

4830

Imagerie 3D en mécanique des matériaux

sous la direction de
Jean-Yves Buffière
Eric Maire

© 2014, Lavoisier, Paris
www.editions.lavoisier.fr
ISBN 978-2-7462-4556-3

Le Code de la propriété intellectuelle n'autorisant, aux termes de l'article L. 122-5, d'une part, que les "copies ou reproductions strictement réservées à l'usage privé du copiste et non destinées à une utilisation collective" et, d'autre part, que les analyses et les courtes citations dans un but d'exemple et d'illustration, "toute représentation ou reproduction intégrale, ou partielle, faite sans le consentement de l'auteur ou de ses ayants droit ou ayants cause, est illicite" (article L. 122-4). Cette représentation ou reproduction, par quelque procédé que ce soit, constituerait donc une contrefaçon sanctionnée par les articles L. 335-2 et suivants du Code de la propriété intellectuelle.

Tous les noms de sociétés ou de produits cités dans cet ouvrage sont utilisés à des fins d'identification et sont des marques de leurs détenteurs respectifs.

Lavoisier

Guillermo REQUENA
Vienna University of Technology
Vienna
Autriche

Flavio SOLDERA
Saarland University
Saarbrücken
Allemagne

Julien RÉTHORÉ
INSA
Lyon

Domonkos TOLNAI
Helmholtz-Zentrum Geesthacht
Geesthacht
Allemagne

Stéphane ROUX
ENS
Caen

François VURPILLOT
Université de Rouen

Luc SALVO
INP
Grenoble

Table des matières

Introduction	19
Jean-Yves BUFFIÈRE et Eric MAIRE	
Chapitre 1. La sonde atomique tomographique	23
Didier BLAVETTE et François VURPILLOT	
1.1. Introduction	23
1.2. Principes fondamentaux	25
1.3. La mesure d'une composition	34
1.4. Le traitement des images	36
1.5. Rôle en métallurgie	38
1.6. Rôle en nanoscience et en nanoelectronique	40
1.7. Conclusions et perspectives	44
1.8. Remerciements	46
1.9. Bibliographie	46
Chapitre 2. Tomographie par coupes sériées	53
Guillermo REQUENA, Domonkos TOLNAI, Zahid ASGHAR, Hans-Peter DEGISCHER, Thomas KOCH, Flavio SOLDERA et Frank MÜCKLICH	
2.1. Introduction	53
2.2. Etat de l'art	55
2.2.1. Tomographie par coupes sériées par polissage mécanique	55
2.2.2. TCS avec usinage par décapage ionique	58
2.3. Méthodologie	60
2.3.1. Tomographie optique par coupes sériées	60
2.3.2. Tomographie à faisceau ionique focalisée (TFI)	61
2.4. Exemples d'applications	64

2.4.1. Alliages Al-Si	64
2.4.2. Céramique	69
2.4.2.1. TCS ionique d'une zirconie yttrée	70
2.4.3. Polymères	72
2.4.3.1. TCS d'un PP contenant des charges	72
2.4.3.2. TCS ionique d'un PP contenant des particules de talc	73
2.5. Conclusion	74
2.6. Remerciements	75
2.7. Bibliographie	75

Chapitre 3. Tomographie électronique 83

Thierry EPICIER

3.1. Généralités sur la tomographie électronique en science des matériaux	83
3.1.1. Introduction	83
3.1.2. Techniques pour la 3D	84
3.1.3. L'adaptation aux cristaux	85
3.2. Analyses 3D en microscopie électronique	88
3.2.1. Tomographie par séries « tiltées » en TEM (conventionnelle, EFTEM) et STEM	89
3.2.2. Tomographie en STEM basse tension (SEM)	92
3.2.3. Approches stéréoscopiques	93
3.3. Aspects pratiques de la tomographie par séries « tiltées »	94
3.3.1. Algorithmes de reconstruction	94
3.3.2. Phase d'acquisition	98
3.3.3. Principe de l'alignement des images	99
3.3.4. Les tomogrammes : résolution, traitement, visualisation	100
3.4. Applications en science des matériaux	103
3.4.1. Nanoparticules (NP) et catalyseurs	103
3.4.2. Hétérogénéités dans les alliages ou matériaux composites	104
3.4.3. Micro-électronique et systèmes semi-conducteurs	106
3.4.4. Dislocations	106
3.4.5. Tomographie multi-échelle	108
3.5. Développements récents et perspectives	109
3.5.1. Des algorithmes de reconstruction de plus en plus performants	109
3.5.2. Vers une tomographie à l'échelle atomique ?	110
3.5.3. Conclusion	111
3.6. Remerciements	111

