

# Comportement des matériaux cellulaires sous sollicitations dynamiques. Partie 1 : approche macroscopique

P. VIOT<sup>a</sup>

LAMEFIP, Arts et Métiers PARISTECH, Esplanade des Arts et Métiers, 33405 Talence Cedex, France

Reçu le 30 novembre 2009, accepté le 21 janvier 2010

**Résumé** – La méthodologie proposée pour l'étude du comportement de matériaux cellulaires sous sollicitation dynamique est abordée par une approche multi-échelles. Le comportement des mousses polymères étudiées dépend du matériau constitutif, et de sa structure poreuse. L'approche développée consiste à proposer des moyens expérimentaux qui permettent d'imposer des sollicitations dynamiques sur ces matériaux afin de mesurer leurs réponses macroscopiques (pour l'identification de modèles de comportement) et d'identifier aussi la réponse de la structure de ces mousses à des échelles plus fines. L'objectif est ensuite de proposer une modélisation numérique capable de reproduire les phénomènes observés à ces échelles et de remonter au comportement macroscopique. Des méthodes et des techniques expérimentales de caractérisation ont donc été développées aux différentes échelles pour identifier le comportement macroscopique du matériau cellulaire. Les résultats obtenus à l'échelle macroscopique constituent une base de données indispensable pour l'identification de lois de comportement implémentées dans les dernières versions des codes de calcul éléments-finis. Cet article présente les moyens expérimentaux développés et les résultats des essais obtenus à l'échelle macroscopique.

**Mots clés** : Matériaux cellulaires / mousses / dynamique / roue inertielle / barres d'Hopkinson / compression hydrostatique

**Abstract** – Behaviour of cellular material under dynamic loadings. Part 1: a macroscopic point of view. A multi-scale methodology is proposed for the study of the cellular material behavior under dynamic loading. The behavior of polymeric foams studied depends on the constitutive material and the morphology of the porous structure. The approach proposed for this study consists in developing experimental methods to impose dynamic loadings on these materials in order to measure their macroscopic response (for the identification of model parameters) and to observe and quantify the response of the foam structure. The final objective is a multi-scale modeling taking into account these physical phenomena to reproduce the macroscopic behavior. Methods and experimental techniques were developed to characterize the multi scale behavior of cellular material. Results obtained on polymeric foams at macroscopic scale constituted a database required for the identification of models implemented in the last versions of Finite-Element Software. This article presents the experimental apparatus and the results obtained at the macroscopic scale.

**Key words**: Cellular materials / foams / dynamic loadings / fly wheel / Hopkinson bars / hydrostatic compression

## Préambule

La caractérisation du comportement macroscopique d'un matériau ou d'une structure est une préoccupation typiquement industrielle. Dans le processus d'optimisation à l'impact d'un produit (afin d'améliorer ses performances ou réduire les coûts), l'outil numérique est

de plus en plus utilisé même si les connaissances sur le matériau sous sollicitations dynamiques sont faibles. Pour mener à bien cette étude numérique, les modèles de comportement déjà implémentés dans des codes de calculs éléments-finis doivent être identifiés par des campagnes expérimentales qui sont d'autant plus longues que le modèle numérique est complexe. Pour chaque paramètre ou fonction rhéologique, une variable macroscopique doit être mesurée lors d'un essai, et l'ingéniosité de

<sup>a</sup> Auteur pour correspondance :  
[philippe.viot@lamef.bordeaux.ensam.fr](mailto:philippe.viot@lamef.bordeaux.ensam.fr)

l'expérimentateur revient alors à optimiser le type et le nombre d'expériences nécessaires pour identifier le modèle de comportement.

La voie de recherche développée vise à proposer une modélisation du comportement des matériaux cellulaires sous sollicitations dynamiques en prenant en compte les phénomènes physiques observables aux différentes échelles de la structure de ces matériaux. Deux voies de recherche parallèles sont donc envisagées; une voie classique d'identification de comportement du matériau à l'échelle macroscopique et une seconde voie d'investigation et d'analyse des phénomènes rencontrés aux échelles plus fines du matériau (à l'échelle de la cellule ou à celle du grain poreux lorsqu'il existe). L'approche macroscopique intéresse plus particulièrement les bureaux d'études qui attendent des bases de données matériaux afin d'identifier des lois de comportement implémentées dans des codes éléments-finis. À moyen terme, l'approche micro-macro permettra de proposer des modèles reliant la typologie de la structure de ces matériaux cellulaires à leur comportement macroscopique. Il sera donc possible d'élaborer une mousse, c'est-à-dire choisir un matériau constitutif et définir un procédé d'élaboration, pour obtenir une structure particulière afin d'atteindre des performances macroscopiques attendues. Cet objectif intéresse aussi les industriels pour une meilleure maîtrise des matériaux utilisés dans leurs produits.

Le premier axe de recherche est l'identification d'une loi de comportement macroscopique des matériaux cellulaires en prenant en compte les paramètres tels que la densité de la mousse, la vitesse de déformation imposée, le type de sollicitations et la température (plus anecdotique). L'approche est alors macroscopique et la structure du matériau n'est dans ce cas pas considérée (même si elle n'est pas ignorée pour expliquer des observations et mesures macroscopiques).

S'agissant de l'identification des propriétés mécaniques de ces matériaux cellulaires en fonction de la vitesse de déformation, l'attention a plutôt été portée sur des comportements viscoélastiques/viscoplastiques; la réponse macroscopique du matériau est identifiée sur une large plage de vitesses de déformation en utilisant des machines de traction-compression classiques pour les faibles vitesses de déformation, une barre de Hopkinson viscoélastique (appropriée grâce à sa faible impédance acoustique) pour les grandes vitesses de déformation et une roue inertielle qui a été modifiée afin de réaliser des compressions sur matériaux cellulaires à des vitesses intermédiaires, vitesses qui nous intéressent plus particulièrement puisque ces conditions en vitesse sont rencontrées généralement sur les structures lors de crash. Ces moyens d'investigations ont été exploités pour apprécier les variations de propriétés mécaniques de mousses (tels que des mousses de polyuréthane, de polystyrène ou de polypropylène).

Le comportement de ces matériaux cellulaires dépend aussi du mode de sollicitation et les essais classiques de compressions uni-axiales sont insuffisants pour identifier complètement les lois de comportement. Des moyens

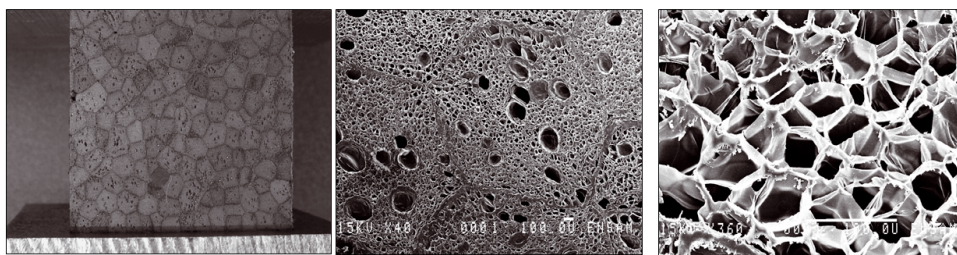
expérimentaux complémentaires ont donc été développés pour reproduire d'autres modes de chargement. Un module de compression hydrostatique a été mis au point, une méthodologie d'essais de traction sur mousse a été proposée. Ces moyens d'essais complémentaires et les résultats associés constituent une première étape dans cet axe de recherche; ils sont présentés dans ce premier article.

Cependant, les modèles macroscopiques envisagés ne permettent pas par nature de décrire les phénomènes locaux observés lors de compression dynamique sur des matériaux cellulaires (flambement des parois dans le cas de mousses polymères, perforations et ruptures de parois, localisation des déformations). Un matériau cellulaire est par définition constitué de porosités ou cellules. De nombreuses recherches ont déjà été menées pour corréler le comportement d'une ou d'un ensemble de cellules à la réponse macroscopique de la mousse [1]. Dans certains cas, lorsque les mousses polymères sont obtenues par expansion de grains poreux ou dans le cas de liège reconstitué, la structure du matériau poreux comprend une échelle supplémentaire. Or, ces matériaux sont largement utilisés comme absorbeurs d'énergie lors d'impact de structure et paradoxalement, peu de résultats scientifiques sont publiés montrant l'influence de ces deux structures imbriquées (la structure de grains agglomérés, eux-mêmes constitués de centaines de cellules microscopiques) sur le comportement macroscopique de la mousse. La stratégie choisie pour l'étude du comportement des matériaux cellulaires aux sollicitations dynamiques propose de développer des techniques expérimentales de caractérisation aux différentes échelles (de la structure du matériau au comportement macroscopique) et de s'appuyer sur les résultats obtenus pour identifier ou proposer des lois de comportement prenant en compte les phénomènes observés aux différentes échelles. C'est donc par une approche expérimentale multi-échelles que l'étude du comportement des matériaux – structures sous sollicitations dynamiques est abordée. Cette orientation multi-échelle constitue le deuxième volet de cette étude et sera présentée dans un deuxième article.

## 1 Introduction

Le comportement des matériaux cellulaires sous sollicitations dynamiques a été étudié sur plusieurs types de mousses. Une étude plus complète a été effectuée sur des mousses polymères industrielles (polypropylène ou polystyrène) constituées d'une première structure de grains agglomérés, ces grains étant formés de cellules fermées microscopiques. Ces mousses sont réalisées par expansion de grains poreux dans un moule sous température. Pendant leur expansion, les grains s'agglomèrent, leurs parois se collent pour former une seconde structure. Le matériau cellulaire obtenu comprend donc deux échelles (Fig. 1).

L'identification par des essais rhéologiques de modèles de comportement associant les tenseurs des contraintes et des déformations nécessite une hypothèse forte sur l'uniformité des contraintes et des déformations sur un VER



**Fig. 1.** Vue d'une mousse de polypropylène à l'échelle du matériau macroscopique (gauche), du grain (centre) et de la cellule (droite).

du matériau cellulaire. Cette identification exclut toute localisation de contrainte ou de déformation (phénomènes que nous avons pu observer aux échelles plus fines). Dans un premier temps, le point de vue macroscopique implique de considérer une moyenne ou une homogénéisation des contraintes et des déformations.

De plus, à l'échelle macroscopique, le VER du matériau cellulaire doit comprendre un nombre suffisant de grains, ses dimensions doivent donc être suffisamment importantes. En revanche, afin de réduire les variations de densité au sein de l'échantillon, le VER doit être relativement petit. Finalement, les corps d'épreuve utilisés en compression ont des dimensions proches de 25 mm, l'échantillon est ainsi constitué de plus de 4000 grains. Des expériences complémentaires sur des échantillons de plusieurs tailles ont validé la taille de ce VER pour une approche macroscopique.

L'étude du comportement des matériaux cellulaires sous sollicitations dynamiques nécessite l'utilisation de moyens d'essais spécifiques pour effectuer des essais sur une large plage de vitesses de déformation :  $\dot{\varepsilon}_z \in [10^{-2} ; 5000] \text{ s}^{-1}$ . Ce travail expérimental d'identification a été effectué sur des machines conventionnelles (machine de traction-compression électromécanique Zwick) et sur des machines d'essais plus originales (roue inertielle et barres de Hopkinson viscoélastiques) qui ont été adaptées – du fait des très faibles impédances mécaniques de ces matériaux.

L'approche expérimentale vise à identifier l'influence de la densité et de la vitesse de déformation sur le comportement de matériaux cellulaires sous différents modes de chargement. De nombreuses études expérimentales ont déjà été menées pour étudier l'effet de la densité sur la réponse du matériau en réalisant des essais de compression uni-axiale sur des échantillons de mousse de densités différentes. Les études concernant le comportement de mousses à des vitesses proches de celles observées lors d'un crash sont moins nombreuses et ces résultats sont d'un intérêt primordial pour les bureaux d'études industriels puisqu'ils permettent de caractériser des modèles implémentés dans des codes de calcul.

De plus lors d'un crash ou d'un impact, la sollicitation ne se réduit pas uniquement à une compression uni-axiale mais est bien plus complexe et la triaxialité des contraintes pendant le chargement dynamique n'est plus à démontrer. Pour cette raison, des modèles de comportement  $\underline{\sigma} = f(\underline{\varepsilon})$  (avec  $\underline{\sigma}$  le tenseur des contraintes et

$\underline{\varepsilon}$  celui des déformations) ont déjà été proposés par plusieurs auteurs. Gibson [2], Zhang [3] ont étudié le comportement de mousses métalliques ou polymères sous chargements multi-axiaux et selon différentes gammes de vitesse de déformation. À partir de ces études, une surface seuil quadratique a été proposée. Gibson et Ashby ont étudié le comportement de mousses de polyuréthane, polyéthylène ou d'aluminium et ont établi des lois de comportement basées sur des résultats expérimentaux à l'échelle macroscopique. De la même manière, Zhang a effectué une campagne d'essais comprenant compression et traction uni-axiales, compression hydrostatique et cisaillement sur des mousses polymères afin de proposer une loi de comportement prenant en compte l'effet vitesse (cette loi a été identifiée pour des faibles vitesses de déformation). Ces modèles ont été étendus aux mousses métalliques (Deshpande et Fleck [4]) ou au bois.

La surface seuil quadratique de ces modèles est représentée par une ellipse (Fig. 2) dans le plan hydrostatique/déviatorique ( $p, q$ ) (avec  $p = \frac{1}{3}\text{tr}(\underline{\sigma})$  et  $q = (\frac{3}{2}\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\sigma}})^{1/2}$  si  $\underline{\underline{\sigma}}$  est le tenseur déviateur des contraintes); la caractérisation de cette ellipse et donc l'identification de modèle de comportement nécessitent donc de déterminer la réponse du matériau cellulaire sous des sollicitations autres qu'une simple compression uni-axiale. D'autres essais peuvent être envisagés; Mills et Gilchrist [5] ont déjà réalisé des essais de cisaillement à grande vitesse sur des mousses de polypropylène. Cependant, afin d'optimiser l'identification de la surface seuil, il est préférable de choisir des sollicitations de nature différente et l'essai de cisaillement est proche d'une compression uni-axiale qui est par nature fortement déviatorique. Il est donc plus judicieux de choisir des essais imposant des sollicitations largement hydrostatiques. Nous présenterons dans cet article le développement d'un moyen expérimental complémentaire de compression hydrostatique.

Les deux parties suivantes présentent les moyens expérimentaux mis en œuvre pour identifier les modèles de comportements envisagés et les résultats obtenus sur des mousses polymères.

