HAL open science

Mesure tridimensionnelle des champs de déformation par corrélation d'images microtomographiques

Michel Bornert, Pascal Doumalin, Eric Maire

To cite this version:

Michel Bornert, Pascal Doumalin, Eric Maire. Mesure tridimensionnelle des champs de déformation par corrélation d'images microtomographiques. Photomécanique 2004 : étude du comportement des matériaux et des structures, 2004, Albi, France. pp.33-40. hal-00116386

HAL Id: hal-00116386

https://hal.science/hal-00116386v1

Submitted on 26 Nov 2022

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.

Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

Mesure tridimensionnelle des champs de déformation par corrélation d'images microtomographiques

Michel Bornert

LMS, École Polytechnique
91128 Palaiseau cedex, France
email : `bornert@lms.polytechnique.fr`

Pascal Doumalin

LMS, Université de Poitiers
86962 Futuroscope Chasseneuil cedex, France
email : `doumalin@lms.univ-poitiers.fr`

Éric Maire

GEMPPM, INSA de Lyon
69621 Villeurbanne cedex, France
email : `eric.maire@insa-lyon.fr`

RÉSUMÉ : On présente une extension de la technique de mesure de champs cinématiques par corrélation aux images tridimensionnelles obtenues par microtomographie sous rayonnement synchrotron. Les matériaux analysés, élaborés par métallurgie des poudres, sont des alliages d'aluminium, éventuellement renforcés par des particules sphériques de zircone-silice, dont le diamètre est de quelques centaines de micromètres. Le contraste tomographique nécessaire à l'analyse d'image est fourni par des grains de cuivre d'un diamètre de 5 à 10µm, plus dense que l'aluminium, introduits dans la matrice à raison de 5%, de telle sorte que le « mouchetis volumique » ainsi obtenu autorise une mesure de déplacement tous les 40µm avec des domaines de corrélation typiques de 20^3 *voxels, la résolution des images étant d'environ 2µm. Un dispositif de traction transparents aux rayons X permet de solliciter des échantillons de forme cylindrique dont la section varie de 1 à 4 mm*^{2}*. Des essais de validation avec des mouvements de translation sans déformation révèlent une précision potentielle de mesure de l'ordre de 0,02 voxels, les erreurs maximales coïncidant avec les artefacts de reconstruction tomographique. Les champs mesurés sur des échantillons entaillés de matrice non renforcée, sollicités en traction sont comparés aux mesures obtenues par microextensométrie de surface sous microscope électronique à balayage.*

1. Introduction

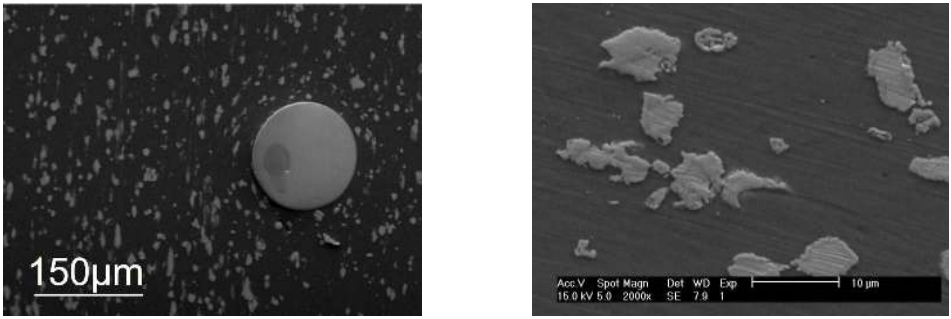
Les techniques de mesure des composantes planes ou tridimensionnelles du champ de déplacement en surface d'échantillon par corrélation ou stéréo-corrélation d'images numériques ont amplement prouvé leur intérêt pour l'étude des réponses mécaniques des structures et des matériaux. Toutefois, une limitation de ces techniques couramment avancée, est leur nature surfacique, le champ à cœur d'échantillon restant inaccessible. On peut craindre un biais systématique dans l'analyse statistique des mesures de champs sur des structures qui ne sont pas dans un état plan de déformation, notamment lorsque ces mesures sont comparées à des quantités volumiques issues de modèles mécaniques ou micromécaniques. Un tel biais a d'ailleurs été constaté [B *et al.,* 01] sur des mesures d'endommagement dans un composite à matrice métallique et renforts céramiques, dont l'analyse statistique en surface d'échantillon, par exemple à partir d'images en microscopie électronique à balayage (MEB), ne conduit pas aux mêmes conclusions quantitatives qu'une analyse volumique exploitant des images tridimensionnelles obtenues par microtomographie X (μTX) sous rayonnement synchrotron. L'objectif du travail présenté est, à terme, de disposer d'un outil permettant de procéder à ce même type de comparaison sur des champs de déformation à l'échelle fine d'un matériau hétérogène. La démarche proposée repose sur l'extension des techniques de corrélation d'images aux images tridimensionnelles d'un même échantillon à divers états de sollicitation, obtenues par μTX.

