



HAL
open science

Développement d'une méthodologie pour l'étude des déformations de mousse polymère sous compression dynamique : utilisation de la microtomographie

Philippe Viot, Dominique Bernard, Erwan Plougonven

► To cite this version:

Philippe Viot, Dominique Bernard, Erwan Plougonven. Développement d'une méthodologie pour l'étude des déformations de mousse polymère sous compression dynamique : utilisation de la microtomographie. *Revue des composites et des matériaux avancés = Journal of Composite and Advanced Materials*, 2007, 17 (1), pp.9-23. hal-00135161

HAL Id: hal-00135161

<https://hal.science/hal-00135161>

Submitted on 1 Mar 2024

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Développement d'une méthodologie pour l'étude des déformations de mousse polymère sous compression dynamique

Utilisation de la microtomographie

Philippe Viot* — Dominique Bernard** — Erwan Plougonven**

* LAMEFIP, ENSAM de Bordeaux, Esplanade des arts et métiers,
F-33405 Talence cedex

** ICMCB, CNRS, Université Bordeaux I,
87 av. du Dr A. Schweitzer, F-33608 Pessac

RÉSUMÉ. La mousse de polypropylène étudiée est un matériau multi-échelle ; des grains agglomérés sont constitués de cellules fermées beaucoup plus petites. La réponse du matériau à un choc comprend trois régimes : une phase élastique suivie d'un plateau à contrainte constante et enfin une densification. La microtomographie a été utilisée pour estimer les déformations de la structure du matériau cellulaire et mieux comprendre les mécanismes d'endommagement rencontrés pendant la phase de plateau. Puisque cette technique n'est pas assez rapide pour suivre les déformations de l'échantillon pendant une compression dynamique, des essais d'impact interrompu ont été réalisés en contrôlant les niveaux de déformation. Les résultats de ces impacts complétés par les premières visualisations en 2D de la structure sont présentés et commentés dans cet article.

ABSTRACT. The studied polypropylene foam is a multi-scale material; agglomerated grains, visible to the naked eye, are comprised of microscopic closed cells. The response of the material to a shock presents three stages; an elastic phase followed by a collapse phase with a stress plateau and then a densification. Microtomography was used in order to better understand damage mechanisms during the stress plateau. As this technique is not fast enough to directly follow the impact deformation, interrupted impact tests were carried out by controlling the levels of the sample deformation. The results of these impact tests completed by microtomographic visualisation in 2D are presented and commented in this paper.

MOTS-CLÉS : mousse polymère, sollicitations dynamiques, microtomographie.

KEYWORDS: polymeric foam, dynamic compression, microtomography.

1. Introduction

Les matériaux cellulaires sont utilisés dans de nombreuses applications de protection et de sécurité passive que ce soit pour le transport de matériels fragiles (matériel électronique, structures aéronautiques...), l'emballage d'aliments ou la protection des personnes (gilet de protection, casque, genouillère...). Dans tous les cas, l'outil numérique est de plus en plus utilisé pour optimiser la conception du produit de protection, en vue d'augmenter ses performances, même si les connaissances sur le matériau cellulaire constitutif sont faibles. Afin d'améliorer les résultats de ces simulations – et répondre ainsi aux exigences des bureaux d'études, il est nécessaire de mieux comprendre, identifier et modéliser le comportement de ces matériaux. De nombreuses études ont déjà été réalisées pour estimer le comportement – à l'échelle macroscopique – de mousses sous sollicitations dynamiques (Maier, 2003 ; Viot et Beani, 2005). Des lois empiriques ont pu être proposées, pour répondre au plus vite aux attentes des industriels, mais qui intègrent plus ou moins bien les phénomènes observés (ces lois décrivent souvent la relation entre contraintes et déformations en fonction de différents paramètres (densité, température...). Les lois macroscopiques utilisées dans les codes de calcul éléments finis, de type élasto-visco-plastique, peuvent décrire approximativement le comportement macroscopique du matériau cellulaire (dans les phases élastique et plateau en contrainte) mais ne prennent pas en compte les localisations des contraintes et déformations observées – et donc leur hétérogénéité. Ces lois utilisées dans l'industrie et ajustées numériquement sur des courbes contraintes moyennes-déformations globales peuvent aussi bien être employées pour représenter le comportement d'une mousse polymère que celui d'une mousse d'aluminium. Il est connu que pour le premier matériau, le phénomène prédominant dans son endommagement est le flambement des parois des cellules constitutives. Dans le cas des mousses d'aluminium, on observe plutôt des ruptures de parois (Gibson, 1988). Il est donc indispensable de proposer des lois de comportement à l'échelle macroscopique qui prennent en compte les phénomènes physiques observés aux différentes échelles de la structure du matériau cellulaire.

La structure de la mousse de polypropylène étudiée est multi-échelle (figures 1a et 1b). Le matériau cellulaire est constitué de grains de matériau poreux de polypropylène agglomérés lors de la fabrication (échelle mésoscopique). Ces grains ont une taille moyenne de 2 mm et l'épaisseur des parois est de l'ordre de 0,05 mm. Ils sont constitués de cellules fermées beaucoup plus petites (échelle microscopique) dont le diamètre moyen est de 60 μm . L'épaisseur des parois de ces cellules est inférieur à 1 μm . La réponse de cette mousse polymère sous sollicitation dynamique dépend du matériau constitutif (le polypropylène) et aussi de la structure multi-échelle de cette mousse.