## 2 Effet vitesse-dispositifs et résultats

La caractérisation de matériaux cellulaires nécessite des machines classiques de laboratoire telles que des

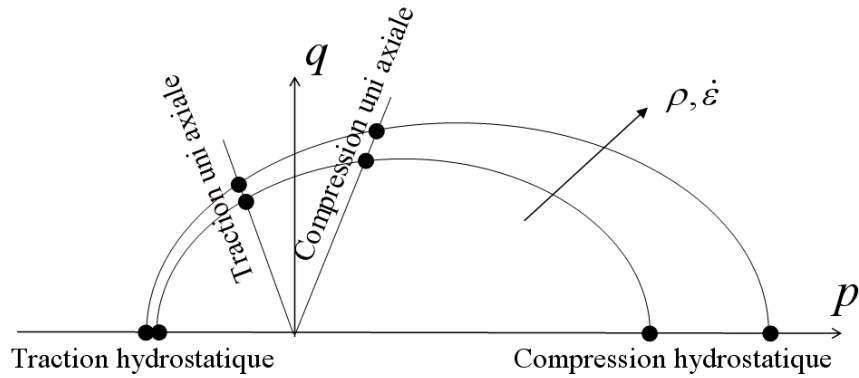


Fig. 2. Surface seuil quadratique représentée par une ellipse dans le plan isostatique/déviatorique  $(p, q)$ .

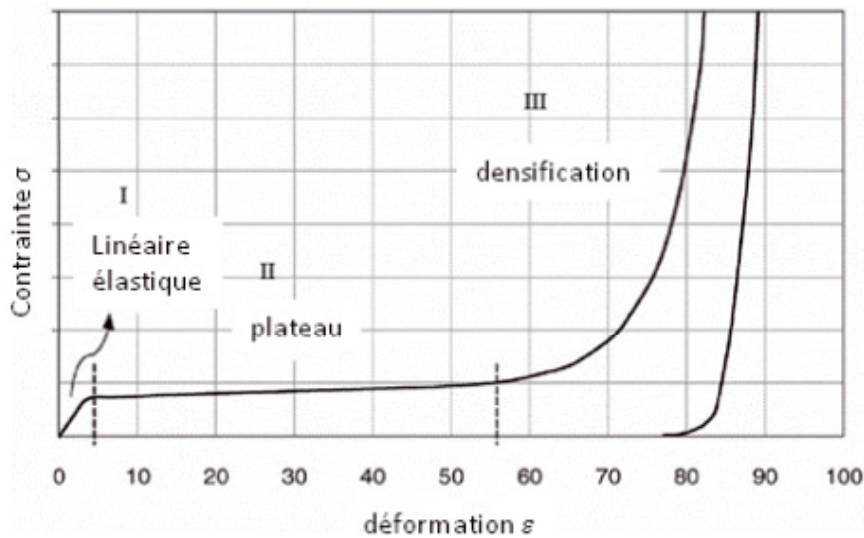


Fig. 3. Réponse usuelle en contrainte-déformation d'un matériau cellulaire.

machines de traction/compression et des moyens d'essais dynamiques tels que les barres de Hopkinson. Ces deux moyens permettent d'obtenir des faibles et des très grandes vitesses de déformation. Il était indispensable de déterminer le comportement de ces matériaux à des vitesses de déformation intermédiaires, pour d'une part, obtenir des informations sur le comportement des matériaux sur une large plage de vitesse de déformations (et non pas sur deux gammes de vitesse) et d'autre part, pour s'approcher des vitesses de déformation qui sont rencontrées dans les problématiques de sécurité de transport. Un moyen d'essai complémentaire « roue inertielle » a donc été modifié.

## 2.1 Compression uni-axiale quasi statique

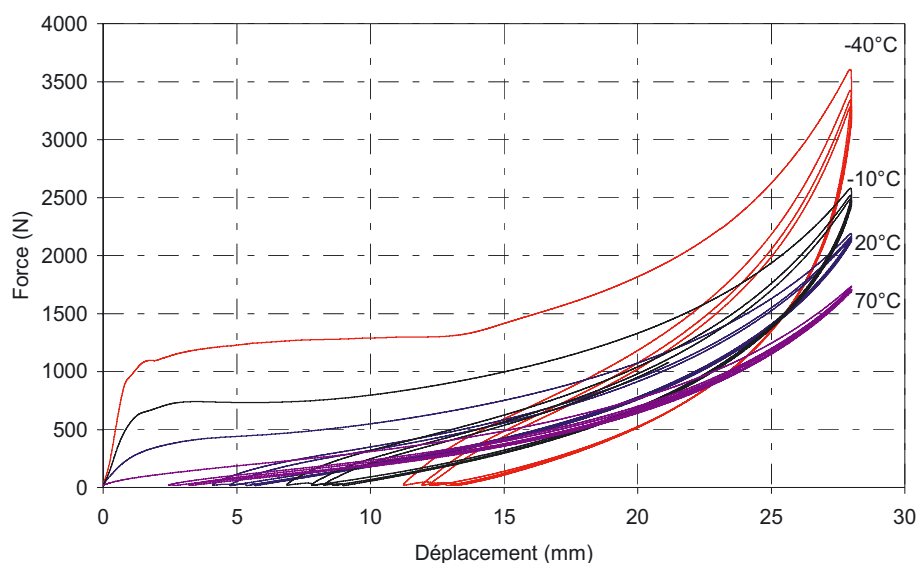
Pour toute identification du comportement de matériaux cellulaires, les premiers essais de caractérisation sont effectués en quasi statique sur une machine électromécanique Zwick Roell 250 d'une capacité de 250 kN, elle est équipée d'un ensemble de capteurs

de force ( $\pm 500$  N,  $\pm 10$  kN et  $\pm 250$  kN), d'un extensomètre sans contact et d'une enceinte thermique ( $-100$ ,  $+250$  °C). Il est bien sûr possible d'ajouter sur cette machine d'autres moyens de mesure tels que des caméras, des extensomètres sans contact...

Cette machine permet d'identifier le comportement à faibles vitesses des matériaux cellulaires; avant de se lancer dans des campagnes d'essais dynamiques, il est utile d'une part de comprendre, visualiser et mesurer la phénoménologie mise en jeu dans des conditions expérimentales plus simples que celles des essais dynamiques (même si tous les phénomènes ne sont pas exacerbés) et d'autre part, d'établir la réponse macroscopique du matériau à faibles vitesses de déformation.

Des essais de compression statique ont déjà été réalisés sur un grand nombre de matériaux cellulaires (mousse, bois, os...) en imposant différents types de cycles de chargement. On retrouve le comportement classique d'une mousse (sous sollicitation de compression) qui comprend une phase élastique – souvent linéaire – suivie d'un plateau en contrainte – dit par abus de langage « plateau plastique » et d'une densification (Fig. 3).



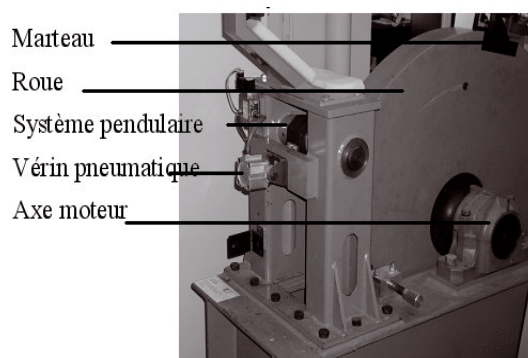


**Fig. 4.** Réponse force-déplacement d'une mousse néopolène à une vitesse de déplacement de traverse imposée de 100 mm.min<sup>-1</sup> et pour différentes températures.

Ce comportement peut être aussi observé sur une large gamme de température; des essais de compression sur des mousses néopolènes (utilisées pour le transport de matières fragiles) effectués sur la plage de température  $[-40; 70^{\circ}]$  révèlent ce comportement en trois phases (Fig. 4). En fonction de la température, les caractéristiques du comportement de la mousse évoluent, que ce soit le module d'élasticité  $E$ , la contrainte  $\sigma_{pl}$  de limite élastique, la pente du plateau  $E_{pl}$  appelé module tangent ou la déformation  $\varepsilon_d$  pour laquelle commence la densification. Ainsi, on assiste par exemple à une diminution de  $E$  et de  $\sigma_{pl}$  avec la température. De plus, le comportement même du matériau change puisque le caractère viscoélastique du comportement du matériau constitutif est exacerbé pour les températures les plus élevées (apparition d'une concavité dans la phase élastique dès la température de 20 °C pour la mousse de néopolène). Il serait pertinent de corréler l'effet de la température sur ces matériaux polymères poreux et celui de la vitesse. La transition vitreuse du matériau peut en effet être atteinte par une augmentation de la température ou de la vitesse de déformation.

## 2.2 Compression à vitesse intermédiaire

Pour les vitesses de déformation intermédiaires (inférieures à 600 s<sup>-1</sup>), les fonctionnalités de la roue développée au LAMFIP ont été accrues [6]. Ce dispositif est constitué d'une roue (diamètre 1 m, masse 617 kg, moment d'inertie 77 kg.m<sup>-2</sup>) munie d'un marteau et mise en rotation de manière asservie par un moteur asynchrone (Fig. 5). Cette machine d'essai a été initialement développée pour effectuer des essais de déchirure de composites puis, moyennant des modifications, de traction dynamique sur des alliages légers [7].



**Fig. 5.** Roue inertielle munie du premier dispositif de compression dynamique.

Le comportement macroscopique de différentes mousses polymères et pour des vitesses de déformation inférieures à 200 s<sup>-1</sup> a pu alors être caractérisé [8]. Deux modules sont accolés à la roue : un palonnier et un module de compression (Fig. 6). Pendant l'essai, lorsque la roue a atteint la vitesse de rotation désirée, le vérin pneumatique intégré dans le palonnier pousse l'enclume contre la roue; elle est alors happée par le marteau, ce qui entraîne la rotation du palonnier autour de la liaison pivot en O. L'extrémité B du palonnier impose le déplacement de la barre fusible BC et celui du piston mobile du module de compression. L'échantillon est ainsi comprimé. L'ajout d'un palonnier dans le dispositif de compression permet de filtrer les ondes de choc et de réduire leurs propagations au niveau de la cellule de compression.

Le déplacement du piston est mesuré par un capteur laser (micro – epsilon optoNCDT LD1607-20, plage de mesure 20 mm) et la force de compression est obtenue par un capteur piézoélectrique Kistler 9011A (fixé sur le plateau supérieur de compression). La contrainte homogénéisée sur l'échantillon peut donc être estimée

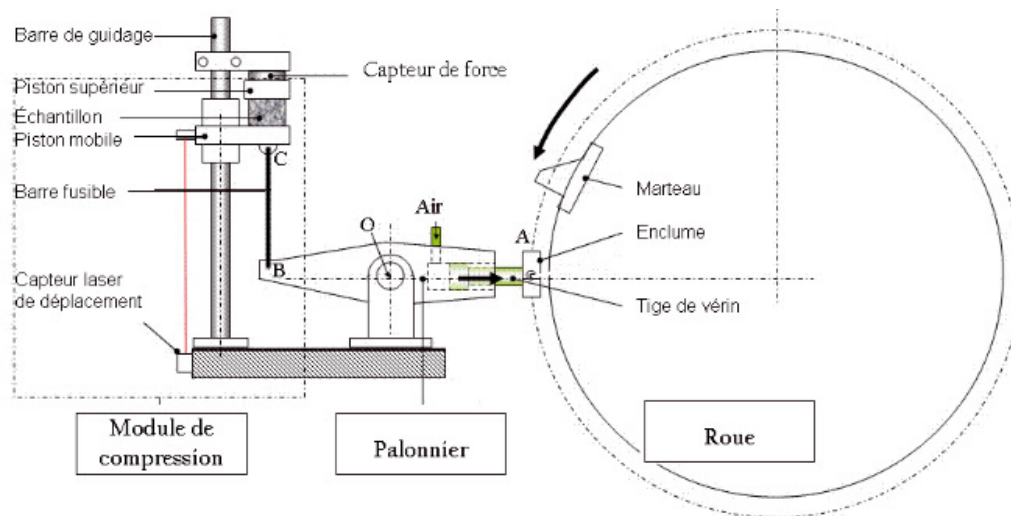


Fig. 6. Schéma de principe du module de compression sur roue inertielle.

à partir de la force (on considère alors que la section de l'échantillon reste constante puisque le coefficient de Poisson pour ces matériaux cellulaires est quasiment nul). La déformation vraie moyenne – ou macroscopique – est calculée à partir du déplacement du piston mobile, les localisations ne sont pas prises en compte dans ce cas.

Lors de l'impact, l'énergie de la roue est particulièrement élevée, la vitesse de déplacement du piston mobile peut donc être considérée constante. En fin d'essai, la barre flambe et la rotation du palonnier se poursuit libérant l'enclume du palonnier du marteau de choc ; les dimensions de la barre sont calculées pour que le flambement apparaisse pour l'effort maximal de compression prédéterminé.

Avec ce nouveau dispositif, la réponse macroscopique en contrainte d'un matériau cellulaire sollicité en compression dynamique peut être identifiée avec une bonne précision pour des vitesses de déformation proches de celles rencontrées dans les applications de sécurité passive. Les résultats non filtrés (Fig. 7) montrent, pour deux mousses de polypropylène (PPE) et de polystyrène (PS) de même densité la réponse force en fonction du temps de ces deux mousses. La compression dynamique peut être filmée par une caméra rapide, il est donc possible de visualiser la déformation de l'échantillon à différents instants (a, b, c,...) de l'essai et de traiter ensuite ces images (Fig. 8).

Enfin s'il est possible de comparer la réponse de plusieurs matériaux cellulaires de même densité, la réponse de chaque matériau peut aussi être identifiée en fonction de la densité et ceci sur une faible plage de densité (Fig. 9). Plusieurs auteurs ont déjà présenté la relation contrainte – déformation d'une mousse sur une large gamme de densités (50, 100, 150... kg.m<sup>-3</sup>), il est plus rare de trouver ces résultats expérimentaux sur une gamme de densités plus fine puisqu'il est plus difficile d'évaluer la variation des paramètres macroscopiques (modules, limite à la rupture) pour de faibles variations de densité ; il l'est encore plus dans le cas de sollicitations dynamiques. Or c'est

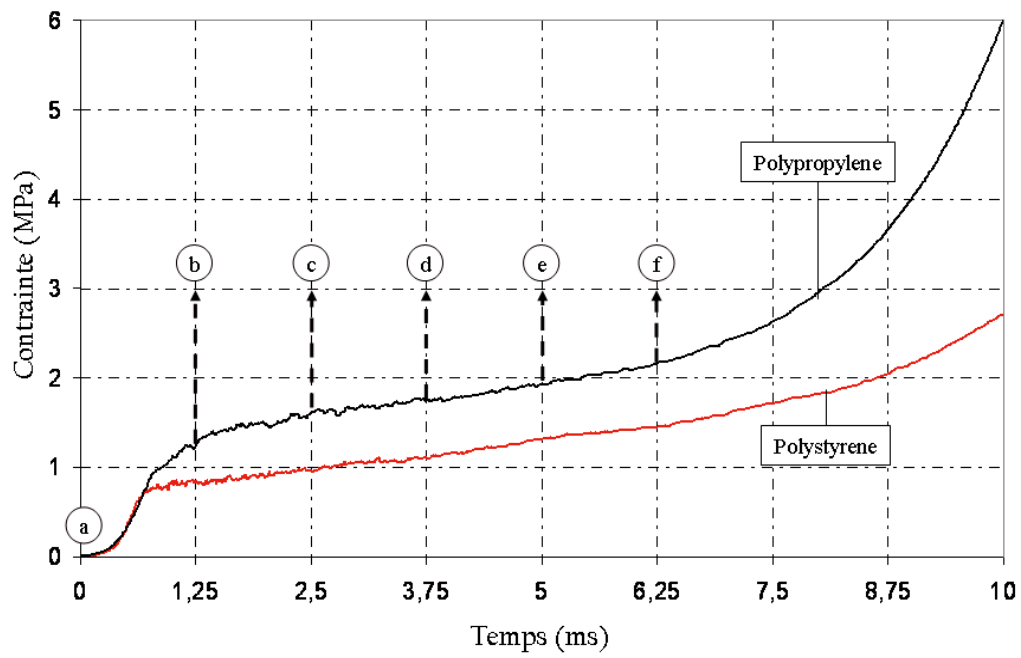
précisément une des problématiques des industriels de choisir la densité qui corresponde au mieux à la structure de protection. Pour les casques d'alpinisme par exemple, la gamme de densités des mousses utilisées est dans l'intervalle [70, 90 kg.m<sup>-3</sup>], pour un casque de motocyclette elle est comprise dans l'intervalle [45, 65 kg.m<sup>-3</sup>], il est donc important que ce moyen d'essai permette d'identifier la réponse du matériau sur une faible variation de densités [8].