2. Matériaux

Les matériaux composites considérés sont formés d'une matrice d'aluminium pur très ductile, ou d'un alliage 2124 plus dur, renforcée par des billes céramiques quasi sphériques de Zircone/Silice (ZS, mélange de ZrO_2 cristallin et de SiO_2 amorphe), d'un diamètre de 150 à 400 μm. Ils ont été retenus pour leur microstructure relativement simple autorisant une comparaison ultérieure des mesures de champs aux prévisions de modèles micromécaniques analytiques ou numériques, non abordée ici. La présence des renforts induit une forte hétérogénéité de la déformation à l'échelle fine, que l'on se propose d'analyser expérimentalement en volume.

La technique de corrélation choisie pour la mesure cinématique nécessitant la présence d'un contraste local à une échelle plus fine que celle des gradients de déformation que l'on cherche à mesurer, on introduit dans la matrice des « marqueurs » de cuivre, bien visibles en microtomographie du fait de leur densité très supérieure à celle de l'aluminium. Leur diamètre de 5 à 10μm et leur fraction volumique de 5% ont été choisis de telle sorte qu'une mesure cinématique par corrélation soit possible tous les 40μm environ dans la matrice, mais aussi que leur présence ne perturbe pas trop les champs locaux d'interaction entre matrice et renforts de ZS. Ce dernier point a été vérifié au moyen d'outils numériques de changement d'échelle non abordés ici [B *et al.,* 04], permettant de comparer la réponse d'un composite avec marqueurs à celle d'un composite sans marqueur, mais dans lequel la matrice a un comportement homogénéisé tenant compte de la présence des marqueurs à une échelle plus fine. Des marqueurs de tungstène similaires à ceux utilisés ici ont permis à [N *et al.,* 03] d'évaluer des gradients macroscopiques dans des matériaux homogènes à base aluminium. Dans cette dernière étude, la méthode de calcul du déplacement était basé sur le repérage du centre de gravité des marqueurs,

Les matériaux sont élaborés par métallurgie des poudres selon une procédure spécifique visant à bien disperser les marqueurs. Le mélange de poudres Al/Cu est réalisé en phase liquide dans l'acétone en présence d'un liant organique de type polyéthylène-glycol. Une fois l'acétone évaporée, le mélange est un agglomérat friable de poudres solidifié par le liant. Des granulés d'une taille de 500μm environ sont produits par tamisage forcé. Pour l'obtention de composites, ces derniers sont mélangés avec les renforts de ZS. Le mélange est d'abord délianté puis densifié par extrusion aux environs de 450°C. Les micrographies MEB en Figure 1 présentent les microstructures obtenues.



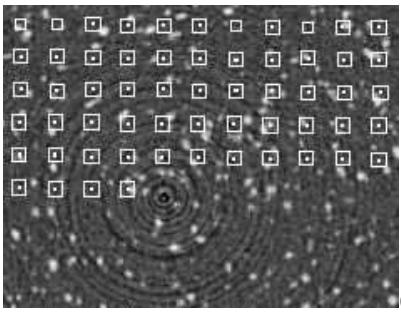
F . 1 – Micrographies MEB à deux échelles des matériaux analysés, avec une particule ZS et des marqueurs de cuivre.

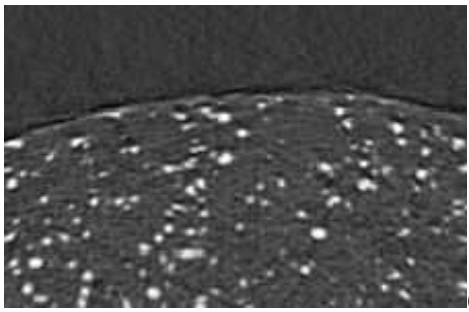
Des échantillons de traction simple avec diverses fractions volumiques (0%, 1%, 5% et 15% environ) de renforts ZS ont été élaborés. Les sections des zones utiles cylindriques varient de 1 à 4 μm^2, pour des longueurs centimétriques. Quelques échantillons sans renforts ont été entaillés, avec des rayons d'entaille de 0,3mm, 1mm et 2mm de façon à induire des gradients de déformation macroscopiques à l'échelle de ces entailles.