La voie de recherche que nous envisageons pour l'étude de cette mousse a pour objectif de proposer une loi de comportement qui prend en compte la physique des phénomènes rencontrés lors de la sollicitation dynamique. C'est par une approche

multi-échelle que l'étude du comportement des matériaux cellulaires – structures sous sollicitations dynamiques est abordée. S'il s'agit d'étudier la réponse globale du matériau – à l'échelle macroscopique – à différentes vitesses de déformation, il s'agit aussi d'étudier la réponse de la structure de la mousse aux échelles mésoscopiques (celle du grain) et microscopiques (celle de la cellule élémentaire). L'observation des déformations des parois méso et micro (cellule et grain) de la structure sera un des éléments qui permettra d'établir une loi phénoménologique à ces échelles.

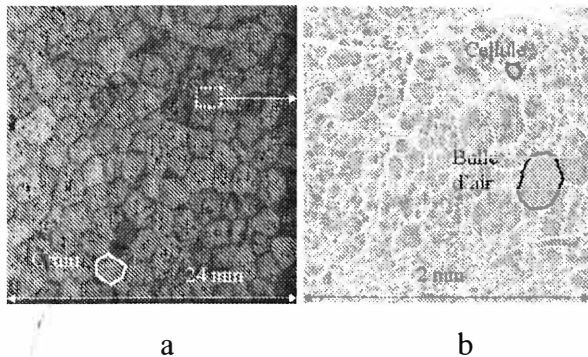


Figure 1. Photographies de la structure multi-échelle de la mousse de polypropylène : (a) à l'œil nu, (b) par reconstruction microtomographique

La première phase de cette méthodologie, décrite dans cet article, est donc l'observation, la compréhension et la mesure des phénomènes physiques. Cette étape doit nourrir l'étape finale de modélisation de la structure du matériau cellulaire.

2. Méthodologie

L'observation et l'interprétation des phénomènes physiques rencontrés lors d'une sollicitation dynamique ont déjà fait l'objet d'un travail important (Viot, 2003). Ainsi, post-impact, le flambement des parois des cellules ainsi que celui des parois des grains (parois pourtant beaucoup plus épaisses) a pu être observé. Ces observations ont été menées à partir de vues micrographiques (par MEB) d'échantillons ayant été sollicités en compression dynamique. Il a aussi été constaté une forte hétérogénéité dans la déformation résiduelle des cellules. Cependant, la difficulté première de ces observations réside dans la découpe de l'échantillon (découpe indispensable pour effectuer l'observation au cœur de l'échantillon) qui peut engendrer des dommages supplémentaires. Des mesures complémentaires ont été effectuées pendant la sollicitation dynamique à l'aide de cinématographie rapide. Ainsi, des techniques de mesure optique et de traitement d'images ont été mises en œuvre (caméra grande vitesse et corrélation d'images) pour l'étude de ces phénomènes. Il a été montré une forte hétérogénéité du champ de déformation, localisation qui apparaît sous forme de strates – perpendiculaires à la direction de

chargement. La dégradation du matériau progresse alors au voisinage de cette zone pendant toute la phase de contrainte en plateau. Cependant, ces observations n'ont pu être faites qu'à la surface libre de l'échantillon. Mais au vu de ces premiers résultats, il était intéressant de poursuivre cette approche expérimentale pour décrire et mesurer le plus finement possible les phénomènes physiques rencontrés. L'utilisation de la technique de microtomographie a donc été proposée. Cette technique de mesure permet de caractériser en trois dimensions la structure d'un matériau hétérogène avec une grande précision mais est incompatible avec les moyens expérimentaux usuels d'impact. Les instruments de mesure en microtomographie (table micrométrique multiaxiale, caméra haute définition...) sont fragiles et coûteux et ne peuvent être utilisés directement sur une machine de sollicitation dynamique conventionnelle. De plus, les temps de mesure sont longs (souvent supérieurs à 60 mn), la mesure ne peut être donc réalisée pendant le temps de l'impact (inférieur à quelques millisecondes).