Pour faciliter le choix d'un matériau cellulaire et de sa densité en fonction d'une application visée, on peut envisager de raisonner en énergie comme ont pu le faire Di Landro et Mills [9, 10]. Pour une application de sécurité passive, un des objectifs est de dissiper au maximum l'énergie d'impact tout en limitant les efforts (ou les contraintes) générés. Les résultats obtenus sur la roue peuvent être exprimés sous la forme de diagramme énergie-contrainte, l'énergie étant calculée par la relation  $W = \int \sigma(\varepsilon) d\varepsilon$  (Fig. 10).

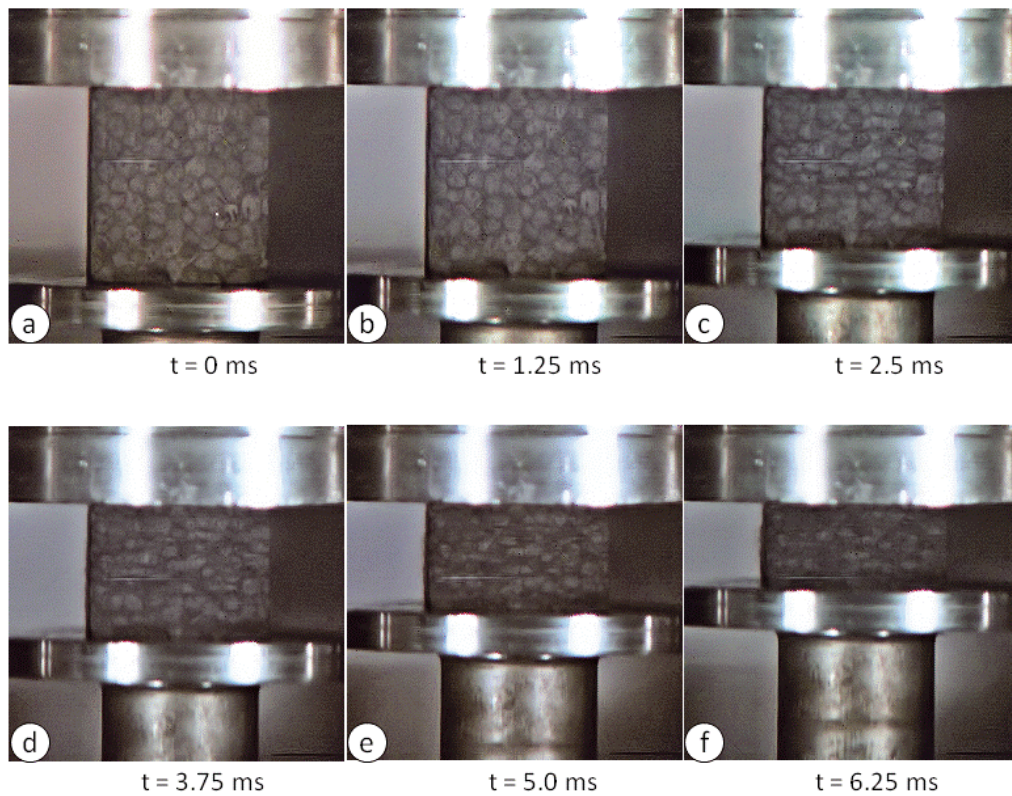
La réponse énergie-contrainte comprend trois phases correspondant au comportement élastique – plateau plastique – densification. Pendant la phase élastique, l'énergie dissipée est négligeable, elle augmente de manière significative pendant le plateau plastique pour une contrainte contenue. Dès le début de la densification, la contrainte augmente alors que le taux d'énergie dissipée devient plus faible, il est donc clair que la transition plateau plastique – densification est un point de fonctionnement en terme de dissipation d'énergie. Ce point de fonctionnement peut être établi sur l'ensemble des matériaux cellulaires envisagés.

### 2.3 Compression à grande vitesse

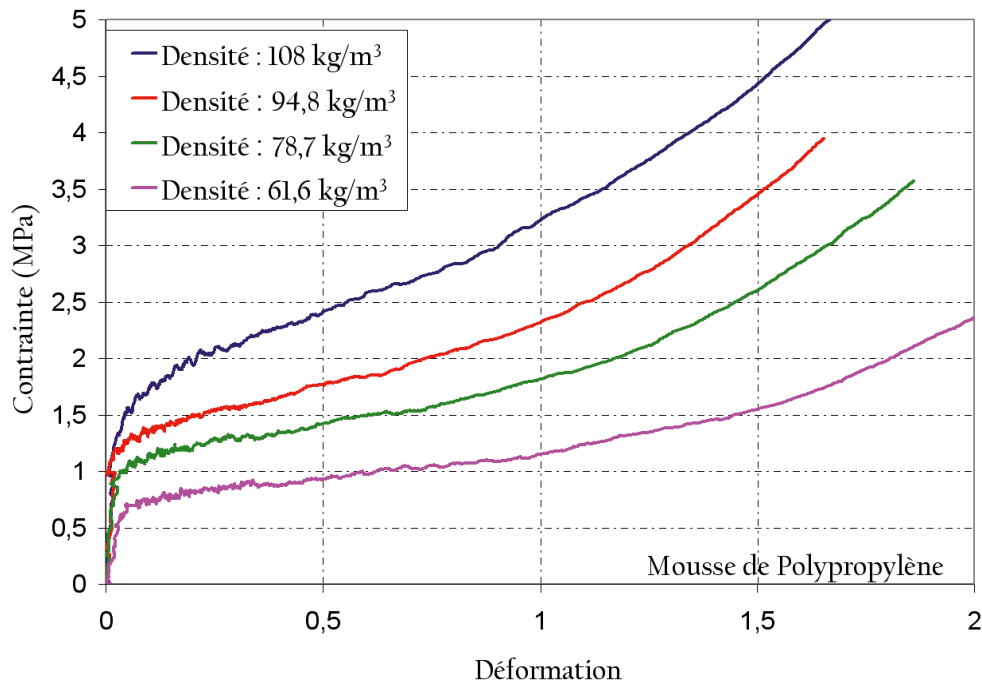
L'identification du comportement de matériaux à de grandes vitesses de déformation est usuellement obtenue par des techniques de barres de Hopkinson (ou de Kolsky). Cette technique, si elle est considérée comme originale par le mécanicien qui se soucie plutôt du comportement



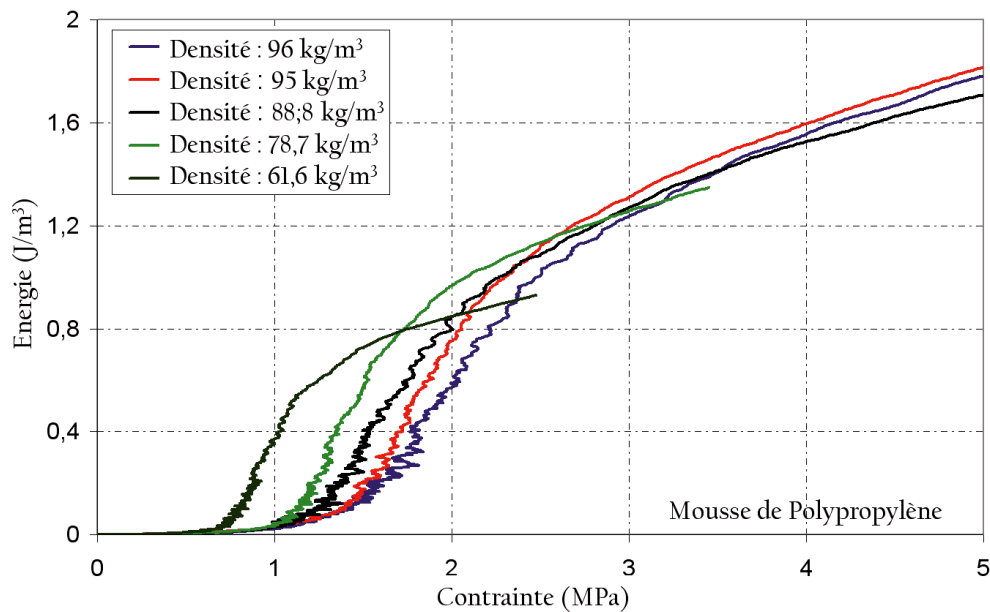
**Fig. 7.** Évolution de la contrainte en fonction du temps pour deux mousses PP et PS de même densité ( $94 \text{ kg.m}^{-3}$ ) sollicitées en compression dynamique  $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ .



**Fig. 8.** Photographies prises par caméra rapide d'une mousse PP de densité  $94 \text{ kg.m}^{-3}$  sollicitées en compression dynamique  $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ .



**Fig. 9.** Réponse contrainte-déformation pour une mousse PP de plusieurs densités sollicitée en compression dynamique  $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ .



**Fig. 10.** Évolution de l'énergie en fonction de la contrainte pour une mousse PPE de plusieurs densités sollicitée en compression dynamique  $\dot{\epsilon} = 100 \text{ s}^{-1}$ .

de matériaux à des vitesses lentes, est en fait une technique bien connue de caractérisation dynamique. Historiquement, les premiers résultats d'essais ont été présentés par Hopkinson en 1914 [11] et c'est en 1949 que Kolsky définit pour la première fois le principe actuel du dispositif SHPB (pour Split Hopkinson Pressure Bar) en utilisant deux barres instrumentées [12].

Depuis, les barres de Hopkinson ont été largement étudiées et utilisées pour évaluer sous sollicitations

dynamiques le comportement de matériaux tels que les matériaux homogènes (métalliques, céramiques et polymères) [13], les matériaux possédant une structure interne tels que les bétons [14] ou les composites [15] et les matériaux cellulaires [16].

Le dispositif classique de barres de Hopkinson comprend un projectile, deux barres entre lesquelles sont placés l'échantillon et éventuellement un piègeur d'onde (Fig. 11). Pendant l'essai, le projectile impacte l'extrémité



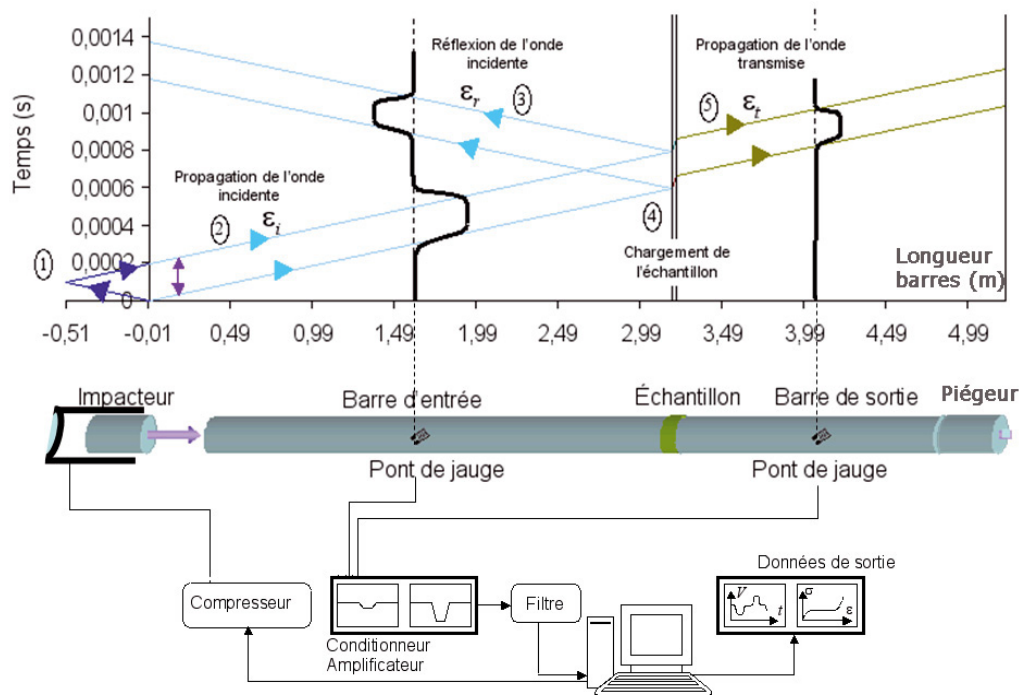


Fig. 11. Schéma de principe des barres de Hopkinson et diagramme de Lagrange.

d'une barre (désignée comme barre d'entrée) et génère ainsi une onde de compression. L'onde incidente  $\varepsilon_i$  guidée le long de cette barre vient rencontrer la deuxième extrémité de la barre d'entrée et donc l'interface avec l'échantillon. Une partie de cette onde est transmise dans l'échantillon et l'autre partie  $\varepsilon_r$  est réfléchie dans la barre d'entrée.

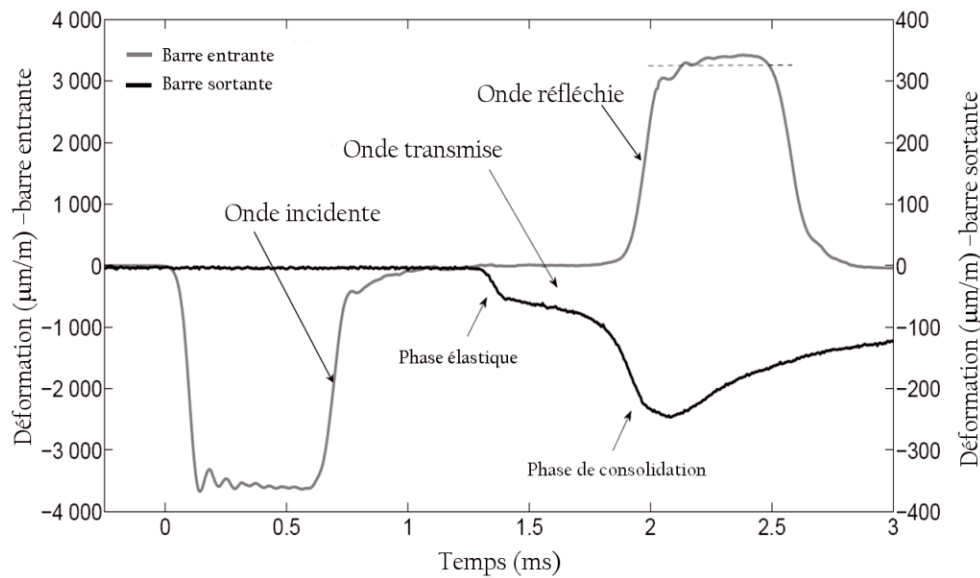
L'onde transmise se propage dans l'échantillon pour rencontrer la deuxième interface échantillon – barre (désignée par barre de sortie). On assiste aussi à cette interface à une séparation de l'onde en une onde transmise (notée  $\varepsilon_t$ ) à la barre de sortie et une onde réfléchie à nouveau dans l'échantillon.