3. Acquisition et analyse des images

Les images de microtomographie sont obtenues à partir de radiographies X numériques d'un échantillon selon un grand nombre de directions coplanaires et d'une reconstruction logicielle, et correspondent à une représentation 3D du coefficient d'absorption X local de l'échantillon analysé, qui s'identifie en pratique à sa densité locale [B *et al.,* 00]. Grâce aux flux photoniques très importants du rayonnement synchrotron disponible de l'ESRF à Grenoble et aux capteurs matriciels mégapixels dont est dotée la ligne ID19, il est possible de visualiser des échantillons de sections millimétriques avec des résolutions micrométriques en des temps raisonnables (typiquement 20 minutes par image 3D). Le calcul de reconstruction est mené en entiers longs (32 bits) selon des algorithmes adéquats prenant en compte la géométrie du montage et les images finales sont codées sur 8 bits après un seuillage permettant de garder toute la dynamique des niveaux de gris des zones utiles, sans saturation. Lors des trois campagnes d'essais menées pour ce travail, des résolutions de 2μm ou 2,8μm par voxel ont été utilisées, assurant une taille de marqueurs variant de 3 à 6 voxels. La taille typique des blocs contenant les zones utiles des échantillons est de 600x700x850 voxels ; plusieurs blocs superposés ont parfois

été utilisés pour analyser des domaines plus grands. La Figure 2 donne deux exemples de plans tomographiques, présentant des artefacts de reconstruction. Les origines de ces derniers sont diverses. On peut citer par exemple la présence de pixels défectueux sur les capteurs ou les imperfections de centrage.


(a)


(b)

F . 2 – Plans d'images microtomographiques utilisées pour l'extensométrie à cœur ; points de mesure par corrélation (a) et exemples d'artefacts de reconstruction, autour de l'axe de rotation (a) et en surface d'échantillon (b).

Les échantillons sont ainsi observés dans leur état initial puis à divers niveaux de sollicitation mécanique. Deux à quatre états déformés sont enregistrés sous charge au moyen d'une machine d'essai spécifique dont la structure en PMMA quasi-transparente aux rayons X autorise l'acquisition des radiographies selon toutes les directions. Auparavant et dans un but de validation de la technique développée, une ou plusieurs images de haute résolution (4K×4K pixels, environ 0,5 μm par pixel) d'une surface polie de certains échantillons sont enregistrées au MEB en électrons secondaires. Des images similaires sont enregistrées après l'essai mécanique, hors charge, et comparées aux précédentes par technique de corrélation selon [B et D , 00].

Les images de microtomographie sont également analysées par la technique de corrélation numérique, étendue à trois dimensions. Le traitement d'image utilisé dérive directement des principes correspondants pour les images bidimensionnelles [B *et al.,* 89], le coefficient de corrélation étant calculé sur un domaine volumique et non surfacique, et la transformation liant les deux configurations comparées étant également volumique. On trouvera dans [B *et al.,* 99] le descriptif détaillé des relations correspondantes. Dans l'étude présentée, les domaines de corrélation sont des cubes de taille typique 20^3 voxels, le mouvement local est supposé être une translation et le coefficient de corrélation est de type « produit scalaire normalisé » de l'écart des niveaux de gris par rapport à la moyenne sur le domaine de corrélation (comme dans [B et D , 00]). Ce dernier choix rend l'analyse insensible à des variations de brillance et de luminosité, éventuellement introduites par le seuillage et le recodage en 8 bits en fin de traitement de reconstruction.

Le traitement est mené en deux étapes. La première, reposant sur un logiciel interactif permettant de visualiser les plans de tomographie des deux configurations et les points d'analyse, vise à repérer au voxel près les positions des points de référence dans la configuration déformée selon une démarche incrémentale consistant à rechercher l'optimum du coefficient de corrélation dans un domaine de recherche centré sur une position *a priori* déduite de la translation connue d'un point voisin. Le premier point est placé manuellement et il en est de même de ceux pour lesquels le traitement par corrélation ne fonctionne

pas, du fait d'une modification trop importante des niveaux de gris, due aux artefacts de reconstruction évoqués plus haut ou à une évolution du matériau, notamment par endommagement, induisant une variation du contraste de densité local. Le choix d'un domaine de recherche suffisamment petit permet de rendre l'opération raisonnablement rapide : le temps de traitement est de l'ordre de l'heure pour 10000 points analysés, avec typiquement une centaine d'interventions manuelles. Dans un second temps, le déplacement des points où la corrélation au voxel près est suffisante est optimisé afin d'atteindre une précision « sub-voxel ». Pour ce faire, on utilise une interpolation trilinéaire des niveaux de gris de l'image de l'état déformé, la translation optimale étant obtenue par un algorithme de descente de gradient utilisant le premier gradient du coefficient de corrélation ; cette seconde étape est totalement automatique.