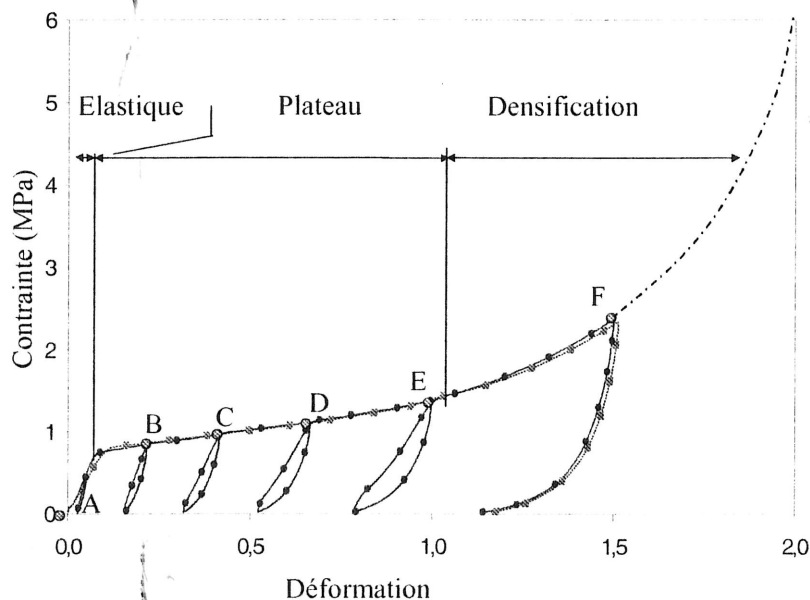


Figure 2. Cycle de compression imposé sur mousse de polypropylène

Ce projet d'identification en 3D du champ de déformation de la mousse et de la propagation de son endommagement par flambement des parois des cellules était suffisamment intéressant et original pour développer une méthodologie et des moyens expérimentaux de sollicitation dynamique compatible avec les contraintes techniques des mesures par microtomographie. Cet article présente la méthodologie adoptée, les précautions de mise en œuvre qui ont été conduites et les premiers résultats.

La méthode expérimentale retenue consiste à réaliser des essais d'impact interrompu suivis de mesure de microtomographie. En premier lieu, une acquisition microtomographique est effectuée sur la structure saine de la mousse, avant impact (point A, figure 2). L'échantillon est ensuite impacté en utilisant une tour de chute.

Pendant le chargement dynamique, l'amplitude de déformation est limitée à une certaine valeur. L'échantillon est maintenu comprimé, il est ensuite placé une seconde fois sur la table de mesure de microtomographie pour être radiographié (point B). Ces opérations (impacts et scans radiographiques) sont répétées jusqu'à la complète densification de la mousse (point C, D, E et F). La déformation du matériau cellulaire peut être évaluée à partir des reconstructions 3D des images de microtomographie enregistrées aux différentes étapes de l'essai de compression dynamique.

2.1. Tour de chute

La caractérisation de la microstructure de la mousse par microtomographie entre chaque sollicitation dynamique interrompue nécessite évidemment de réaliser les essais d'impact à proximité du dispositif de mesure microtomographique. Il a donc été nécessaire de développer une tour de chute portable capable de réaliser des impacts interrompus. Ce dispositif a été développé spécifiquement pour cette étude.

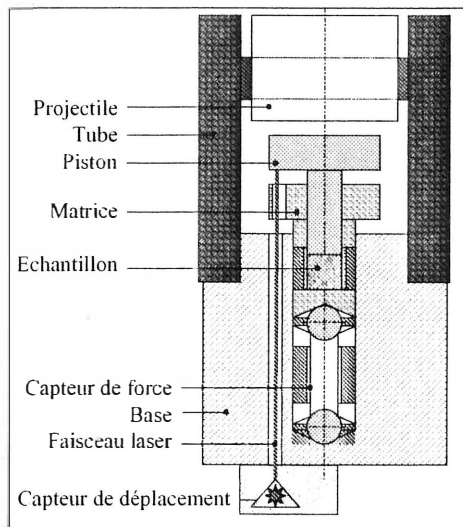


Figure 3. Schéma de principe du dispositif de tour de chute

La tour de chute, schématisée par la figure 3, est constituée de deux sous-ensembles : le premier module de chargement comprend un projectile en polycarbonate (de diamètre 30 mm) de masse $m = 0,37$ kg guidé dans un tube métallique rectiligne d'une hauteur h de 1,6 m. Cet ensemble vient se positionner au dessus du module de mesure constitué d'une base en aluminium, d'une matrice et d'un piston. Le piston est guidé dans le diamètre intérieur de la matrice avec un ajustement $\phi 10H7g6$. L'échantillon est enfermé dans le volume ainsi défini.

Pendant l'essai, le projectile est lâché – vitesse initiale nulle – à l'extrémité supérieure du tube de guidage. Il vient frapper le piston qui s'enfonce alors dans la matrice et comprime l'échantillon. L'énergie du projectile étant nettement supérieure à l'énergie que peut absorber l'échantillon de mousse, la vitesse n'évolue pas pendant la compression de l'échantillon. A l'impact, la vitesse mesurée du projectile est de 5 m/s, elle est légèrement inférieure à la vitesse théorique du projectile de 5,6 m/s ($v = \sqrt{2.g.h}$ avec h hauteur de chute et $g = 9.81 \text{ m/s}^2$).

Les compressions successives sont réalisées en utilisant des pistons de longueurs différentes ($l = 16, 18, 20, 22$ et 24 mm) ; on impose ainsi à chaque impact une déformation maximale de l'échantillon de 2 mm excepté pour le premier impact où la déformation est de 1 mm. Cet ensemble piston-matrice a été conçu pour que l'échantillon puisse être sollicité en compression uniaxiale dynamique mais aussi pour qu'il puisse ensuite être enlevé de la tour de chute et placé sur le dispositif de mesure microtomographique. Après l'impact, l'épaule du piston reste en appui sur la matrice, l'échantillon reste donc comprimé pendant la mesure radiographique.