C'est la réverbération répétée de l'onde à l'intérieur de l'échantillon qui génère itérativement le chargement dynamique. La vitesse de sollicitation dépend de la vitesse de propagation de l'onde dans le dispositif. Il est donc possible d'obtenir des vitesses particulièrement élevées. Enfin, si dans la plupart des dispositifs d'impact, tout est fait pour éliminer les ondes de choc dans le moyen expérimental, dans le cas des barres de Hopkinson, l'onde de compression générée par le projectile est au contraire guidée le long des barres pour exercer la sollicitation dynamique. Il faut noter aussi que la mesure des ondes dans les barres d'entrée et de sortie – par le biais de pont de jauge – permet aussi de déterminer la réponse du matériau (Fig. 12). L'onde est donc à la fois le moyen de sollicitation et celui de mesure.

Le principe même des barres de Hopkinson est connu et a fait l'objet de nombreuses publications. On retiendra

en France les travaux de Lataillade [17] et Bacon [18], de Gary et Zhao [19] et de Klepaczko [20] dans ce domaine. Le traitement des informations obtenues par les ponts de jauge sur les barres d'entrée et de sortie permet de mesurer le transport des ondes incidente, réfléchie et émise et donc de caractériser l'essai dynamique en force et en vitesse. La force et la vitesse (dite entrante) sont calculées à l'interface entre la barre d'entrée et l'échantillon. De même, la force et la vitesse (dite sortante) sont calculées à l'interface entre l'échantillon et la barre de sortie. L'échantillon est à l'équilibre lorsque forces entrante et sortante sont égales.

Cependant, dans le cas des matériaux cellulaires de faible rigidité, leur faible impédance acoustique  $Z$  (avec  $Z = \rho C$  et la célérité  $C = \sqrt{E/\rho}$  si  $\rho$  est la masse volumique du matériau et  $E$  son module de Young) empêche l'utilisation de barres métalliques « classiques » pour deux raisons principales. Premièrement, le rapport des impédances entre les barres et le matériau poreux est trop élevé et le temps nécessaire pour obtenir l'équilibre des forces dans l'échantillon est dans ce cas trop grand, l'impédance d'un acier ou d'un aluminium est comprise dans l'intervalle  $[2,3 \times 10^7 ; 4 \times 10^7 \text{ kg.s}^{-1}.\text{m}^{-2}]$ , elle est mille fois plus faible pour une mousse de polypropylène ( $Z = 6 \times 10^4 \text{ kg.s}^{-1}.\text{m}^{-2}$ ). Il n'est donc pas possible d'obtenir une contrainte uniforme dans le matériau, condition nécessaire pour estimer son comportement. Deuxièmement, l'impédance du matériau cellulaire étant faible devant celle de barres métalliques classiques, la mesure en déformation  $\varepsilon_t$  du deuxième pont de jauge est



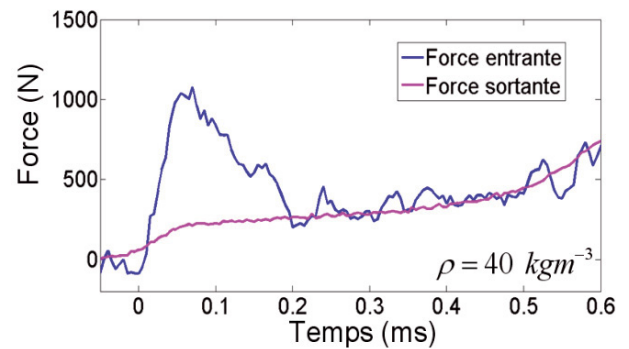
**Fig. 12.** Mesure des déformations par les deux ponts de jauges installés sur les barres (viscoélastiques) d'entrée et de sortie.

faible. Le rapport signal  $\varepsilon_t$ /bruit de mesure n'est pas suffisant pour quantifier avec précision la force sortante. En conséquence, l'impédance des barres doit être adaptée à celle du matériau testé.

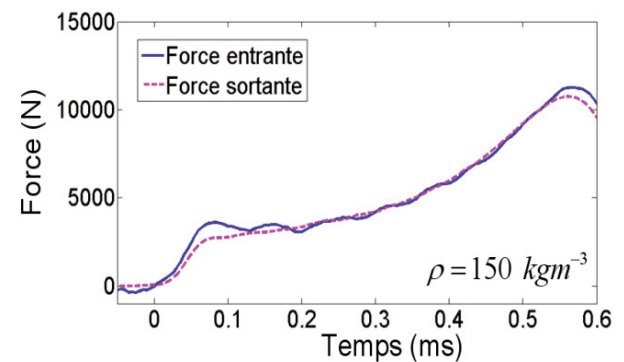
Des barres de Hopkinson viscoélastiques, d'impédance acoustique plus faible, ont donc été conçues pour identifier plus particulièrement le comportement des matériaux cellulaires de faible impédance. Le comportement du matériau de ces barres étant viscoélastique, la propagation des ondes dans ces barres est acoustiquement dispersive et la prise en compte de leur dispersion et atténuation est indispensable pour déterminer précisément les caractéristiques en force et en déformation de l'essai de compression. La propagation des ondes dans ces barres viscoélastiques est déterminée par un traitement numérique proposée par Bacon [18, 21, 22].

### Résultats et discussion

Des premiers essais effectués sur ces nouvelles barres au LAMEFIP et sur un dispositif équivalent au LMT, ENS de Cachan (collaboration Han Zhao) ont permis de valider le dispositif. L'identification du comportement des matériaux cellulaires de cette étude a été réalisée en compression uni-axiale à des vitesses de déformation de l'ordre de  $2500 \text{ s}^{-1}$ . Les résultats de cette étude montrent les limites du moyen expérimental barres de Hopkinson pour caractériser les matériaux cellulaires de faibles densités. En effet, l'identification directe du comportement du matériau en compression ne peut être valide que si les forces (entrante et sortante) appliquées sur les deux faces de l'échantillon sont identiques. On observe encore avec des barres de Hopkinson de faible impédance des écarts significatifs entre les forces entrante et sortante pour les faibles densités de mousse polymère (Fig. 13). Ces écarts s'atténuent pour des densités plus importantes (Fig. 14)



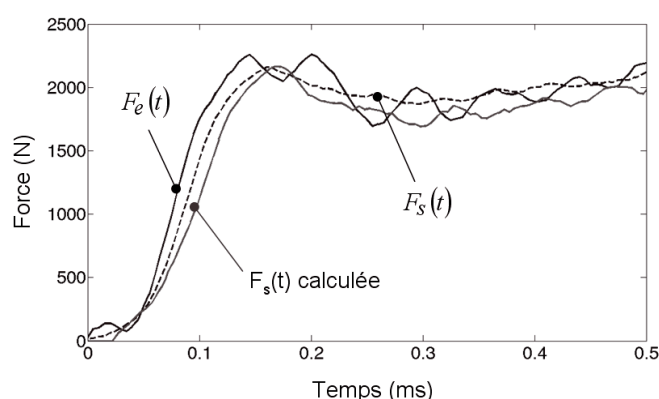
**Fig. 13.** Évolution de la contrainte en fonction du temps pour une mousse de polypropylène expansé de faible densité.



**Fig. 14.** Évolution de la contrainte en fonction du temps pour une mousse de polypropylène expansé de densité élevée.

et sont négligeables pour des matériaux plus rigides tels que les mousses d'aluminium.

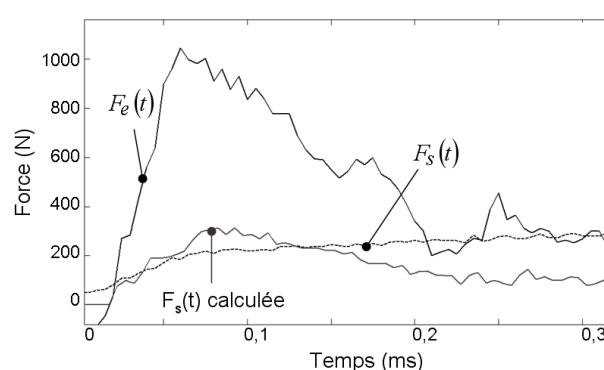
Une méthodologie d'identification inverse a été reprise des travaux de Zhao et Gary [19] pour permettre l'identification du comportement de matériaux cellulaires et ceci malgré le non équilibre de l'échantillon en début de



**Fig. 15.** Évolution de la contrainte en fonction du temps pour une mousse d'aluminium.

sollicitation. Cette méthode d'identification suppose un modèle de comportement homogénéisé du matériau cellulaire et décrit la propagation des ondes à l'intérieur de l'échantillon à partir de ce comportement homogénéisé. L'identification des fonctions rhéologiques du modèle revient à recaler les résultats numériques aux données expérimentales ; à partir de la force et de la vitesse particulière entrante mesurée pendant l'essai dynamique, la force et la vitesse sortante sont calculées et comparées à celles obtenues expérimentalement. Les jeux de paramètres du modèle sont obtenus après minimisation des différences entre les simulations et données des expériences. Le modèle Sokolowski-Malvern a été choisi pour représenter la réponse macroscopique de type élasto-visco-plastique du matériau cellulaire. Un algorithme d'optimisation a été développé sur le code de calcul ZeBulon pour obtenir les fonctions rhéologiques du modèle supposé de comportement sur plusieurs types de matériaux cellulaires. Cette méthodologie permet d'identifier au mieux le comportement du matériau malgré des différences notables mesurées entre les forces entrante et sortante. Les performances de la méthode peuvent être discutées en comparant les forces sortantes calculées et expérimentales. Pour les matériaux cellulaires de rigidité élevée (Fig. 15), les écarts entre le calcul et les résultats expérimentaux sont faibles ; le comportement du matériau est relativement bien identifié. En revanche, cette méthode ne permet pas d'extraire les fonctions rhéologiques du comportement de mousses de faibles densités avec une bonne précision ; la figure 14 montre que les écarts entre les forces sortantes calculées et obtenues expérimentalement restent encore significatifs.

De plus, cette méthode n'est valable que si le comportement de l'échantillon est homogène. Or, il a été constaté de fortes localisations de la déformation sur les mousses polymères lors de compression (quasi statique ou dynamique). Cette méthode d'identification inverse couplée au moyen expérimental de barres de Hopkinson doit donc encore être revue pour prendre en compte les phénomènes physiques observés localement.



**Fig. 16.** Évolution de la contrainte en fonction du temps pour une mousse de polypropylène expansé de faible densité.

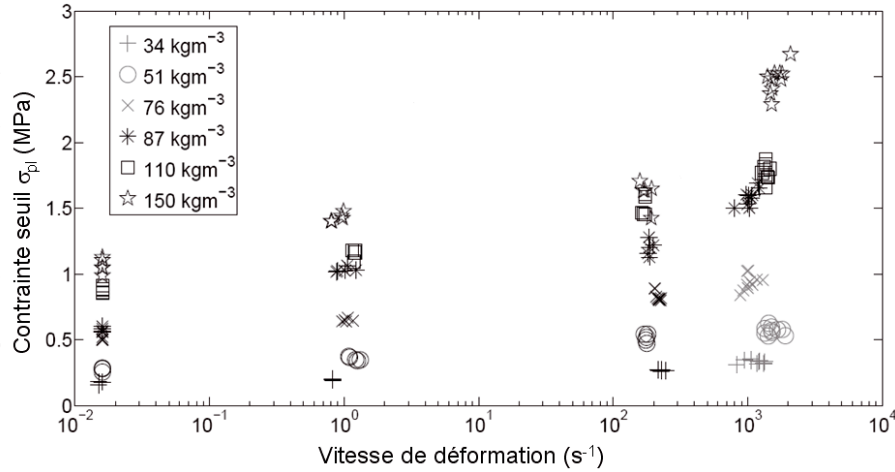
## 2.4 Synthèse des résultats expérimentaux concernant l'effet vitesse

Les caractéristiques des matériaux cellulaires ont été identifiées en fonction de leur densité et de la vitesse de déformation imposée sur les trois moyens d'essais présentés dans les paragraphes précédents. À titre d'exemple, les figures 17 et 18 montrent l'évolution de la contrainte de limite élastique  $\sigma_{pl}$  et du module tangent  $E_{pl}$  pour une mousse de polypropylène de différentes densités.

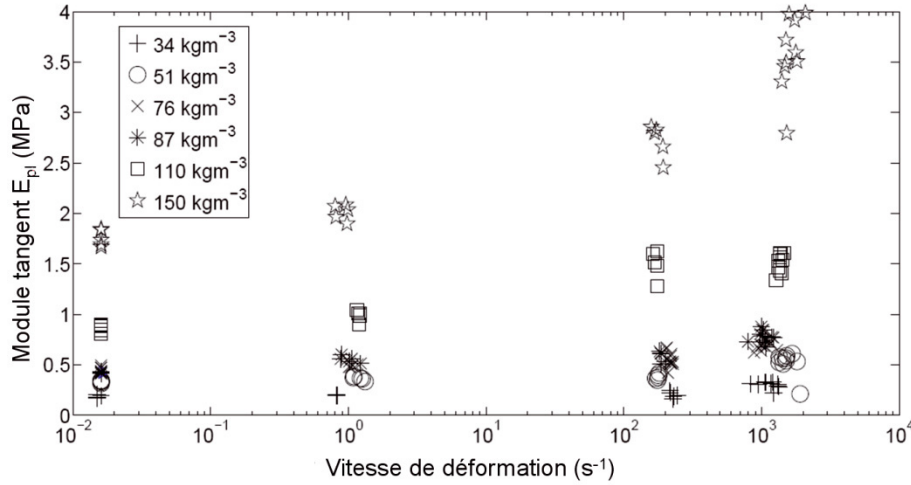
Ces résultats sont représentatifs du comportement macroscopique d'une mousse polymère et peuvent être expliqués par une analyse du comportement de la microstructure. Classiquement, à vitesse de déformation constante, la contrainte seuil  $\sigma_{pl}$  est plus importante pour les densités élevées ; à volume égal, la quantité de matière est plus grande (les parois des cellules ou celle des grains sont plus épaisses ou le nombre de parois est plus élevé) et la structure de la mousse est donc plus résistante. L'effet de la vitesse sur la contrainte est aussi prononcé à densité élevée. Ce résultat est attribué aux effets inertiels des parois plus épaisses de la structure. Les mêmes observations peuvent être faites sur les variations de module tangent en fonction de la vitesse de déformation et de la densité ; le module tangent est une fonction croissante de la densité – à vitesse de déformation imposée –, et pour chaque densité, une augmentation du module est aussi constatée en fonction de la densité. Si l'inertie des parois des cellules peut être envisagée, l'influence du gaz comprimé à l'intérieur des cellules doit aussi être considérée (voir discussion).