Les points de référence sont organisés en lignes, colonnes et plans et sont construits à partir de 4 points choisis par l'utilisateur dans l'image de la configuration initiale, définissant un parallélogramme. L'invalidation de certains points de cette matrice, où le traitement par corrélation n'est pas effectué, permet de traiter des géométries non régulières, comme par exemple celle des échantillons entaillés ou encore celle des composites, dans lesquels le traitement n'est pas possible dans les renforts de ZS, du fait de l'absence de contraste. Le pas entre points de mesure peut être choisi indépendamment de la taille du domaine de corrélation, mais il est usuel de le prendre égal à ce dernier, de façon à utiliser toute l'information des images tout en préservant l'indépendance du traitement de deux points voisins.

Ce pas détermine la base de mesure des déformations locales, qui sont évaluées selon les fonctions de forme d'éléments finis cubiques trilinéaires à huit nœuds. En pratique, les valeurs de déplacement et les positions des points de référence sont lues par le code Cast3M et les 9 composantes du gradient de la déformation sont calculés aux points de Gauss au moyen des opérateurs usuels de ce logiciel, dont on utilise aussi les possibilités de post-traitement pour la visualisation des résultats, sous la forme, par exemple, de coupes des divers champs à travers l'échantillon.

4. Résultats

Un premier essai de validation sur un mouvement de translation pur a permis de prouver la bonne sensibilité de la technique : l'écart-type du déplacement local mesuré sur les 16000 points analysés est en effet inférieur à 0,02 voxels, pour un mouvement moyen d'environ 4 voxels selon l'axe x, 14 voxels selon y et une fraction de voxel selon z (qui est la direction de l'axe de rotation de l'échantillon). Ce résultat révèle une sensibilité très semblable à celle que l'on obtient avec des images de caméras optiques macroscopiques, et sensiblement meilleure que celle obtenues avec des images MEB ([B et D , 00]) et prouve le bas niveau de bruit des images de microtomographie, si l'on exclut les rares zones affectées par des artefacts de reconstruction, ainsi que la stabilité et la précision géométrique du montage. Les erreurs maximales, de l'ordre de 0,25 voxel, coïncident avec les zones présentant des erreurs de reconstruction dans l'une ou l'autre des images. Une telle incertitude sur le positionnement des points laisse présager une erreur de l'ordre de 0,1% sur les composantes du gradient de la transformation pour une base de mesure de 20 voxels, soit 40μm, avec une vingtaine de mesures selon les trois directions du domaine analysé.

On s'est ensuite intéressé à une sollicitation en traction simple d'un échantillon homogène. La Figure 3 donne les distributions des déformations équivalentes de von Mises à la première étape de chargement, obtenues avec un calcul au voxel près (a) et sub-voxel (b). La première révèle des lignes de Moiré dues aux arrondis numériques, que le calcul sub-voxel corrige. Le tenseur gradient moyen sur le domaine analysé (24024 points de mesure), donné par

$$\underline{\underline{F}}(\text{en } \%) = \begin{pmatrix} -0,57 & -0,48 & 0,18 \\ 0,55 & -1,0 & 0,38 \\ -0,47 & -0,38 & 1,81 \end{pmatrix},$$