Ce dispositif de compression est instrumenté afin de mesurer l'effort de compression (par un capteur de force conçu spécialement pour cette étude) et le déplacement du piston par capteur laser.

2.2. Technique de microtomographie

Soit un matériau homogène placé dans un faisceau de rayons X d'énergie E. Le nombre de photons N transmis à travers l'épaisseur L du matériau est donné par la loi de Beer-Lambert (Baruchel, 2000).

$$N = N_0 \cdot e^{-\mu \cdot L} \quad [1]$$

avec N_0 le nombre de photons incidents et μ le coefficient d'atténuation linéaire du matériau.

Pour un matériau hétérogène, caractérisé cette fois par son champ tridimensionnel $\mu(x,y,z)$, le terme μL de l'équation [1] doit être remplacé par l'intégrale du coefficient μ sur le chemin des photons à travers l'épaisseur L. Le nombre N de photons transmis est alors :

$$N' = N_0 e^{\left(- \int_{\text{chemin L}} \mu(l) \cdot dl \right)} \quad [2]$$

En mesurant N_0 et N' , l'intégrale de μ peut être calculée :

$$\ln \frac{N_0}{N'} = \int_{\text{chemin } L} \mu(l) dl \quad [3]$$

Partant de cette théorie, plaçons maintenant un échantillon sur une table en rotation (axe de rotation z), dans un faisceau de rayons X (de direction v), et avant un détecteur photosensible – plan (u, z) – (voir figure 4a). Chaque section perpendiculaire à l'axe z de l'objet peut être considérée de manière indépendante parce que le faisceau synchrotron est parallèle. Pour une position angulaire θ de l'objet, N' peut être mesuré en tout point u du détecteur et la relation [4] peut être utilisée pour calculer la projection P :

$$P(\theta) = \{P(u, \theta); u \in [-r; r]\} = \left\{ \ln \left(\frac{N_0(u)}{N'(u)} \right) = \int_{\text{rayon } u} \mu(v) dv; u \in [-r; r] \right\} \quad [4]$$

où $(-r)$ et r représentent les limites de u sur le détecteur et *rayon* u correspond à la ligne parallèle au faisceau de rayons X d'axe v frappant le détecteur au point u . L'ensemble des projections $P(\theta)$, pour θ variant de 0 à 180°, est la transformée de Radon de $\mu(x, y)$. En 1917, Radon prouve mathématiquement qu'il est possible d'inverser cette transformée et ainsi de reconstruire le champ de μ à partir de l'ensemble des projections $P(\theta)$ mesurées (Herman, 1980 ; Natterer, 1999).

L'ensemble des sections reconstruites forment le champ $\mu(x, y, z)$ à partir duquel il est possible d'obtenir une image 3D du matériau. En effet, pour un matériau pur et homogène, de densité ρ , le coefficient d'atténuation massique μ/ρ peut être calculé à partir de l'énergie E et du nombre atomique Z . Pour une énergie inférieure à 200 Kev, la relation suivante peut être utilisée :

$$\frac{\mu}{\rho} = K \frac{Z^4}{E^3} \text{ avec } K \text{ une constante} \quad [5]$$

Cette équation implique que pour une énergie donnée E (paramètre ajustable lors de la mesure), le coefficient d'atténuation est une fonction linéaire de la densité. Pour un matériau cellulaire, composé dans notre cas de deux éléments – du polypropylène et de l'air –, le coefficient d'atténuation massique du matériau hétérogène est calculé par la relation :

$$\frac{\mu}{\rho} = \sum w_i \left(\frac{\mu}{\rho} \right)_i \quad [6]$$

avec w_i la concentration de l'élément i et $(\mu/\rho)_i$ son coefficient d'atténuation massique.

Ainsi, la détermination du champ de coefficient d'atténuation $\mu(x,y,z)$ permet de reconstruire, à partir de cette dernière équation, le champ de densité $\rho_i(x,y,z)$ de chaque élément i .

La microtomographie à rayons X consiste donc en la mesure de l'énergie résiduelle qui traverse l'échantillon (c'est en fait une radiographie donnant N') pour un grand nombre de prises de vue (entre 900 et 1 500 prises d'angle θ compris entre 0° et 180°). Plusieurs radiographies de référence (angle θ constant) sont prises avec et sans échantillon afin de déterminer le bruit de mesure et l'homogénéité du faisceau incident ; ces images permettent d'obtenir N_θ . La représentation 3D de l'absorption des rayons X par l'échantillon est recalculée numériquement à partir de l'ensemble de ces images 2D. L'algorithme de calcul le plus couramment utilisé pour cette reconstruction est basée sur la technique de rétroprojection filtrée (Herman, 1980).