## 3 Effet du type de sollicitation

L'identification de modèle de comportement (tel que le modèle « Crushable Foam » implémenté dans le code éléments-finis ABAQUS) nécessite de déterminer la réponse du matériau cellulaire sous des sollicitations autres qu'une simple compression uni-axiale. Afin d'optimiser l'identification de l'ellipse représentative de la surface de charge de ces modèles dans le plan  $(p, q)$ , des chargements fortement hydrostatiques doivent être effectués



**Fig. 17.** Évolution de la contrainte seuil en fonction de la vitesse de déformation pour une mousse PP de différentes densités.



**Fig. 18.** Évolution du module tangent  $E_{pl}$  en fonction de la vitesse de déformation pour une mousse PP de différentes densités.

sur ces matériaux pour compléter les résultats de compression uni-axiale (fortement déviatorique).

La compression hydrostatique est un essai rhéologique classique en compression de poudres ou en mécanique des sols, elle est très peu utilisée en mécanique des matériaux cellulaires et encore moins lorsqu'il faut imposer des vitesses de déformation élevées. Deshpande [23] a développé un dispositif de compression hydrostatique pour étudier les mousses métalliques sous sollicitation quasi statique et Zhang [3] a effectué ce type de sollicitation pour des vitesses de déformation volumétrique inférieures à  $10 \text{ s}^{-1}$ . Peu de résultats de compression hydrostatique sont publiés dans le domaine de la dynamique. Un nouveau moyen expérimental a donc été développé pour imposer des compressions hydrostatiques sur des matériaux cellulaires à des vitesses de l'ordre de grandeurs de celles obtenues en compression uni axiale. L'objectif final est en effet de décrire la surface de charge en fonction de la vitesse de déformation imposée.

Un troisième essai de caractérisation est indispensable pour identifier la surface de charge. La sollicitation de

traction hydrostatique semble impossible. La sollicitation de traction uni-axiale a donc été choisie pour compléter la base de données expérimentales.

### 3.1 Compression hydrostatique

Le nouveau moyen expérimental permet d'effectuer des compressions hydrostatiques sur des matériaux cellulaires de densité élevée, à des vitesses de déformation volumétrique significatives tout en visualisant la déformation de l'échantillon par des techniques de cinématographie rapide. Ces mesures seront indispensables par la suite pour une description phénoménologique du comportement. Un module de compression hydrostatique a donc été conçu pour effectuer ce type de sollicitation (Fig. 19).

Le module de compression hydrostatique est une enceinte métallique remplie de liquide et comprenant quatre fenêtres (en quartz de 10 mm d'épaisseur) et un piston. Avant l'essai, l'échantillon est protégé par un film silicone (pour éviter la pénétration du liquide dans la porosité de



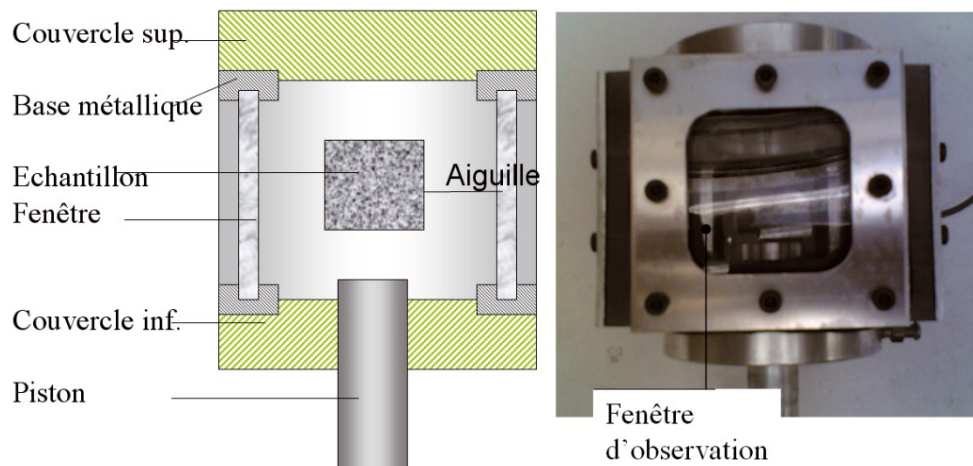


Fig. 19. Schéma de principe et photographie de l'enceinte hydrostatique de première génération.

la mousse), il est ensuite mis en place et maintenu dans l'enceinte par une aiguille support. Pendant l'essai, le piston pénètre dans la chambre et génère donc une variation de volume qui est imposée principalement à l'échantillon (la cellule se déforme aussi de manière élastique). Ce module de compression hydrostatique peut être installé sur les machines de l'étude (machine d'essai Zwick et roue inertielle) afin d'étudier le comportement du matériau sur une plage étendue de vitesses de déformation volumique.

Des moyens de mesure spécifiques ont été développés pour mesurer la pression  $P$  imposée par l'échantillon en fonction de sa déformation volumique. La mesure de la pression  $P$  est relativement aisée avec un capteur de pression piézoélectrique (Fig. 21).

La mesure de la déformation volumique du matériau peut être obtenue à partir du déplacement du piston de compression mais le résultat peut être erroné si on ne prend pas en compte la déformation de la structure de la chambre sous pression, la compressibilité du fluide, la présence de micro bulles. Ce calcul peut être appliqué pour les grandes déformations puisque ces erreurs sont alors négligeables.

Ces mesures ont donc été complétées par un traitement numérique des films enregistrés par caméra rapide afin d'obtenir avec une meilleure précision la déformation volumique en début de compression. La déformation de l'échantillon est filmée à une vitesse de 50 images par seconde pour les essais en quasi statique et de 10 000 images par seconde pour les essais sur roue (Fig. 20). Dans tous les cas, la résolution est de  $512 \times 512$  pixels.

Par analyse d'images, le diamètre et la hauteur de l'échantillon sont déterminés en fonction du temps ; chaque image initialement en niveau de gris est « binarisée » (elle est alors codée en noir et blanc) pour extraire l'échantillon sombre du fond de l'image plus clair. Les propriétés géométriques (en pixel) de cette tâche noire, correspondant à la projection de l'échantillon, permettent de déterminer son diamètre et sa hauteur (en mm). Un algorithme a été développé pour analyser ces informations sur l'ensemble des images obtenues pendant la compression. Cependant, le calcul de la déformation volumique de

l'échantillon à partir des résultats extraits des vidéos n'est valide que si les hypothèses suivantes sont respectées.

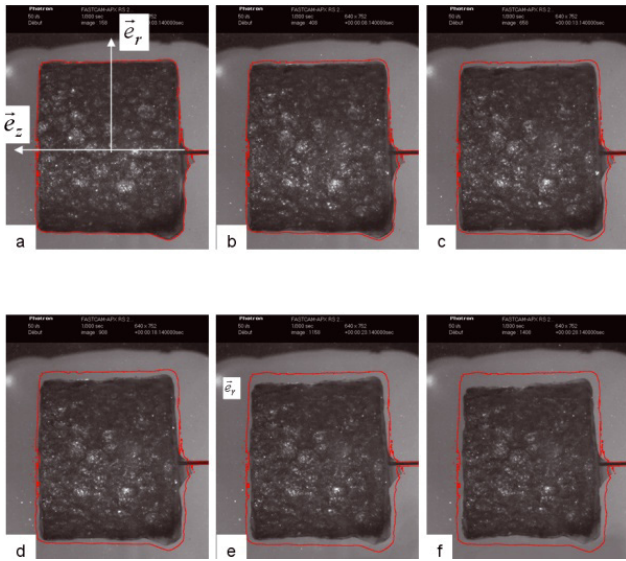
La vue de l'échantillon permet d'obtenir le diamètre et la hauteur en vraie grandeur. La déformation est axi-symétrique, cette condition impose que la variation de diamètre est indépendante de l'angle de prise de vue et ceci quelle que soit la section considérée.

Cette technique ne peut donc être utilisée que pour les faibles déformations volumiques de l'échantillon et pour identifier en particulier la réponse élastique non linéaire du matériau cellulaire sous compression hydrostatique (cette réponse spécifique à ce mode de compression est probablement due à l'air comprimé dans les cellules). Elle fournit donc un résultat complémentaire à la détermination classique de la déformation volumique  $\varepsilon_v$  par déplacement du piston. Pour un même essai, la réponse macroscopique de l'échantillon de matériau cellulaire sous compression hydrostatique est identifiée (uniquement pour les faibles déformations volumiques) en s'appuyant sur la méthode de traitement d'images (Fig. 23) et, puisque les hypothèses requises pour ce traitement d'images ne sont plus conservées aux grandes déformations,  $\varepsilon_v$  est calculée classiquement par le déplacement du piston pour les déformations supérieures à 0,2 (Fig. 22).

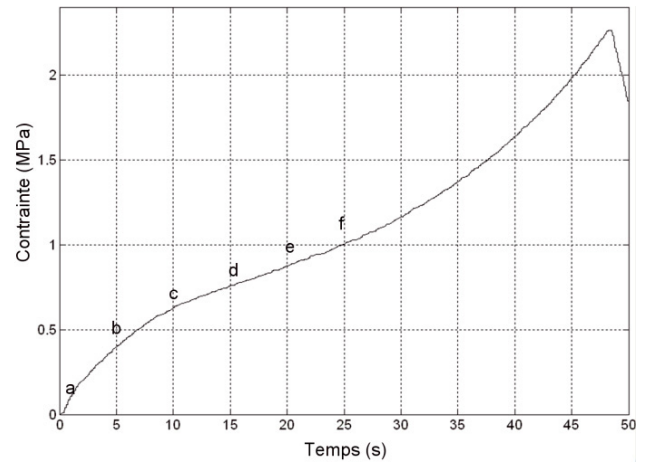
Des campagnes expérimentales de compression hydrostatique ont été réalisées pour des mousses de polypropylène et ont permis d'établir les caractéristiques des lois de comportement macroscopiques telles que le module de compressibilité initial (correspondant à la pente de la réponse contrainte – déformation, Fig. 24), la contrainte seuil (Fig. 25) identifiée comme le paramètre  $P_c$  dans le modèle Crushable Foam implémenté dans ABAQUS et le module tangent du plateau en contrainte.

### 3.2 Sollicitations de traction

La sollicitation de traction sur matériaux cellulaires peut être considérée comme le troisième essai rhéologique nécessaire pour l'identification des lois de comportement

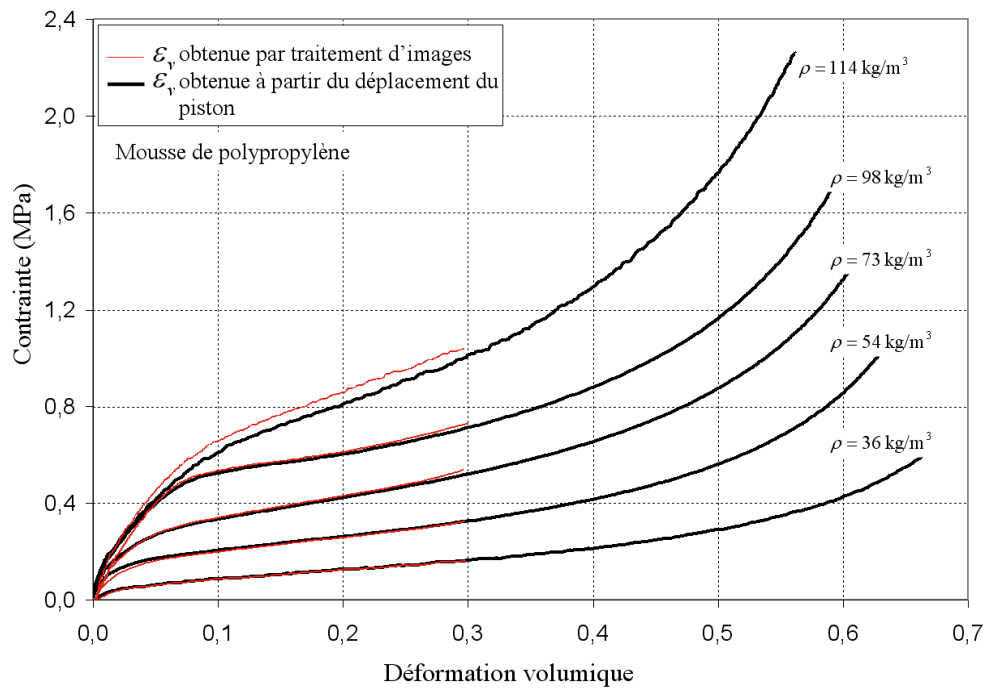


**Fig. 20.** Photographies extraites du film de la compression ; L'intervalle de temps entre deux images est de 5 s.

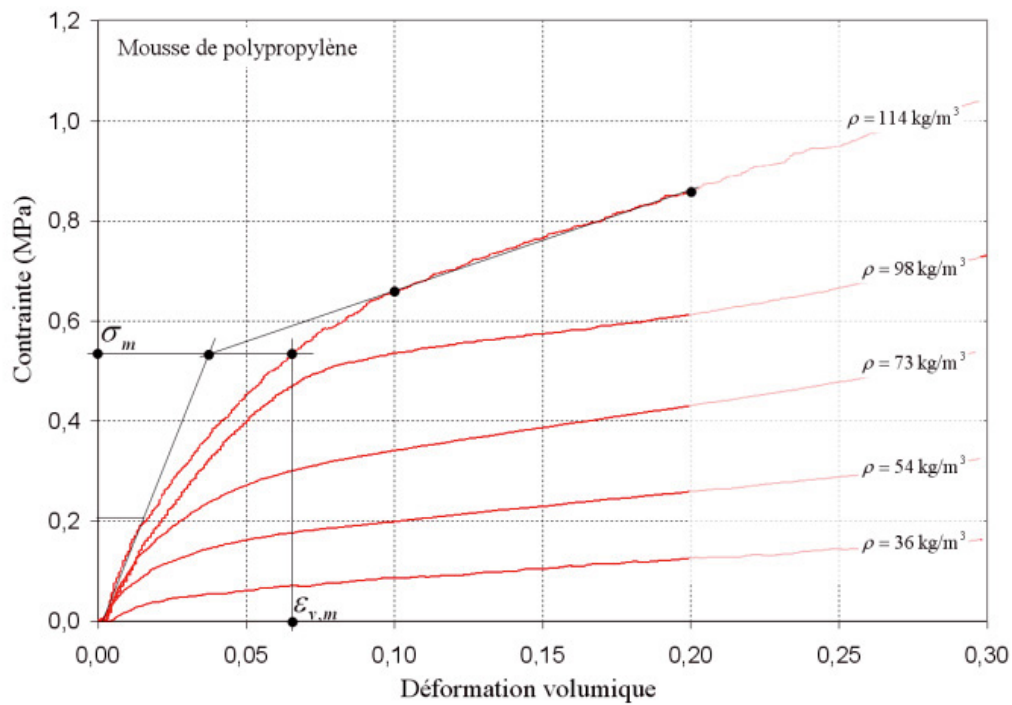


**Fig. 21.** Variation de la contrainte en fonction du temps. Les repères sur la courbe (a, b, c, ...) précisent les instants de prise de vue des photographies figure 20.