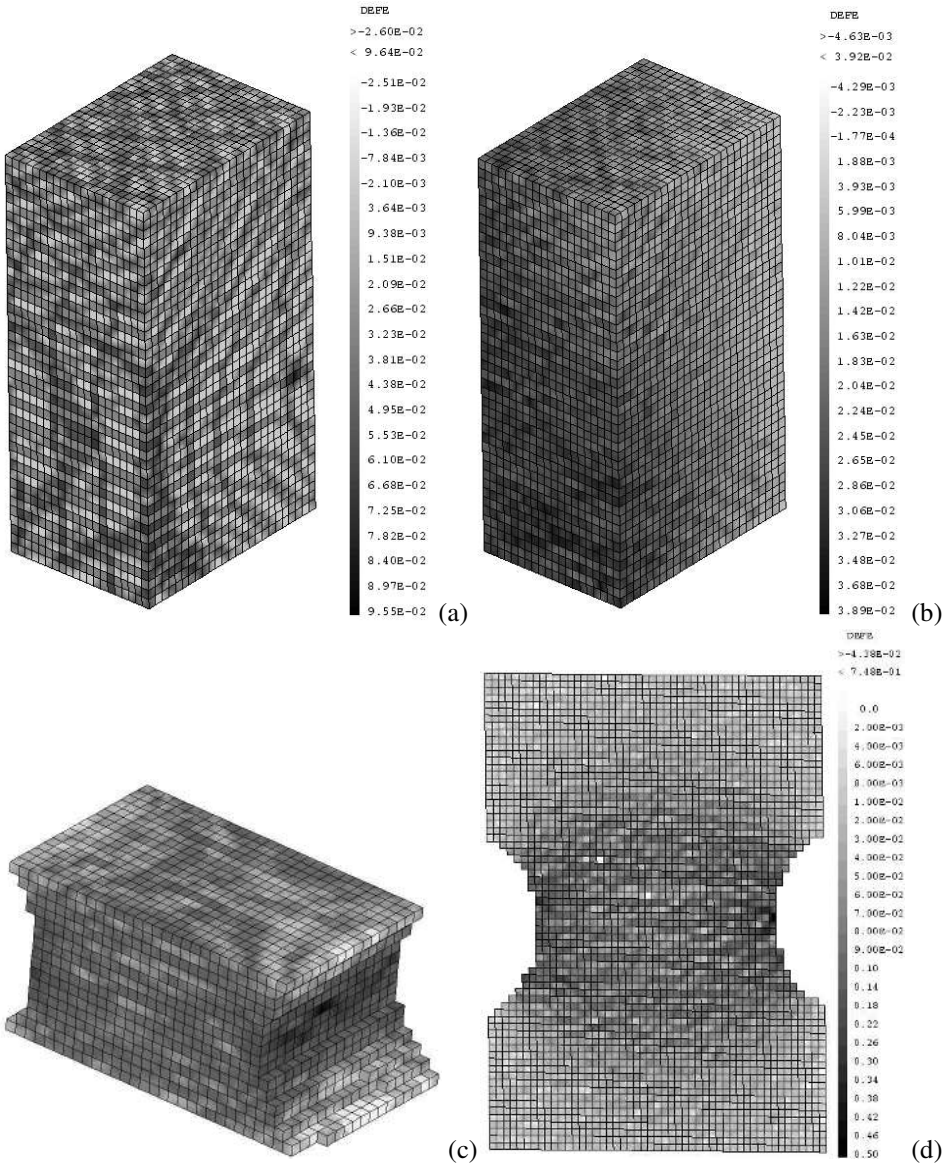
montre l'anisotropie de la réponse, induite par l'élaboration par extrusion. Le niveau moyen de déformation est d'environ 2% en traction, mais l'extensométrie de champs révèle pour cet essai une imperfection de la sollicitation : l'échantillon est en flexion.

Des gradients de déformation plus intenses sont observés dans les échantillons enta illés. La Figure 3 présente une comparaion entre champs obtenus à partir de l'analyse 3D (c) et une mesure plus classique en surface à partir d'images MEB (d). La comparaison est satisfaisante, au moins qualitativement. Une comparaison plus quantitative nécessiterait de prendre des points de référence identiques en surface pour les deux analyses. Outre les difficultés pratiques de repérage, cette démarche pose le problème du traitement des artefact de reconstruction en surface qui induisent des erreurs importantes de positionnement. Sur la Figure 3c, les points en surface de la zone analysée sont en fait sous la surface physique de l'échantillon pour éviter ces effets de bords.

L'analyse des champs de déformation dans les échantillons composites a enfin été menée. Malheureusement, du fait de la taille des renforts, grande par rapport aux sections utiles des échantillons, la déformation s'est localisée au voisinage d'un amas de renforts ZS dans une configuration critique et y a induit un fort endommagement puis la rupture précoce des échantillons, les autres zones n'étant quasiment pas déformées plastiquement. L'analyse extensométrique 3D a pu être menée mais n'a pas conduit aux résultats espérés : la mesure est fortement perturbée par les évolutions du contraste local qu'induit l'endommagement (décohésion entre marqueurs et matrice notamment) dans les zones de localisation de la déformation alors qu'elle reste noyée dans le bruit de mesure dans les autres zones sous chargement principalement élastique. D'autres essais avec des contrastes de comportement moins forts devront être tentés.