Chapitre 4. Tomographie de laboratoire 125

Jérôme ADRIEN

4.1. Principes généraux	125
4.1.1. Introduction	125
4.1.2. Principes de la technique	126
4.1.3. Dispositifs	128
4.1.3.1. Systèmes d'acquisitions	128
4.1.3.2. Sources de laboratoire	128
4.1.3.3. Sources synchrotron	128
4.1.3.4. Détecteurs	130
4.1.3.5. Système de maintien et de positionnement de l'objet	131
4.1.4. Reconstruction	132
4.1.5. Artéfacts	133
4.1.5.1. Mouvement de l'objet	133
4.1.5.2. Rayonnement secondaire	135
4.1.5.3. Durcissement de faisceau	135
4.1.5.4. Artéfacts liés à la technologie du détecteur	136
4.1.5.5. Centre de rotation et géométrie de l'acquisition	139
4.1.5.6. Sous-échantillonnage	139
4.1.5.7. Tomographie locale	140
4.1.6. Résumé	141
4.2. Tomographie X de laboratoire	141
4.2.1. Dispositifs	142
4.2.1.1. Origine des rayons X	142
4.2.1.2. Cible	142
4.2.1.3. Fenêtre	144
4.2.1.4. Grossissement/Flou géométrique	144
4.2.2. Principales caractéristiques des systèmes disponibles dans le commerce	146
4.2.2.1. Puissance des tubes à rayons X	146
4.2.2.2. Taille de foyer	146
4.2.2.3. Champ de vue et résolution	146
4.2.2.4. Temps d'acquisition	147
4.2.3. Limitations	147
4.2.3.1. Stabilité de la source	147
4.2.3.2. Artéfacts en anneaux « rings »	148
4.2.3.3. Rayonnement secondaire provenant du tube à rayons X	150
4.2.3.4. Erreurs de reconstruction liées au faisceau conique	150
4.2.4. Tomographie hélicoïdale	151
4.2.5. Lamino-graphie en faisceau conique	153

4.2.7. Tomographie de laboratoire à l'échelle submicronique : « nanotomographie »	155	5.5.5. Dispositifs à lentille de Fresnel (FZP)	186
4.2.7.1. Tubes à rayons X avec une faible taille de foyer	155	5.6. Remerciements	187
4.2.7.2. Sources à partir de microscopes électroniques à balayage	156	5.7. Bibliographie	188
4.2.7.3. Lentilles de Fresnel	157	Chapitre 6. Essais <i>in situ</i>	193
4.2.8. Résumé	157	Jean-Yves BUFFIÈRE et Eric MAIRE	
4.3. Remerciements	157	6.1. Introduction	193
4.4. Bibliographie	158	6.2. Dispositifs <i>in situ</i>	194
Chapitre 5. Tomographie utilisant le rayonnement synchrotron	163	6.2.1. Chargement mécanique	194
Jean-Yves BUFFIÈRE, Eric MAIRE, Wolfgang LUDWIG, Luc SALVO, Elodie BOLLER, Emmanuelle GOULLART et Stéphane ROUX		6.2.2. Spécificité des dispositifs <i>in situ</i> pour la tomographie de laboratoire	196
5.1. Introduction	163	6.2.3. Dispositifs de chauffage	197
5.2. Imagerie en contraste de phase	163	6.2.4. Dispositifs de refroidissement	198
5.2.1. Conditions expérimentales pour l'obtention du contraste de phase	166	6.2.5. Dispositifs de déformation à haute température	199
5.3. Caractérisation de la cristallographie locale	167	6.3. Bibliographie	200
5.3.1. La tomographie par contraste de diffraction (DCT)	169	Chapitre 7. Traitement et analyse d'images	203
5.3.2. Possibilités et limitations de l'approche	171	Jean-Michel LÉFANG et Eric MAIRE	
5.3.3. Applications d'une approche combinée : imagerie et diffraction tridimensionnelle	173	7.1. Introduction	203
5.3.3.1. Propagation d'une fissure de fatigue courbe dans un alliage de Ti	173	7.2. Traitement	203
5.4. Tomographie rapide et ultrarapide	174	7.2.1. Introduction et fondamentaux	203
5.4.1. La source et l'énergie des rayons X	175	7.2.2. Filtrage dans le domaine spatial	204
5.4.2. Les scintillateurs	176	7.2.2.1. Transformation d'histogramme	204
5.4.3. L'optique	177	7.2.2.2. Convolution	205
5.4.4. Les caméras	179	7.2.2.3. Corrélation	208
5.4.4.1. Les caméras CCD	179	7.2.2.4. Filtrage d'ordre	209
5.4.4.2. Les caméras CMOS	180	7.2.3. Filtrage dans le domaine fréquentiel	209
5.4.5. Les platines de rotation	180	7.2.3.1. Transformée de Fourier	209
5.4.6. Reconstruction à partir d'un nombre de projections limité	180	7.2.3.2. Filtrage en fréquence	211
5.5. Tomographie à très haute résolution	182	7.2.4. Filtrage morphologique	212
5.5.1. Introduction	182	7.2.5. Segmentation	215
5.5.2. Tomographie submicronique en faisceau parallèle	183	7.2.5.1. Seuillage	215
5.5.2.1. Description générale	183	7.2.5.2. Région et interface	216
5.5.2.2. Exemples en faisceau parallèle	183	7.3. Analyse	217
5.5.3. Tomographie submicronique en faisceau divergent	184	7.3.1. Mesures globales	218
5.5.4. Dispositif de type Kirkpatrick-Baez	184	7.3.1.1. Fraction	218
		7.3.1.2. Covariance	219
		7.3.1.3. Texture	219
		7.3.2. Mesures se rapportant à des objets isolés	220