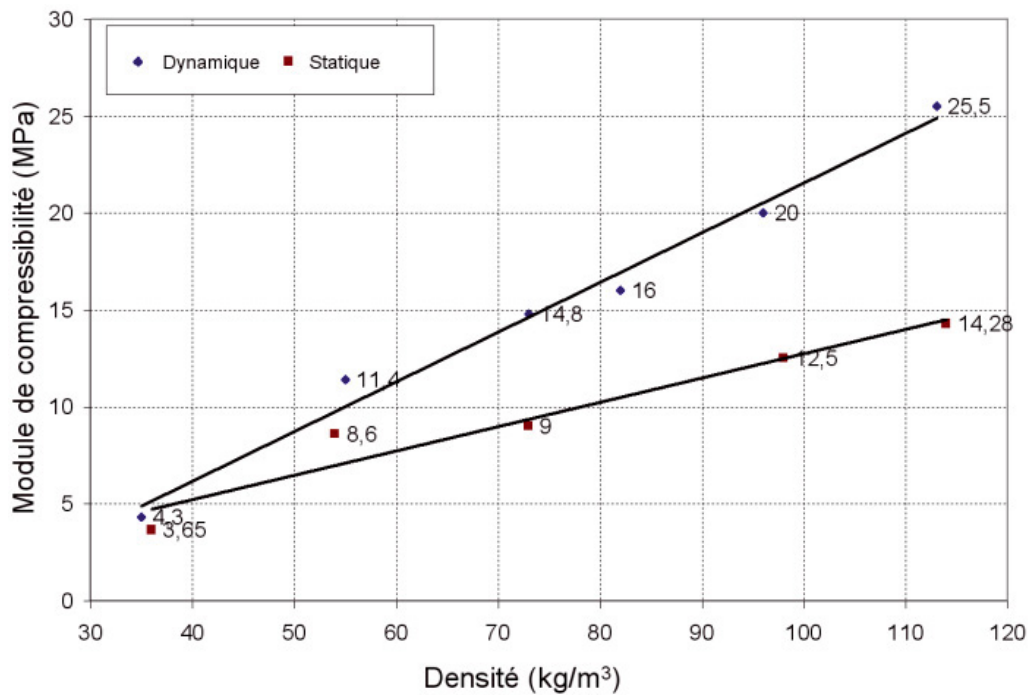
Résultats d'une compression hydrostatique d'une mousse PP de densité  $114 \text{ kg.m}^{-3}$  à la vitesse de déformation volumique  $\dot{\epsilon}_v = 1,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .



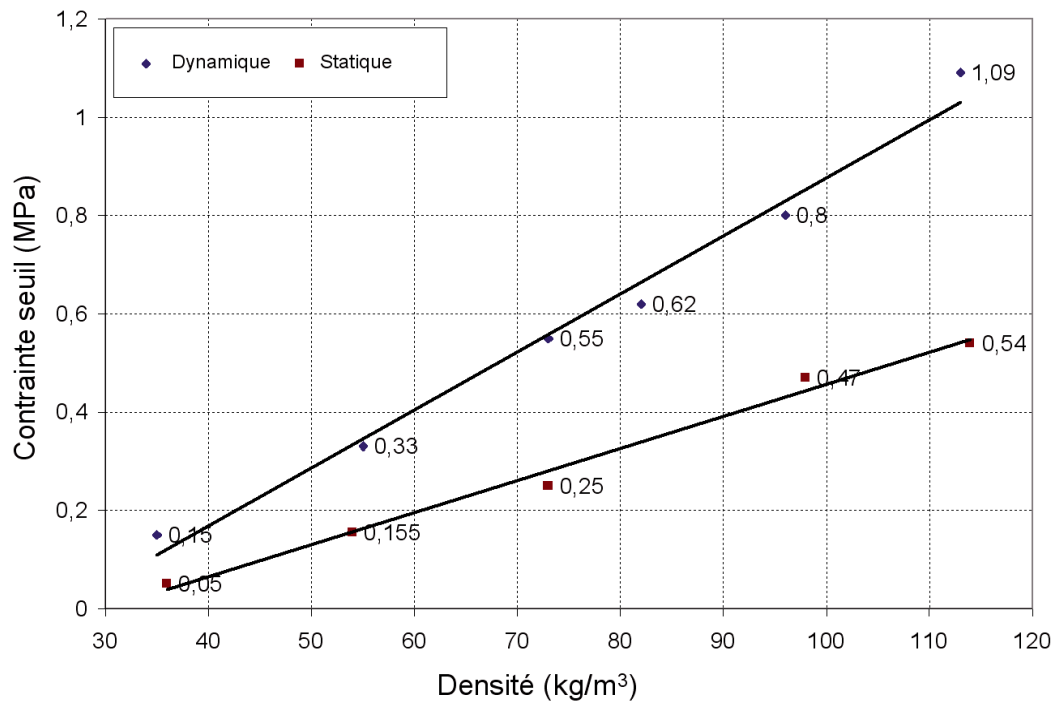
**Fig. 22.** Courbes contrainte-déformation volumique pour un ensemble de mousses PP de différentes densités sollicitées en compression hydrostatique avec  $\dot{\epsilon}_v = 1,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . La déformation volumique est calculée à partir du déplacement du piston et avec l'algorithme de traitement des images.



**Fig. 23.** Résultats contrainte-déformation volumique des mêmes essais (voir Fig. 22) mais en calculant la déformation volumique à l'aide de l'algorithme de traitement des images des compressions.



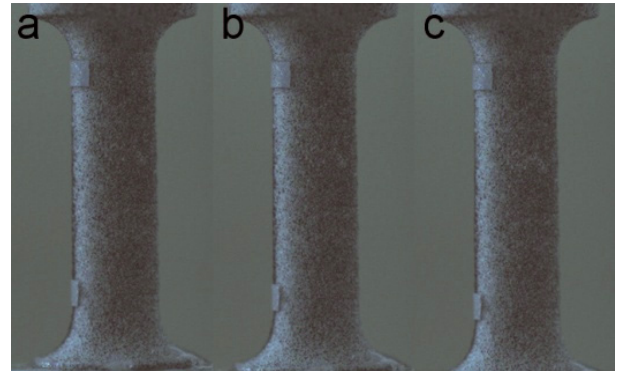
**Fig. 24.** Variation du module de compressibilité d'une mousse PP en fonction de sa densité et pour deux vitesses de déformation volumique; en quasi statique  $\dot{\epsilon}_v = 1,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et en dynamique  $\dot{\epsilon}_v = 50 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .



**Fig. 25.** Variation de la contrainte seuil d'une mousse PP en fonction de sa densité et pour deux vitesses de déformation volumique; en quasi statique  $\dot{\epsilon}_v = 1,6 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et en dynamique  $\dot{\epsilon}_v = 50 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ .

envisagées. Des premiers essais de traction quasi statique ont été réalisés sur des mousses de polypropylène, de polyuréthane et de liège avec la machine de traction électromécanique Zwick équipée de mors spéciaux (les éprouvettes sont collées in situ dans les mors). Si ce type d'essais est usuel pour des matériaux métalliques, il est plus délicat à réaliser dans le cas de matériaux cellulaires; les éprouvettes sont usinées ou découpées au jet d'eau dans un bloc de mousse et l'instrumentation du corps d'éprouve n'est pas aisée. Des moyens de mesure de déformation sans contact sont indispensables; un extensomètre laser mesure la longueur utile d'éprouvette définie par la position de deux pastilles réfléchissantes (Fig. 26) et la technique de corrélation est appliquée sur les images extraites des vidéos de l'essai (un mouchetis est déposé à la surface de l'échantillon). Le dépouillement des films obtenus par cette technique a pu montrer que le champ de déformations sur l'éprouvette est uniforme pendant l'essai de traction et ceci jusqu'à l'initiation de la rupture. La mesure de l'effort est obtenue via un capteur de force de faible capacité.

Les comportements macroscopiques sont de type élasto-plastique ou élasto-visco-plastique (en fonction de la nature du matériau constitutif) et sont bien différents de ceux observés en compression. Il n'y a pas de plateau plastique ni de densification et la déformation à rupture est faible pour certains matériaux cellulaires tels que les mousses PU (Fig. 27). La description de ces résultats ne peut se faire que par une approche micromécanique. La sollicitation de traction uni-axiale génère à l'échelle de la structure d'autres mécanismes de déformation que ceux observés pendant une compression uni-axiale. Pendant la

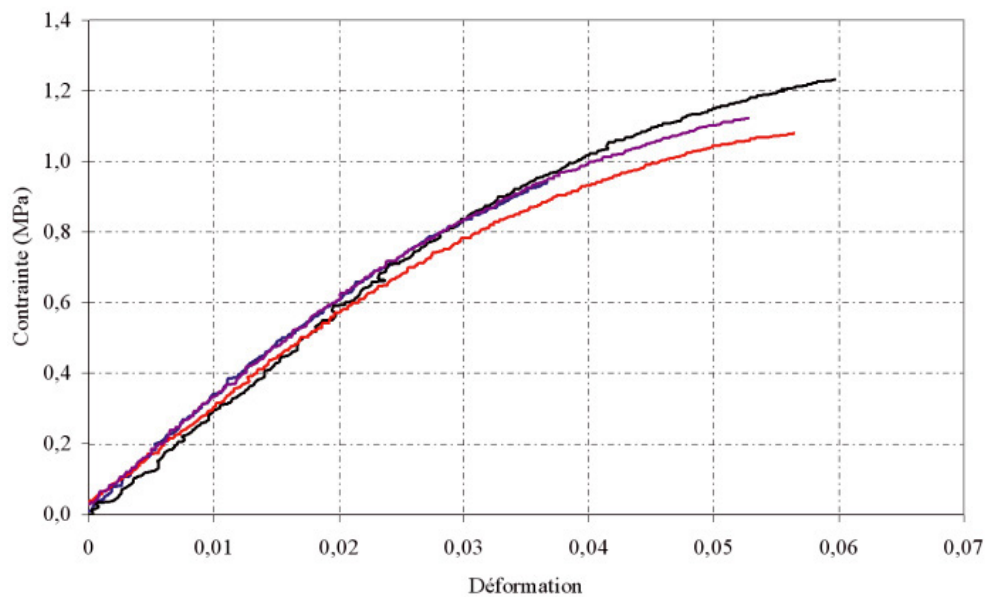


**Fig. 26.** Photographies prises lors d'un essai de traction ((a)  $\epsilon = 0$ , (b)  $\epsilon = 0,02$ , (c)  $\epsilon = 0,045$ ). Ces images montrent la position des cibles pour l'extensomètre laser et le mouchetis déposé sur l'éprouvette.

phase élastique, les parois des cellules orientées dans le sens de la sollicitation se tendent progressivement, elles se déforment de manière irréversible dans la phase plastique (en compression, il apparaît du flambement). Enfin, l'essai se termine par une déchirure des parois des cellules et donc par la rupture de l'éprouvette (et non pas la densification des cellules).

La mise en œuvre d'essais de traction sur matériau cellulaire est relativement récente au laboratoire; les efforts se sont en effet concentrés sur des sollicitations de compression puisque les structures réelles utilisées en tant que protection subissent principalement ce mode de sollicitation. Cependant, en fonction des situations





**Fig. 27.** Réponse contrainte déformation d'une mousse PU de densité  $90 \text{ kg.m}^{-3}$  sous traction quasi statique (vitesse de déplacement de la traverse  $10 \text{ mm.min}^{-1}$ ).

(indentation, flexion,...), les charges statiques ou dynamiques peuvent générer localement de fortes contraintes de tension, il est donc indispensable d'étendre l'identification expérimentale des matériaux cellulaires aux modes de tension dynamique. Un dispositif de traction dynamique est en cours de développement pour obtenir en tension des vitesses de déformation proches de celles obtenues en compression sur roue inertielle.

#### 4 Discussion : de l'observation des dégradations à l'échelle macroscopique

Les moyens de mesure « classiques » ont été complétés par d'autres moyens d'observation pour estimer qualitativement le comportement du matériau à l'échelle locale. Deux caméras rapides ont été utilisées pour enregistrer en dynamique les phénomènes observables à la surface de l'échantillon. Des techniques d'expertise ont été aussi utilisées pour que ces observations qualitatives fournissent des informations quantifiées.

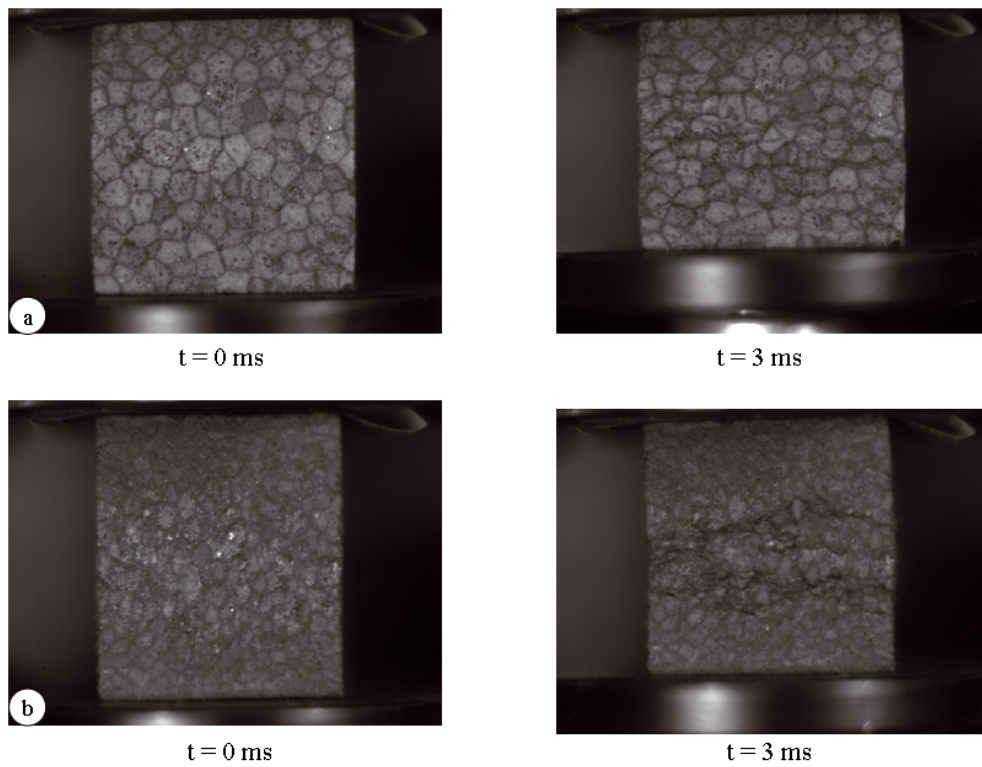
Les images extraites des vidéos de compression dynamique de mousses polymères ont révélé des phénomènes de localisation à la surface de l'échantillon (Fig. 28). Pendant les compressions de mousse de polypropylène et de polystyrène, des strates où les déformations sont accentuées apparaissent dans le matériau. Ces localisations se propagent généralement sur une strate principale qui s'étend perpendiculairement à la direction de chargement. La dégradation semble localisée dans une section particulière de l'échantillon alors que le reste de l'échantillon ne semble pas visuellement déformé.