5. Conclusions et perspectives

Cette étude préliminaire confirme l'applicabilité des techniques de corrélation aux images de microtomographie de résolution micrométrique, au moins pour l'analyse de champs de déformation présentant des gradients suffisamment lisses tels que ceux rencontrés dans les échantillons entaillés. L'utilisation de cette technique pour l'étude de champs macroscopiques dans des matériaux présentant des contrastes tomographiques naturels (mousses, os, composites) ou ajoutés, au moyen de marqueurs, dans des structures modèles est donc parfaitement envisageable. Il conviendra toutefois d'améliorer encore certains aspects techniques de la procédure décrite ici. Entre autres citons les problèmes liés aux artefacts (voir à ce sujet [M *et al.,* 04] présentant un travail associé à ce projet), l'optimisation du choix des points de référence (à prendre de préférence sur



F . 3 – Cartes tridimensionnelles de la déformation équivalente de von Mises ; axe de traction vertical. Échantillon homogène : mesure au voxel près (a) et sub-voxel (b). Échantillon homogène avec entaille de rayon 1mm ; comparaison entre mesure microtomographique (c) et MEB (d) ; même carte de niveaux de gris.

les marqueurs), la prise en compte des gradients locaux dans le calcul du coefficient de corrélation ou encore le traitement amélioré des points proches de la surface (utilisation de masques excluant du calcul de corrélation les voxels en dehors du solide étudié),... La lourdeur informatique des manipulations des images tomographiques devra aussi être compensée par des interfaces logicielles adéquates. L'analyse des champs locaux hétérogènes dans les matériaux composites devrait également être possible, mais la taille des domaines analysés est encore trop petite pour garantir la représentativité statistique des champs mesurés ; des analyses de 2048^3 voxels sont toutefois actuellement possibles et ouvrent de vastes perspectives pour l'étude des matériaux hétérogènes.

Remerciements : Ce travail a bénéficié du soutien du Programme Matériaux du CNRS, dans le cadre de l'appel d'offres « Approches multi-échelles des propriétés macroscopiques des matériaux de structure ». P Cloetens, notre contact local lors des expériences sur la ligne ID19 de l'ESRF, est vivement remercié.

Bibliographie

[B *et al.,* 01] L. B , E. M , J.Y. B ` et R. F ` . « Characterisation by x-ray computed tomography of decohesion, porosity growth and coalescence in model metal matrix composites ». *Acta Materialia*, 49 : 2055–2063, 2001.

[B *et al.,* 00] J. B , J.Y. B ` , E. M , P. M et G. P . *X-Ray Tomography in Material Sciences*. Hermes Science, 2000.

[B *et al.,* 99] B.K. B , T.S. S , D.P. F et M. S . « Digital Volume Correlation : Three-dimensional Strain Mapping Using X-ray Tomography ». *Experimetal Mechanics*, 39 : 218–227, 1999.

[B et D , 00] M. B et P. D . « Micromechanical applications of digital image correlation techniques ». *In* P. J et J.M. F , Coordinateurs, *Interferometry in Speckle Light, Theory and Applications*, pages 67–74. Springer, 2000.

[B *et al.,* 04] M. B , O. C , J.M. C , P. D , T. F , D. J , E. M , M. M et H. M . « Analyse tridimensionnelle expérimentale et théorique des champs locaux dans un composite non linéaire ». *In Colloque d'étape du Programme Matériaux, Toulouse 2004 (CD-Rom)*. CNRS, 2004.

[B *et al.,* 89] H.A. B , S.R. M N , M.A. S et W.H. P . « Digital Image Correlation Using Newton-Raphson Method of Partial Differential Correction ». *Experimetal Mechanics*, 29 : 261–267, 1989.

[M *et al.,* 04] M. M , T. F et D. J . « Estimation de champ de déformation 3D de matériaux observés par microtomographie à rayons X ». *In Photomécanique 2004*, 2004.

[N *et al.,* 03] S.F. N , H.F. P , F. B , C. T et J.A. W . « Plastic strain measurements in three dimensions using marker particles and synchrotron X-ray absorption microtomography ». *Acta Materialia*, 51 : 2047–2415, 2003.