7.3.2.1. Etiquetage et mesure de morphologie	220
7.3.2.2. Coefficient de connexité	221
7.3.2.3. Problème de la mesure de surface	221
7.3.2.4. Biais des mesures par voisinage	222
7.3.3. Mesures se rapportant à une phase continue	223
7.3.3.1. Granulométrie	223
7.3.3.2. Tortuosité	224
7.4. Bibliographie	225
Chapitre 8. Corrélation d'images volumiques	227
François HUD et Stéphane ROUX	
8.1. Introduction	227
8.2. Une tentative d'état de l'art	227
8.3. Principes généraux	229
8.3.1. CIV locale	232
8.3.2. CIV globale : régularisation par fonction de forme	233
8.3.2.1. Approche multi-échelle	234
8.3.2.2. Minimisation	235
8.3.2.3. Résidus de corrélation	236
8.3.2.4. Exemple	236
8.3.3. CIV globale : régularisation mécanique	238
8.3.3.1. Principe	238
8.3.3.2. Régularisation de bord	240
8.3.3.3. Longueur de coupure	240
8.3.3.4. Exemple d'application CIV-V	242
8.4. Performances et artéfacts	243
8.4.1. Résolution	243
8.4.2. Artéfacts	245
8.4.2.1. Anneaux	245
8.4.2.2. Durcissement de faisceau	248
8.4.2.3. Température du tube de rayons X	250
8.4.3. Grandes déformations	252
8.5. Utilisation/exploitation	253
8.5.1. Lecture des résidus	254
8.5.2. Statistique de champs locaux	255
8.5.3. Identification	257
8.5.4. Fissuration	260
8.6. Conclusions et perspectives	261
8.7. Remerciements	263
8.8. Bibliographie	263
Chapitre 9. Calcul de microstructures	267
Eric MAIRE et Samuel FOREST	
9.1. Introduction	267
9.2. Méthodes numériques de résolution	268
9.2.1. Maillage de microstructures	268
9.2.2. Méthodes de Fourier	271
9.3. Propriétés apparentes des matériaux hétérogènes	271
9.3.1. Modules apparents d'un volume de matériau hétérogène	272
9.3.2. Notion de volume élémentaire représentatif	274
9.4. Applications	276
9.4.1. Rôle de la percolation dans les matériaux à fort contraste	276
9.4.2. Volume élémentaire représentatif pour les mousses hyperélastiques ou élastoplastiques	278
9.5. Bibliographie	280
Chapitre 10. Exploitation de la tomographie X pour la description quantitative de l'endommagement ductile : Caroline LANDRON et Olivier BOUAZIZ	283
10.1. Introduction	283
10.2. Etude par tomographie X à haute résolution	287
10.2.1. Mode opératoire	287
10.2.2. Croissance	290
10.2.3. Germination	294
10.2.4. Combinaison germination-croissance	297
10.2.5. Coalescence	298
10.3. Nouvelles possibilités	300
10.3.1. Enrichissement des modèles numériques	300
10.3.2. Imagerie 3D de la microstructure et de l'endommagement	302
10.4. Conclusions et perspectives	304
10.5. Bibliographie	305
Chapitre 11. Métal à l'état semi-solide et déformation à chaud. Luc SALVO, Pierre LHUSSIER et Dominique BERNARD	309
11.1. Introduction	309
11.2. Refusion partielle de structure à l'état semi-solide	311
11.2.1. Refusion partielle de structure équiaxe ou globulaire	311
11.2.1.1. Introduction	311