Ce phénomène local de dégradation n'apparaît pas nécessairement sur tous les matériaux cellulaires et sur certaines mousses PPE (fabricant JSP S.A.), les localisations n'apparaissent pas par bandes mais de manière

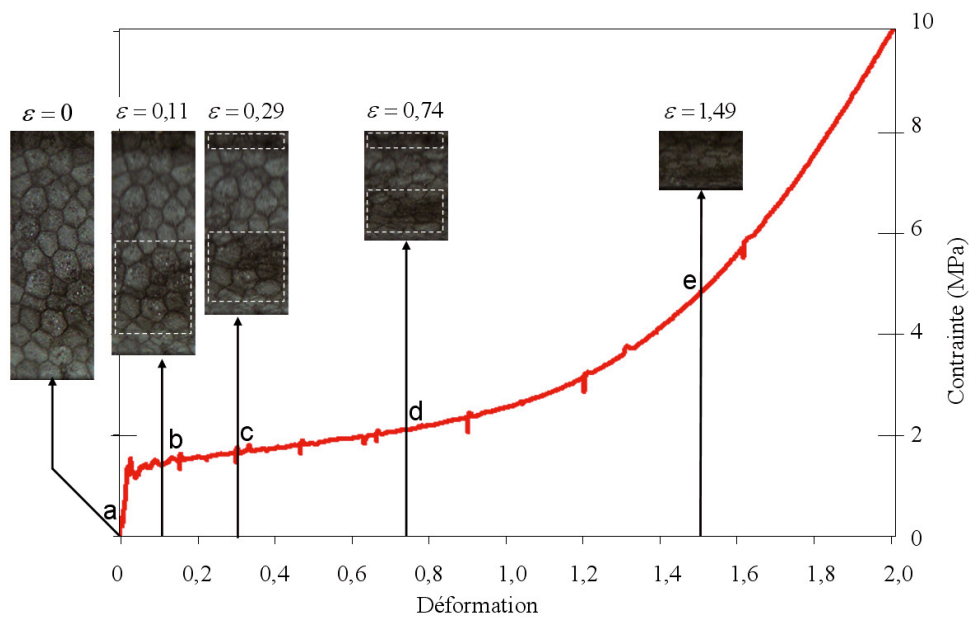
plus aléatoire. Il ne faut pas en conclure que l'apparition de localisation peut être associée à la structure multi échelle de ces mousses, ce phénomène a été observé sur des mousses d'aluminium (dont la taille des porosités est très dispersée, il est alors difficile de considérer qu'il existe une seule échelle de structure dans ces matériaux). De plus, pour certains échantillons de mêmes mousses polymères multi-échelles, les bandes de localisation sont moins marquées (Fig. 31), il y a donc une composante stochastique dans ce phénomène.

Cette localisation s'initie, par bande ou de manière aléatoire, dès le début du plateau plastique (Fig. 29). La dégradation du matériau cellulaire se poursuit pendant la compression dynamique au voisinage de cette localisation initiale. La structure cellulaire voisine de la strate dégradée vient ensuite s'effondrer dans cette zone. La ruine locale du matériau se poursuit pendant tout le plateau plastique. Sur ces photographies, on associe visuellement assez facilement la fin du plateau plastique à la dégradation totale de l'échantillon.

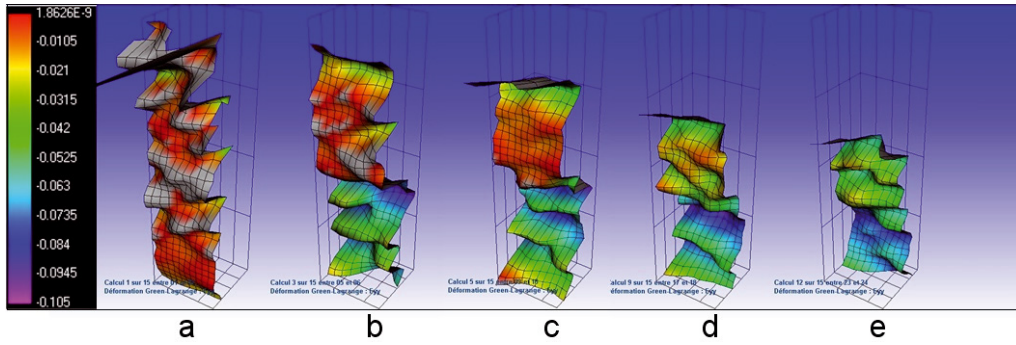
Ces images sont traitées par corrélation d'images. Les algorithmes utilisés pour cette étude ont été développés à l'ESIA par l'équipe de Vacher et par l'équipe de Hild (LMT – Cachan). Les résultats de ces traitements numériques fournissent les cartographies en déplacement et en déformation à la surface de l'échantillon. Pour cette étude sur les mousses, et si nous voulons appliquer les techniques de corrélation aux images disponibles, il faut considérer la surface à traiter comme une surface continue ce qui est stricto sensu en contradiction avec l'approche locale des déformations. En fait, la taille du pixel (permettant d'établir les champs de déplacement et de déformation) est largement supérieure à celle de la cellule (compte tenu des résolutions et du facteur d'échelle pixel/millimètre utilisé).



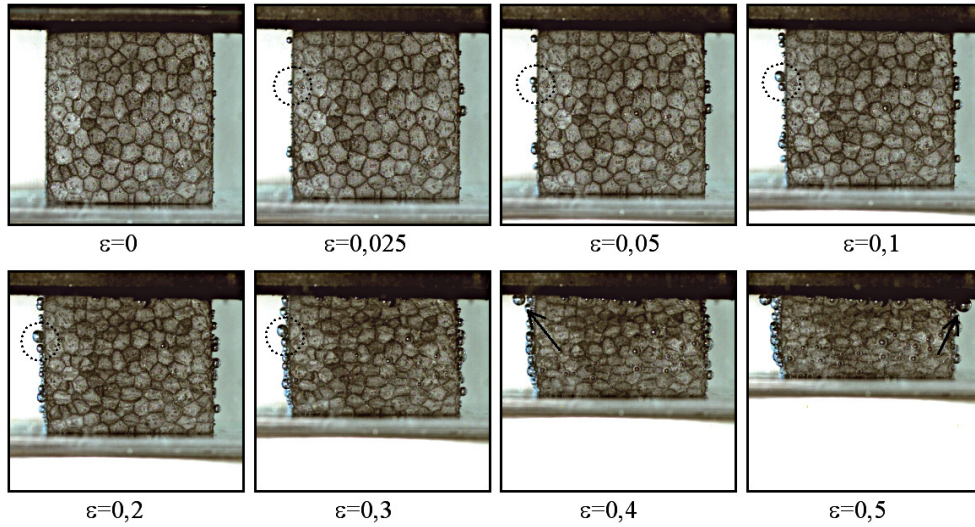
**Fig. 28.** Photographies prises avant et pendant une compression dynamique sur roue inertielle de deux mousses de polypropylène (a) et de polystyrène (b). Apparition nette de bandes de localisation de déformation.



**Fig. 29.** Photographies prises pendant une compression dynamique (sur roue inertielle) d'une mousse de polypropylène pour différents niveaux de déformation moyenne.



**Fig. 30.** Champ de déformation  $\varepsilon_z$  ( $z$  axe de compression) pour les déformations moyennes définies figure 29 ( $\dot{\varepsilon}_z = 40 \text{ s}^{-1}$ ).



**Fig. 31.** Compression uni-axiale quasi statique. Apparition de bulles d'air s'échappant progressivement de la mousse.

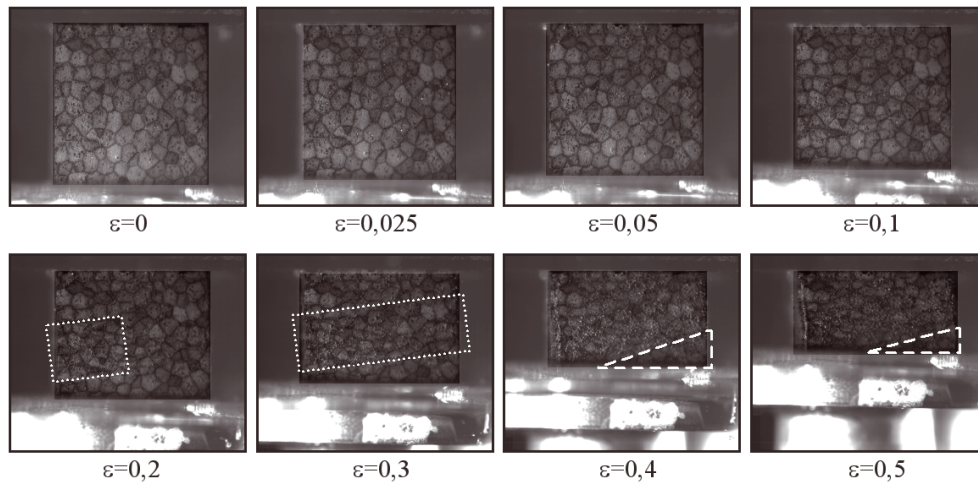
De plus, les localisations engendrent des gradients de déformation difficiles à suivre entre l'image à l'instant  $t$  de l'échantillon déformé et l'image référence en début d'essai, la déformation est donc estimée entre deux images consécutives et correspond donc à l'incrément de déformation entre deux pas de temps (ou pour une variation de déformation moyenne imposée sur l'échantillon). Les résultats (Fig. 30) présentent les champs de déformation  $\varepsilon_z$  ( $z$  étant l'axe de compression uni-axial) pour différentes valeurs de la déformation macroscopique imposée. Pendant le plateau, le champ de déformation calculé (Figs. 30b-d) présente un gradient significatif au centre de l'échantillon. Le champ de déformation comprend deux zones : une zone où les déformations sont concentrées et le reste de l'échantillon qui est faiblement déformé. Pendant le plateau plastique la zone fortement déformée s'étend progressivement à tout l'échantillon. Enfin, les déformations redeviennent plus homogènes pendant la phase de densification (Fig. 30e).

Ce type de matériau cellulaire ne se déforme donc pas de manière uniforme. Le mécanisme de déformation à l'échelle microscopique est principalement du flambement de parois pour ces mousses polymères. Ce mécanisme engendre localement des instabilités qui se traduisent par des bandes de localisation de déformation.

À ce phénomène s'ajoute l'effet du gaz contenu dans les cellules fermées. Des essais complémentaires de compression uni-axiales ont été réalisés aux différentes vitesses : du quasi statique (sur machine conventionnelle) aux grandes vitesses (sur barres de Hopkinson), en plongeant l'échantillon dans un liquide afin de visualiser un écoulement gazeux sur ses faces latérales.

Les films de ces essais montrent l'apparition de bulles d'air pendant la phase de plateau. En compression quasi statique (Fig. 31), elles apparaissent progressivement à la surface de l'échantillon et coalescent pour former ensuite des bulles d'air de plus grosses dimensions. Il y a donc un écoulement de fluide dans la structure de la mousse (généralisé par la compression et la densification progressive des cellules) qui conduit à son échappement progressif hors du matériau. La densification locale (par effondrement local des porosités) entraîne une augmentation locale de la pression du gaz contenu dans les cellules. Le différentiel de pression entre les cellules doit nécessairement générer l'ouverture de porosité, des micro-perforations, ou déchirures de parois afin de faciliter l'écoulement du gaz pour tendre vers un équilibre des pressions. Il y a de plus une influence de la géométrie de l'éprouvette (ou doit-on parler déjà de structure?) avec des effets de bord. Le rééquilibrage des pressions au





**Fig. 32.** Compression uni-axiale à vitesse intermédiaire (sur roue inertielle). Apparition de fines bulles d'air s'échappant de la mousse.

sein des porosités engendre un écoulement vers la surface libre de l'échantillon qui dépend de la forme de cette surface (donc de la géométrie de l'échantillon) et des conditions aux limites (le fait de placer un liquide, même faiblement visqueux, doit modifier cet écoulement ; dans le cas de compression hydrostatique, l'échange devient nul). Cet écoulement est bien sûr différent lors d'une sollicitation dynamique (Fig. 32) ; les bulles sont plus fines (elles sont localisées dans les encadrés de cette figure) et apparaissent plus tardivement (en terme de déformation) à la surface de l'échantillon lors d'une compression à vitesse intermédiaire. En compression grande vitesse sur barres de Hopkinson, c'est un véritable brouillard qui s'échappe des bandes de localisation de déformation. L'ouverture des cellules fermées par le gaz sous pression prend du temps, l'écoulement du gaz dans le labyrinthe constitué des parois des cellules prend aussi du temps que la sollicitation dynamique ne permet pas. La compression du matériau se poursuivant à vitesse imposée, il y a augmentation de la pression de ce gaz et donc augmentation des vitesses d'écoulement. La taille des bulles en surface de l'échantillon prouve que les vitesses d'écoulement ne sont pas les mêmes.

Les conditions d'écoulement du gaz (en vitesse et pression) dépendent de la vitesse de la sollicitation et influent certainement sur le comportement macroscopique du matériau. La pression de ces microscopiques poches internes de gaz contribue à la rigidité croissante du matériau avec la vitesse de déformation. L'effet vitesse s'applique donc au matériau constitutif (effet de viscosité), sur sa structure (effet inertiel) et sur le gaz comprimé dans les porosités.

## 5 Conclusion

L'identification du comportement de matériaux cellulaires a nécessité le développement de moyens expérimentaux originaux. Leur comportement dépend de caractéristiques intrinsèques au matériau telles que la

réponse du matériau constitutif, la densité du matériau poreux et les paramètres de sollicitation qui peuvent être la vitesse de déformation, le mode de sollicitation, etc. Il fallait donc adapter et développer des méthodes et des moyens expérimentaux capables d'imposer sur un matériau cellulaire un chargement connu en terme de vitesse de déformation et de mode de sollicitation. Si les machines conventionnelles permettaient moyennant peu de modifications d'établir la réponse d'un matériau cellulaire pour de faibles vitesses de sollicitations, des moyens d'essais dynamiques ont dû être adaptés (barres de Hopkinson et roue inertielle) pour étendre l'identification du comportement sur une large gamme de vitesses de déformation.

Les modèles de comportement envisagés imposent aussi l'identification de la réponse du matériau cellulaire sous des sollicitations variées. L'expérience classique sur ce type de matériau est l'essai de compression uni-axiale. Des modules expérimentaux complémentaires ont été développés afin de réaliser des sollicitations de compression hydrostatiques et des essais de traction sur matériaux cellulaires. Le module de compression hydrostatique est maintenant opérationnel ; des compressions hydrostatiques ont donc été effectuées sur une gamme de vitesses intéressante pour les applications de sécurité passive. Le module de traction dynamique installé sur un vérin grande vitesse est en phase de mise au point. Il permettra aussi d'établir la réponse du matériau sur une large plage de vitesses de déformation puisque le vérin grande vitesse du laboratoire peut atteindre des vitesses de  $5 \text{ m.s}^{-1}$ .