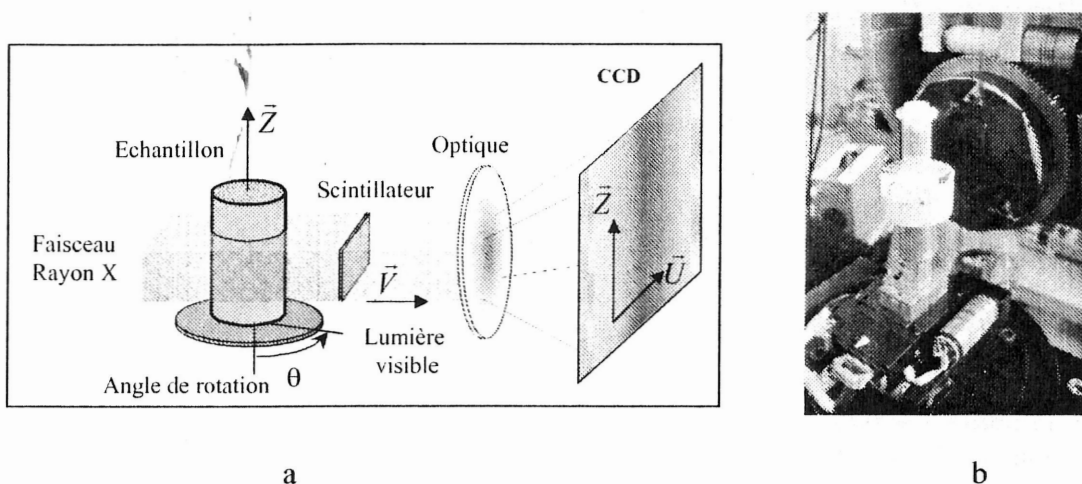


Figure 4. a) Schéma du dispositif de microtomographie b) Ensemble échantillon-matrice-piston positionné sur la table de microtomographie

Les résultats présentés dans cet article ont été obtenus sur la ligne BM05 du synchrotron européen ESRF à Grenoble. Les capacités tomographiques de cette ligne permettent l'acquisition de radiographies de $1\,024 \times 1\,024$ ou $2\,028 \times 2\,048$ pixels via une caméra CCD. Un scintillateur est placé devant cette caméra pour convertir les rayons X transmis en lumière visible. Une série d'optiques complémentaires permet d'adapter la taille de la projection de l'échantillon à la taille du capteur CCD de la caméra et par conséquent de fixer la taille des pixels des images obtenues (de $40\ \mu\text{m}$ à $0,3\ \mu\text{m}$ par pixel). En effet, en microtomographie classique, les dimensions des échantillons sont telles que la caméra doit être en mesure d'enregistrer la projection complète de l'échantillon traversé par le faisceau de rayons X. Le diamètre maximal de l'échantillon est donc égal à la taille du pixel multipliée par la largeur (en pixels) du capteur CCD de la caméra. Pour notre étude, parce que les impacts doivent être appliqués sur des volumes d'échantillon représentatifs de la structure de la mousse (donc les plus grands possible) mais aussi parce que la précision de mesure microtomographique est d'autant meilleure que

l'échantillon est petit, le diamètre de l'échantillon a été fixé à 10 mm. Pour cette taille de pixel (1 pixel = 4,91 μm), il n'est pas possible de mesurer avec précision les dimensions des cellules (à l'échelle microscopique) mais la mesure est suffisante pour identifier la position et la dimension des parois beaucoup plus larges des grains (à l'échelle mésoscopique).

L'énergie E a été réglée à 1ed6 Kev (en fonction de l'absorption du matériau poreux) afin d'obtenir des images avec le meilleur contraste. Pour cette énergie, la hauteur du faisceau de rayons X était légèrement supérieure à 5 mm. Il a donc fallu réaliser deux scans de 900 images chacun, à deux hauteurs différentes, pour mesurer complètement l'échantillon vierge (de hauteur 10 mm) et l'échantillon comprimé par les deux premiers impacts (la hauteur résiduelle étant respectivement de 9 et 7 mm). Le recalage en hauteur et la superposition des deux champs de mesure a été fait en post-traitement.

3. Résultats

3.1. Comportement macroscopique

La figure 5 montre les premiers résultats obtenus avec la tour de chute. Ils doivent être confirmés par des expériences complémentaires mais ils permettent néanmoins de décrire le comportement du matériau cellulaire sous sollicitation dynamique. Sur cette figure, deux résultats d'essais sont présentés. Le premier (ligne épaisse) correspond à un essai continu (sans cycle de décharge).

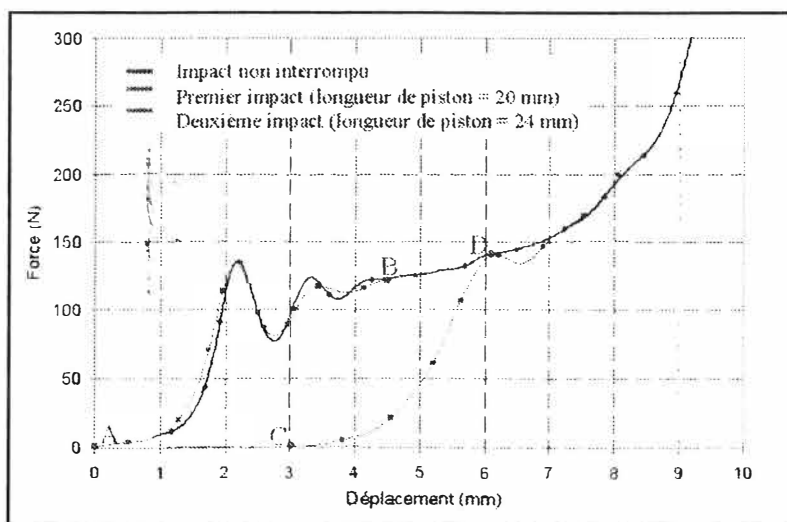


Figure 5. Courbes contrainte/déformation obtenues pour un impact continu et un impact interrompu

On observe la mise en charge de l'échantillon suivie de la phase de déformation élastique, puis l'apparition d'un plateau en effort (la contrainte moyenne σ_{pl} est alors de 1,4 Mpa). Enfin, l'essai se termine par une augmentation accrue de l'effort de compression pendant la densification du matériau.

