymers - Wiley-Interscience - 1993.

D - Les matériaux cellulaires : norme française

[**N.F. T 56-201**]

N.F. T 56-201 - Matériaux alvéolaires rigides présentés sous forme de plaques de polystyrène expansé obtenues par moulage - Juillet 1988.

F - Le P.S.E. : applications

[**Allaux 92**]

J.P. Allaux - Remblais routiers en polystyrène - Le Moniteur - Mai 1992

[**Barbiero 88**]

A. Barbiero, Levillain J.P., Marchand J.P. - Sauvetage d'un pont par des remblais en polystyrène fondés sur sol compressible - Revue générale des routes et des aérodromes - N° 651 - Avril 1988.

[**Barthèlèmy 85**]

J.C. Barthèlèmy, J.L. Ledoux, C. Carol - Utilisation du polystyrène expansé pour la réparation d'un glissement de terrain à Urt - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 137 - Mai-Juin 1985 - pp. 28 à 32.

[**Bauduin 87a**]

G. Bauduin, J. Mouanda, M. Taha, M. Sergent, D. Mathieu, R. Phan Tan Luu - Mise au point d'un nouveau béton léger de polystyrène expansé : I Etude des constituants principaux - European polymer journal - Vol. 23 - N° 6 - 1987 - pp. 441 à 445.

[**Bauduin 87b**]

G. Bauduin, J. Mouanda, M. Taha, M. Sergent, D. Mathieu, R. Phan Tan Luu - Mise au point d'un nouveau béton léger de polystyrène expansé : II Etude des additifs - European polymer journal - Vol. 23 - N° 6 - 1987 - pp. 447 à 453.

[**Bertaud 91**]

M. Bertaud, J.P. Fort, H. Tessonneau - Remblais ultra-légers pour voies lourdes - Revue générale des routes et aérodromes - N° 684 - Avril 1991.

[Bost 85]

J. Bost - Matières plastiques : chimie, application Tome I - Technique & Documentation Lavoisier Paris - 1985 - pp. 191 à 208.

[Chazal 85]

P. Chazal, D. Tessonneau - Le remblai en polystyrène expansé du pont des Quatre Canaux à Palavas-les-Flots : 3. Point de vue de l'entreprise - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 137 - Mai-Juin 1985 - pp. 25 à 27.

[Coleman 74]

T.A. Coleman - Polystyrene foam is competitive, lightweight fill - Civil engineering - ASCE - Février 1974 - pp. 68 à 69.

[Counas 90]

D. Counas - Le point sur les routes : des remblais allégés - Le Moniteur - Juin 1990.

[Duskov 94c]

I. M. Duskov - Measurements on a flexible pavement structures with an E.P.S. sub-base - Delft University of Technology - Février 1994.

[Duskov 94d]

I. M. Duskov - Measurements on a concrete block pavement structures with an E.P.S. sub-base - Delft University of Technology - Février 1994.

[Duskov 94e]

I. M. Duskov - DIANA non-linear analysis of pavement structures with an E.P.S. sub-base under static loading - Delft University of Technology - Février 1994.

[Frydenlund 88]

T. E. Frydenlund, R. Aaboe - Expanded polystyrene : a superlight fill material - International Geotechnical Symposium on Theory and Practice of Earth Reinforcement - Octobre 1988 - Fukuoka - pp. 383 à 388.

[Hamada 87]

E. Hamada, T. Yamanouchi - Mechanical properties of expanded polystyrene as a lightweight fill material - Southeast Asian Geotechnical Conference Vol. 2 - Juillet 1987 - Bangkok - pp. 35 à 48.

[Langrand 87]

P. Langrand, C. Pitié, M. Lanyi - Une première : un remblai en polystyrène expansé en paroi verticale - Le Moniteur - Mars 1987.

[Lassauce 85]

P. Lassauce, R. Antoine - Le remblai en polystyrène expansé du pont des Quatre Canaux à Palavas-les-Flots : 1. Point de vue du maître d'oeuvre - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 136 - Mars-Avril 1985 - pp. 21 à 29.

[Le Moniteur 92]

Remblai en polystyrène pour poids lourds - Le Moniteur - Décembre 1992.



[Magnan 85]

J.P. Magnan, B. Soyez - Principe des remblais légers ; contraintes d'emploi du polystyrène - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 136 - Mars-Avril 1985 - pp. 9 à 13.

[Magnan 90]

J.P. Magnan, J.C. Bailly - Les remblais en polystyrène expansé de l'autoroute A8 à Mandelieu - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 165 - Janvier-Février 1990 - pp. 17 à 32.

[Mieussens 85]

C. Mieussens - Le remblai en polystyrène expansé du pont des Quatre Canaux à Palavas-les-Flots : 2. Aspects géotechniques - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 136 - Mars-Avril 1985 - pp. 30 à 36.

[Moncel 92]

V. Moncel - Du nouveau dans l'allégé - Route actualité - N° 3 - Avril 1992.

[Moulin 87]

L. Moulin - Remblais routier en polystyrène expansé sur sols compressibles - Bulletin d'information de la D.T.C. du C.E.T.E. de l'Ouest - N° 43 - Février 1987 - pp. 3 à 8.

[Perrot 90]

J.M. Perrot - R.N. 85 : stabilisation du glissement du Motty ; un remblai en polystyrène expansé Les remblais en polystyrène expansé de l'autoroute A8 à Mandelieu - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 165 - Janvier-Février 1990 - pp. 7 à 10.

[Refsdal]

G. Refsdal - Expérience norvégienne dans le domaine de l'emploi de matières plastiques (Polystyrène expansé) dans les remblais routiers - Laboratoire Norvégien de Recherche sur les Routes (N.R.R.L.) ; C.E.T.E. Normandie Centre.

[Refsdal 85]

G. Refsdal - L'expérience norvégienne d'utilisation de polystyrène expansé dans les remblais routiers - Bulletin de Liaison du Laboratoire des Ponts et Chaussées - N° 136 - Mars-Avril 1985 - pp. 14 à 20.

[Tessonneau 91]

H. Tessonneau - Techniques spéciales de construction en géotechnique : développements récents ; Exemples d'ouvrages en matériaux ultra-légers en polystyrène expansé - Ecole nationale des ponts et chaussées - Décembre 1991.

[Winne 67]

R.J. Winne - Foams in packaging - Cellular plastics - National academy of sciences - National research council - Washington D.C. - 1967 - pp. 254 à 267.