L'objectif de cette première étape de la méthodologie proposée était la caractérisation macroscopique du comportement de matériaux cellulaires. Ce premier jalon était indispensable pour plusieurs raisons. Premièrement, les résultats obtenus constituent une base de données nécessaire pour l'identification de lois de comportement qui sont déjà implémentées dans des codes de calculs éléments-finis. Pour un matériau donné, il est donc possible d'identifier les fonctions rhéologiques d'un



modèle en fonction de la densité du matériau, des vitesses de déformations imposées et à partir des modes de sollicitation.

Ces sollicitations effectuées sur des VER (Volume Élémentaire Représentatif) de matériaux cellulaires servent aussi de support pour une observation de phénomènes à des échelles plus fines. Elles ont été réalisées en couplant les moyens de mesure de grandeurs macroscopiques (force, déplacement) avec des méthodes de mesure et d'identification de grandeurs aux échelles locales. Les observations par caméra rapide ont montré des bandes de localisation de déformation à la surface de l'échantillon. Elles révèlent ainsi que le comportement de certaines mousses n'est pas homogène pendant la sollicitation; il est donc difficile alors de calculer une déformation ou une vitesse de déformation sur le VER ou d'estimer une contrainte homogénéisée. Pour affiner les méthodes d'identification du comportement de ces matériaux cellulaires, il sera nécessaire de prendre en compte l'hétérogénéité des champs de contrainte et de déformation pendant les sollicitations. Les essais ne peuvent plus être considérés comme des essais rhéologiques mais plutôt comme des essais sur structure. De plus, l'écoulement du gaz observé à la surface des « échantillons matériau/structure » a nécessairement une influence sur le comportement local de la structure (est-ce qu'il ne favorise pas lui aussi la propagation du dommage ou le contraire?) et sur le comportement macroscopique du matériau lors d'une compression uni-axiale. Cela n'est pas le cas lors d'une compression hydrostatique puisque le gaz est maintenu à l'intérieur du corps d'épreuve poreux. À l'échelle macroscopique, ces deux sollicitations sont évidemment différentes; elles le sont encore plus à l'échelle de la structure puisque les sollicitations mécaniques imposées lors de la compression hydrostatique sur les parois de la structure du matériau cellulaires sont combinées à des effets de pression de fluide. On retrouve encore ici la nécessité de considérer les essais mécaniques présentés comme des essais sur structures. Le deuxième volet de cet axe de recherche sera donc l'étude des phénomènes physiques rencontrés aux échelles plus fines du grain et de la cellule, observation et quantification qui seront indispensables pour une modélisation multi-échelle du comportement de matériaux cellulaires.

## Annexe

### A.1 - Cas usuel des barres de Hopkinson élastiques

L'utilisation originelle des barres de Hopkinson était la caractérisation de matériaux métalliques sous compression dynamique. Dans ce cas, les barres sont métalliques à section constante et le matériau peut être considéré pendant la sollicitation comme élastique.

La détermination de la vitesse imposée sur l'échantillon et de la force de compression impose les hypothèses suivantes sur chacune des barres :

- Le comportement des barres reste élastique pendant la sollicitation.

- Les barres sont élançées; le diamètre  $d$  des barres est faible devant leur longueur  $L$ . On peut donc négliger les effets de dispersion géométrique de l'onde – induits par l'inertie radiale de la barre – sur sa propagation. La vitesse de propagation de l'onde supposée plane ou célérité  $C_B$  dans le matériau de la barre peut donc être donnée par la relation  $C_B = \sqrt{E/\rho}$  avec  $E$  le module de Young du matériau constitutif de la barre et  $\rho$  sa densité. Négliger les effets d'inertie radiale revient aussi à considérer la sollicitation comme uni-axiale. Le champ de contrainte est donc uniforme en toute section de la barre et l'hypothèse précédente conduit à utiliser la loi de Hooke en unidimensionnel pour déterminer la contrainte  $\sigma$  à la déformation  $\varepsilon$  mesurée par le pont de jauges de chaque barre.
- Enfin, sauf cas particulier, les caractéristiques mécaniques de la barre sont uniformes le long de la barre. On prendra soin à ce que l'impédance  $Z = \rho C_B$  soit constante ( $Z$  définie comme le rapport de la pression acoustique sur la vitesse de déplacement locale dans le milieu).

De ces hypothèses, il est donc possible d'écrire en tout point  $M$  de la barre (caractérisé par son abscisse  $x$ ) et à tout instant  $t$ , l'équation d'équilibre d'un volume élémentaire dans la barre et la loi de Hooke :

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma(x,t)}{\partial x} = \rho \frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial t^2} \\ \sigma(x,t) = E\varepsilon(x,t) \\ \text{avec } \varepsilon(x,t) = \frac{\partial u(x,t)}{\partial x} \end{cases} \quad (\text{A.1})$$

Ces équations conduisent à l'équation de propagation des ondes dans un milieu élastique :

$$\frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial^2 x} = \frac{1}{C_B^2} \frac{\partial^2 u(x,t)}{\partial t^2} \quad (\text{A.2})$$

La solution générale de cette équation fournit le déplacement  $u(x,t)$  en tout point de la barre et à tout instant. Par dérivation spatiale, la déformation  $\varepsilon(x,t)$  est déterminée et l'utilisation de la loi de Hooke fournit la contrainte dans la barre  $\sigma(x,t)$ . Il est donc possible d'identifier à tout instant la vitesse (dérivée temporelle) et la contrainte en fonction des mesures des deux ponts de jauges (c'est-à-dire des déformations  $\varepsilon_i$ ,  $\varepsilon_r$  et  $\varepsilon_t$ ) et puisque qu'il n'y a pas d'atténuation ou de dispersion dans les barres élastiques élançées, il est aisé de déterminer vitesse et force (ou contrainte) aux interfaces de l'échantillon avec la barre d'entrée (désignée par vitesse  $v_e$  et  $F_e$  force entrantes) et avec la barre de sortie (désignée par vitesse  $v_s$  et  $F_s$  force sortantes) :

$$\begin{cases} v_e(t) = C_B (\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t)) \\ v_s(t) = C_B \varepsilon_t(t) \end{cases} \quad (\text{A.3})$$

et

$$\begin{cases} F_e(t) = S_B E_B (\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)) \\ F_s(t) = S_B E_B \varepsilon_t(t) \end{cases} \quad (\text{A.4})$$

La caractérisation macroscopique du matériau n'est envisagée que lorsque l'état de contrainte dans l'échantillon est homogène, donc lorsque les forces entrantes et sortantes sont équilibrées. Il résulte de l'équation (A.4) une condition évidente sur les déformations :

$$\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) = \varepsilon_t(t) \quad (\text{A.5})$$

Ce temps de mise en équilibre dépend de la célérité de l'onde dans l'échantillon, de sa longueur et le rapport des impédances entre les barres et le matériau testé. Pour des matériaux d'impédance élevée (métallique, composite, céramique...) testés sur des barres de Hopkinson métalliques, ce temps de mise en équilibre est bref et il suffit en général de 10 à 20  $\mu\text{s}$  pour atteindre l'équilibre des forces.

## A.2 - Cas particulier des barres de Hopkinson viscoélastiques

Dans le cas d'un matériau viscoélastique, il est mathématiquement plus pratique de réécrire l'équilibre dynamique d'un volume élémentaire et le comportement du matériau dans le domaine de Fourier. L'équation (A.1) devient :

$$\begin{cases} \frac{\partial^2 \tilde{\sigma}(x, \varpi)}{\partial x^2} = -\rho \varpi^2 \tilde{\varepsilon}(x, \varpi) \\ \tilde{\sigma}(x, \varpi) = E^*(\varpi) \tilde{\varepsilon}(x, \varpi) \end{cases} \quad (\text{A.6})$$

Avec  $\tilde{\varepsilon}(x, \varpi)$  et  $\tilde{\sigma}(x, \varpi)$  les transformées de Fourier de la déformation et de la contrainte. Le module  $E^*(\varpi)$  est le module de Young complexe  $E^*(\varpi) = E_1(\varpi) + iE_2(\varpi)$  qui est fonction de la pulsation propre  $\omega$  égale à  $2\pi f$ , ( $f$  étant la fréquence). De cette équation, la transformée de Fourier de la déformation due à la propagation de l'onde dans une barre viscoélastique s'écrit :

$$\left( \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \gamma^{*2}(\varpi) \right) \tilde{\varepsilon}(x, \varpi) = 0$$

avec  $\gamma^{*2}(\varpi) = \frac{\rho \varpi^2}{E^*(\varpi)}$  (A.7)

Le nombre d'onde complexe  $\gamma^*(\varpi)$  est relié au coefficient d'atténuation  $\alpha(\varpi)$  et à la vitesse de phase  $c(\varpi)$  par la relation :

$$\gamma^*(\varpi) = \gamma(\varpi) - i\alpha(\varpi) = \frac{\varpi}{c(\varpi)} - i\alpha(\varpi) \quad (\text{A.8})$$

La solution générale de l'équation (A.7) permet de déterminer les transformées de Fourier de la vitesse particulière  $\tilde{v}(x, \varpi)$  et de la force  $\tilde{F}(x, \varpi)$  appliquée à la section  $x$ .

$$\begin{cases} \tilde{v}(x, \varpi) = -\frac{\varpi}{\gamma^*} [\tilde{P}(\varpi) e^{-i\gamma^* x} - \tilde{N}(\varpi) e^{i\gamma^* x}] \\ \tilde{F}(x, \varpi) = \frac{\rho A \varpi^2}{\gamma^{*2}} [\tilde{P}(\varpi) e^{-i\gamma^* x} + \tilde{N}(\varpi) e^{i\gamma^* x}] \end{cases} \quad (\text{A.9})$$

où les fonctions  $\tilde{P}(\varpi)$  et  $\tilde{N}(\varpi)$  sont les transformées de Fourier des déformations en  $x = 0$  dues aux ondes se propageant dans le sens positif ( $x > 0$ ) et négatif.

Forces et vitesses peuvent donc être déterminées aux interfaces barres – échantillon connaissant le nombre d'onde complexe  $\gamma^*(\varpi)$ . La détermination de ce nombre d'onde complexe est basée sur la méthode de Blanc et Lundberg ; la barre viscoélastique libre à son extrémité est impactée par un projectile de faible longueur (une bille par exemple), la mesure des déformations longitudinales permet alors d'identifier le nombre d'onde complexe.

## Références

- [1] L. Gibson, F. Ashby, Cellular solids, Structures and properties, Edition: Cambridge Solid State Science Series, 1997
- [2] L.J. Gibson, J. Zhang, T.L. Shercliff, Failure surface for cellular materials under multiaxial loads, I. Modeling. Int. J. Mech. Sci. 31 (1989) 635–663
- [3] J. Zhang, N. Kikuchi, V. Li, A. Yee, G. Nuscholtz, Constitutive modeling of polymeric foam material subjected to dynamic crash loading, Int. J. Impact Eng. 21 (1998) 369–386
- [4] V.S. Deshpande, N.A. Fleck, Isotropic constitutive models for metallic foams, J. Mech. Phys. Solids 48 (2000) 1253–1283
- [5] N.J. Mills, A. Gilchrist, Shear and compressive impact of polypropylene bead foam, Cell. Polym. 16 (1997) 194–215
- [6] J.M. Lopez, Conception et réalisation d'une machine à choc pour l'étude de la déchirure à grandes vitesses de tôle en composites, mémoire de diplôme d'ingénieur du Centre National des Arts et Métiers, 1992
- [7] C. Froustey, J.L. Lataillade, Influence of large pre-straining of aluminium alloys on their residual fatigue resistance, Int. J. Fatigue 30 (2008) 908–916
- [8] P. Viot, Hydrostatic Compression on Polypropylene Foam, Int. J. Impact Eng. 36 (2009) 975–989
- [9] N.J. Mills, C. Fitzgerald, A. Gilchrist, R. Verdejo, Polymer foams for personal protection: cushions, shoes and helmets, Comp. Sci. Tech. 63 (2003) 2389–2400
- [10] Luca Di Landro, Giuseppe Sala and Daniela Olivieri, Deformation mechanisms and energy absorption of polystyrene foams for protective helmets, Polym. Test. 21 (2002) 217–228
- [11] B. Hopkinson, A method of measuring the pressure in the deformation of high explosives by the impact of bullets, Philos. Trans. R. Soc. Lond. A 213 (1914) 437–452
- [12] H. Kolsky, An investigation of the mechanical properties of material at a very high rate of loading, Proc. Phys. Soc. London B 62 (1949) 676–701
- [13] F. Collombet, C. Bacon, A. Cosculluela, J.L. Lataillade, Study of uniaxial dynamic compressive behaviour of Alumina using Split Hopkinson Pressures Bars, Proceedings of localized Damage II, Southampton, comp. Mech. Publications Elsevier Applied Science 2 (1992) 419–417
- [14] P. Forquin, G. Gary, F. Gatuingt, A testing technique for concrete under confinement at high rates of strain, Int. J. Impact Eng. 35 (2008) 425–446
- [15] J.L. Lataillade, M. Delaet, F. Collombet, C. Wolff, Effects of the intralaminar shear loading rate on the damage of multi-ply composites, Int. J. Impact Eng. 18 (1996) 679–699

- [16] H. Zhao, I. Elnasri, S. Abdennadher, An experimental study on the behaviour under impact loading of metallic cellular materials, *Int. J. Mech. Sci.* 47 (2005) 757–774
- [17] J.L. Lataillade, Dynamic tests in structural components: Mechanical tests and behaviour laws, ed. Lavoisier company, ISBN 190209185
- [18] C. Bacon, J.L. Lataillade, Development of the Kolsky-Hopkinson techniques and applications for non conventional testing, W.K. Nowacki, J.R. Klepaczko (Eds.), *New experimental methods in material dynamics and impact*, Chap. 1, Series: Trends in mechanics of materials, Vol. 3. ISBN 83-910387-7-7
- [19] H. Zhao, G. Gary, On the use of SHPB technique to determine the dynamic behaviour of the materials in the range of small strains, *J. Solids Struct.* (1996)
- [20] J.R. Klepaczko, *Advanced experimental techniques in material testing*, W.K. Nowacki, J.R. Klepaczko (Eds.), *New experimental methods in material dynamics and impact*, Chap. 1, Series: Trends in mechanics of materials, Vol. 3. ISBN 83-910387-7
- [21] C. Bacon, An experimental method for considering dispersion and attenuation in a viscoelastic Hopkinson bar, *Exp. Mech.* 38 (1998) 242–249
- [22] C. Bacon, Separation of waves propagating in an elastic or viscoelastic Hopkinson pressure bar with three-dimensional effects, *Int. J. Impact Eng.* 22 (1999) 55–69
- [23] V.S. Deshpande, N.A. Fleck, Isotropic constitutive models for metallic foams, *J. Mech. Phys. Solids* 48 (2000) 1253–1283