Le deuxième essai (ligne fine) a été réalisé en imposant seulement deux impacts successifs, dont les résultats sont présentés sur la figure 5. Le premier impact (courbe AB, ligne fine) présente une phase élastique suivie du début du plateau en contrainte. L'essai a été interrompu au point B. Après décharge de l'échantillon (point C), la déformation résiduelle de l'échantillon est de 29 %. Le deuxième impact commence en ce même point C, le comportement élastique de la mousse (zone CD) est moins rigide (ce constat peut être fait aussi en compression quasi statique, figure 2) ; il y a eu pendant la phase de plateau du premier impact un endommagement de la structure par flambement des parois des cellules et des grains, ce qui entraîne une plus grande souplesse du matériau à l'échelle macroscopique.

De plus, puisque l'on constate une augmentation de l'effort en fonction du déplacement imposé pendant le plateau du premier impact, le seuil en effort lors du deuxième impact (point D) est plus élevé (la contrainte moyenne est alors de 1,9 MPa). Passé ce seuil, le comportement en plateau de cet échantillon ayant subi deux impacts successifs est similaire à celui du premier essai. Il n'apparaît donc pas d'influence de la méthodologie expérimentale d'impact successif interrompu sur le comportement du matériau.

Pour ces deux essais, les deux courbes présentent de fortes oscillations qui s'atténuent progressivement. Ce phénomène est dû à la propagation de l'onde de choc dans l'échantillon et le dispositif.

3.2. Comportement mésoscopique

Les premiers résultats obtenus par RMT concernent un échantillon ayant été sollicité par quatre impacts interrompus successifs. Afin d'exposer avec plus de clarté ces premières reconstructions, les figures présentées correspondent à des sections verticales de l'échantillon (dans son plan médian). Cette approche 2D permet d'amener plus rapidement des premiers résultats et d'orienter les voies d'investigation de l'étude finale en 3D ainsi que la modélisation complète du matériau poreux. Cependant, cette description 2D du comportement du matériau nécessite l'hypothèse que le déplacement hors plan est nul. Il semble que cette hypothèse puisse être proposée puisque les premiers résultats de cette étude montrent que le déplacement des grains est vertical. De plus, le déplacement radial des grains étant négligeable et le coefficient de poisson de cette mousse étant voisin de zéro, on peut supposer que le déplacement hors plan de la structure est nul. Les résultats présentés dans cet article seront validés par l'étude 3D des déformations du matériau – étude en cours, ce qui permettra de valider ou d'invalider cette hypothèse forte.

Les premiers résultats obtenus par RMT concernent la structure saine de l'échantillon mesurée avant impact (figure 6). L'image reconstruite est de bonne qualité puisque l'on peut quand même visualiser les bulles d'air incluses dans la mousse (générées lors de la fabrication du matériau). A une échelle beaucoup plus fine, il est possible de distinguer aussi la structure des cellules fermées, il est cependant difficile de quantifier ces observations, puisque la précision des mesures choisies est de l'ordre de grandeur de l'épaisseur des parois des cellules. A une échelle plus importante, la géométrie des grains peut être identifiée, on retrouve une structure polyédrique familière puisque cette géométrie a déjà été observée sur ce matériau en découpant l'échantillon par un plan médian. Les dimensions des grains sont voisines de 2 à 3 mm et l'épaisseur de leur parois est proche de 54 μm (11 pixels mesurés en observation 3D et convertis par le facteur d'échelle 1 pixel = 4,91 μm). Pour la suite de cet article, il a été choisi de présenter le comportement de 5 grains à chaque étape d'impact (figure 6). Un traitement numérique a été appliqué sur cette partie de l'image afin de mettre en relief les phénomènes observés. Ce même filtre a été appliqué sur les différentes sections obtenues par RMT après chaque impact. Le résultat est présenté sur les figures 7a, b et c correspondant aux trois premiers impacts.

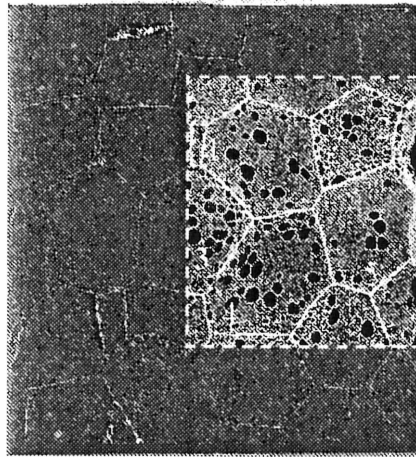


Figure 6. Section verticale de l'échantillon avant impact obtenue par RMT

Grâce à ces images, il est possible d'évaluer la déformation de chaque grain par la mesure de variation de surface de la section de ces grains dans le plan d'observation. La surface S_{gi} du grain g a été mesurée pour chaque impact i . Chaque valeur déterminée grâce à un logiciel de traitement d'image a été comparée par rapport à sa valeur initiale S_{g0} (surface mesurée pour le grain g de l'échantillon vierge, état 0). La variation de surface ΔS_{gi0} est calculée de la façon suivante :

$$\Delta S_{gi0} = \frac{S_{gi} - S_{g0}}{S_{g0}} \quad [7]$$

Cette variation de surface ΔS_{gi0} est un indicateur qui permet d'estimer l'évolution de la déformation de chaque grain (dans sa section verticale). Pour vérifier la pertinence de cet indicateur, la moyenne des indicateurs m_i sur l'ensemble de l'échantillon a été comparée à sa déformation globale imposée pendant l'impact i .

La déformation globale de l'échantillon est calculée par la relation $\varepsilon_i = \frac{\Delta h_{i0}}{h_0}$,

pour un échantillon de hauteur h_0 ayant subi une variation de hauteur Δh_{i0} lors de l'impact i . Ce calcul montre que la moyenne des indicateurs pour ce premier impact $m_1 = 9\%$ est proche de la déformation globale imposée ε_1 à 10%. Pour les impacts suivants, la moyenne des indicateurs est strictement égale à la déformation globale des échantillons : $m_i = \varepsilon_i$. Ce premier résultat semble donc confirmer que l'étude des ΔS_{gi0} peut mettre en évidence, et avec une bonne corrélation, l'état de déformation du matériau alvéolaire.

Sur le premier impact, il est difficile d'identifier une réelle déformation de la structure, l'étude sur l'échantillon complet montre que les déformations sont principalement situées lors de ce premier impact au contact avec les surfaces de compression du piston et de la matrice. Le calcul des indicateurs ΔS_{gi0} pour ces grains 1 à 5 montre que leurs variations de surface (et implicitement leurs déformations) sont de l'ordre de 4% et sont bien inférieures à la déformation globale imposée sur l'échantillon (tableau 1). On constate déjà une hétérogénéité dans les déformations puisque les variations des surfaces des grains 2 et 3 sont proches de 0.

	Surf. (pixel)	Niveau de gris	Variation de surface (en %)			
			Impact 1	Impact 2	Impact 3	Impact 4
Grain 1	250522	77,7	-3,7	-20,0	-34,0	-61,6
Grain 2	153920	81,3	-1,7	-8,6	-24,2	-54,5
Grain 3	245959	77,6	0,0	-24,0	-41,2	-64,3
Grain 4	274272	78,2	-4,0	-41,4	-59,2	-72,9
Grain 5	225409	81,2	-4,0	-35,2	-50,6	-67,3
Echantillon	460.10^4	82,2	-9,0	-30,0	-50,0	-70,0

Tableau 1. Valeurs des indicateurs de variation de surface des sections de grain et comparaison avec la déformation imposée sur l'échantillon

La zone étudiée commence à être réellement déformée lors du deuxième impact. Les grains 1, 4 et 5 semblent fortement comprimés, leurs parois orientées suivant l'axe de la compression subissent du flambement (figure 7b). Cette constatation est

validée par la mesure des indicateurs ΔS_{g20} (tableau 1). On assiste même à des phénomènes d'indentation ; la paroi frontière entre les grains 4 et 5 semble enfoncer la paroi perpendiculaire du grain inférieur. De plus, l'hétérogénéité des déformations semble particulièrement importante. Le grain 2 est peu déformé ($\Delta S_{g20} = -8,6\%$) contrairement au grain 4 ($\Delta S_{g20} = -41,4\%$) dont la forme même a fortement évolué. Le cisaillement de ce grain peut être observé dans le plan d'observation, sollicitation qui est due aux fortes variations des déformations des grains voisins. Il y a donc, à l'échelle mésoscopique et microscopique, un réarrangement de la structure granulaire qui induit des sollicitations locales beaucoup plus complexes que la compression uniaxiale imposée sur l'échantillon.

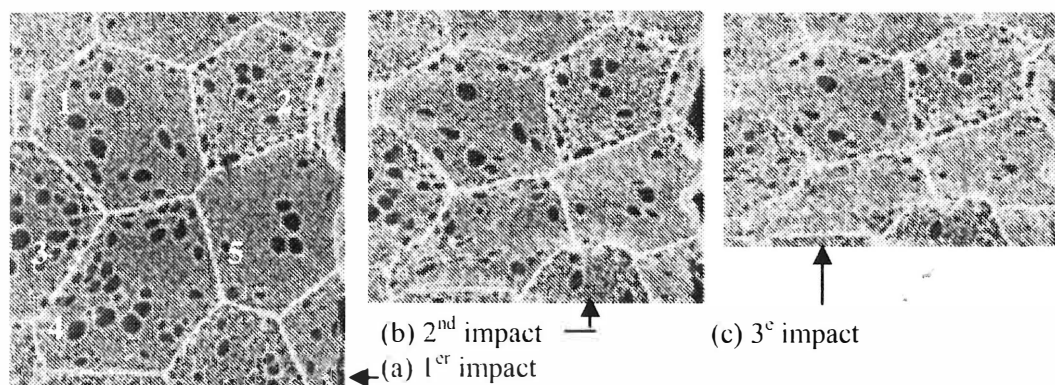


Figure 7. Section verticale de l'échantillon obtenue par RMT après impacts

A une échelle plus fine, une localisation des déformations apparaît au sein de chaque grain. S'il est difficile sur ces images de petite taille d'observer la déformation des cellules, il est possible de localiser les zones de déformation importante grâce aux bulles d'air. Ainsi la structure cellulaire du grain 4 à proximité du grain 1 et dans sa partie basse sont fortement déformées : les bulles d'air sont comprimées en forme d'ellipse. Dans sa partie centrale, les déformations sont moindres, certaines bulles et des cellules de taille importante ont conservé leur intégrité.

Ces résultats sont confirmés pour le troisième impact (figure 8c). Une forte hétérogénéité des déformations des grains est visible à nouveau. Les indicateurs de variation de surface varient entre $-24,2\%$ pour le grain 2 faiblement comprimé depuis le début et $-59,2\%$ pour le grain 4 dont la forme a encore évolué. Il existe donc à cette échelle un fort gradient de déformation combiné à des champs de sollicitations complexes. Ce constat peut être aussi établi à l'échelle de la cellule. A l'intérieur de chaque grain, il existe aussi une localisation des déformations ; des strates de matériau cellulaire plus déformées, et perpendiculaires à l'axe de sollicitation, apparaissent et se propagent entre grains.

Enfin, pour le dernier impact, la densification de l'échantillon est atteinte et les déformations des grains sont plus homogènes. Les indicateurs des variations de

surface des sections des grains montrent en effet des valeurs voisines de la déformation imposée sur l'échantillon (tableau I).

4. Conclusion

Des compressions dynamiques interrompues ont été effectuées sur une mousse de polypropylène. Ces expériences ont mis en évidence le comportement du matériau cellulaire à l'échelle macroscopique : une phase élastique suivie d'un plateau en contrainte et enfin la densification. L'état de la structure du matériau alvéolaire a été étudié à différentes étapes de la compression dynamique en utilisant les techniques de mesure de microtomographie.

Les résultats de ce travail ont été présentés en 2D dans un plan vertical de l'échantillon. Plusieurs phénomènes physiques ont été observés et ceci à différentes échelles de la structure du matériau. Pendant la phase de plateau en contrainte, à l'échelle du grain (mésoscopique), la déformation apparaît sous forme de flambement des parois des grains. De plus, elle est hétérogène et localisée dans des strates perpendiculaires à l'axe de compression. La localisation de ces déformations engendre alors des sollicitations locales plus complexes que celle imposée globalement sur l'échantillon. Il n'est pas rare de voir des phénomènes de cisaillement intergrains. A une échelle plus fine, les déformations des cellules microscopiques sont aussi fortement hétérogènes. Il n'est donc pas envisageable de décrire le comportement de la structure alvéolaire constitutive d'un grain par un matériau homogène sans la prise en compte de la localisation des déformations.

Cette étude 2D va être poursuivie par une analyse 3D du champ de déformation afin de valider les résultats présentés dans cet article. Mais dès à présent, il semble nécessaire que la modélisation du comportement de cette mousse polymère intègre les phénomènes physiques mis en évidence par cette première étude. Il sera alors possible de proposer une loi de comportement macroscopique prenant en compte la réponse du matériau aux différentes échelles.

5. Bibliographie

- Baruchel J., Buffière J., Maire E., Merle P., Peix G., *X-ray tomography in material science*, Hermes Sciences Pub., Paris, 2000.
- Gibson L., Ashby F., "Cellular solids. Structures and properties", *Cambridge Solid State Science Series*, 1988.
- Herman G., *Image reconstruction from projections: the fundamentals of computerized tomography*, Academic Press, New York.
- Maier M., Huber U., Mkrtychyan L., Fremgen C., "Recent improvements in experimental investigation and parameter fitting for cellular materials subjected to crash loads", *Composites science and technology*, vol. 63, 2003, p. 2007-2012.

- Natterer F., "Numerical methods in tomography", *Acta Numerica*, vol. 8, 1999, p. 107-141.
- Viot P., Beani F., "Comportement de mousses polymères en compression dynamique", *Revue des composites et des matériaux avancés*, vol. 13, n° 3, 2003, p. 283-292.
- Viot P., Bernard D., "Impact test deformations of polypropylene foam samples followed by microtomography", *Journal of Materials Science Letter*, November 2005.
- Viot P., Beani F., Lataillade J-L., "Polymeric foam behavior under dynamic compressive loading", *Journal of Materials Science*, vol. 40, 2005, p. 5829-5837.
- Zhao H., Elnasri I., Abdennadher S., "An experimental study on the behaviour under impact loading of metallic cellular materials", *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 47, (4-5), 2005, p. 757-774.