11.2.1.2. Apport de la tomographie <i>in situ</i> pour l'étude de la refusion partielle	313
11.2.1.3. Analyse 3D de grandeur moyenne	314
11.2.1.4. Analyse 3D locale des mécanismes de refusion	316
11.2.1.5. Conclusion	318
11.2.2. Refusion partielle de structure dendritique	319
11.2.2.1. Introduction	319
11.2.2.2. Expérience de tomographie <i>in situ</i>	319
11.2.2.3. Analyse qualitative	320
11.2.2.4. Modélisation analytique	322
11.2.2.5. Conclusion	324
11.3. Solidification	324
11.3.1. Structure de solidification	324
11.3.1.1. Introduction	324
11.3.1.2. Structures de solidification en tomographie rapide	325
11.3.2. Germination et croissance d'intermétalliques	329
11.3.2.1. Introduction	329
11.3.2.2. Tomographie <i>in situ</i> et analyse qualitative	329
11.3.3. Tomographie ultrarapide et solidification	331
11.3.3.1. Introduction	331
11.3.3.2. Solidification équiaxe par tomographie ultrarapide	332
11.3.4. Conclusion	335
11.4. Perméabilité dans les structures semi-solides	335
11.4.1. Introduction	335
11.4.2. Simulation de la perméabilité à forte fraction de solide	336
11.4.3. Conclusion	338
11.5. Fissuration en chaud des alliages Al-Cu	338
11.5.1. Introduction	338
11.5.2. Expériences de fissuration à chaud en isotherme	339
11.5.3. Analyse qualitative et quantitative	340
11.5.4. Conclusion	342
11.6. Endommagement lors de la déformation à chaud d'alliages de magnésium	342
11.6.1. Introduction	342
11.6.1.1. La germination	343
11.6.1.2. Phase de croissance	343
11.6.1.3. La coalescence	344
11.6.2. Expériences de déformation à chaud	345
11.6.3. Analyse qualitative et quantitative	345
11.6.4. Conclusion	349
11.7. Conclusion	349
11.8. Remerciements	350
11.9. Bibliographie	350
Chapitre 12. Fissures de fatigue	357
Nathalie LIMODIN, Julien RÉTHORÉ et Jean-Yves BUFFIÈRE	
12.1. Introduction	357
12.2. Limites de l'observation par tomographie des fissures de fatigue	359
12.2.1. Taille de l'échantillon	359
12.2.2. Imagerie par contraste de phase : avantages et inconvénients	360
12.3. Fissures courtes	361
12.3.1. Amorçage des fissures à partir de défauts naturels	362
12.3.2. Amorçage des fissures à partir de défauts artificiels	362
12.4. Fissures longues : imagerie et mesure de champs 3D	364
12.4.1. Etat de l'art sur les mesures de propagation et d'ouverture	364
12.4.2. Description des essais de fatigue <i>in situ</i>	367
12.4.3. Observations et enjeux	369
12.4.4. Analyse par corrélation d'images	371
12.4.4.1. Résidu	372
12.4.4.2. Cartes d'ouverture	373
12.4.5. Facteurs d'intensité des contraintes le long du front de fissure	374
12.4.5.1. Méthode d'extraction	374
12.4.5.2. Résultats	376
12.4.5.3. Comparaison avec les méthodes de mesure en surface	378
12.5. Perspectives : couplage imagerie, mesure de champs 3D et calcul	380
12.5.1. Détection de fissure	381
12.5.2. Mesure de champs de déplacement discontinus	381
12.5.3. Couplage mesure/calcul	383
12.6. Remerciements	383
12.7. Bibliographie	383
Index	389

- [RET 09] RÉTHORÉ J., ROUX S., HILD F., « An extended and integrated digital image correlation technique applied to the analysis fractured samples », *European Journal of Computational Mechanics*, vol. 18, p. 285-306, 2009.
- [RET 11] RÉTHORÉ J., LIMODIN N., BUFFIÈRE J.Y., HILD F., LUDWIG W., ROUX S., « Digital volume correlation analyses of synchrotron tomographic images », *Journal of Strain Analysis*, vol. 46, p. 683-695, 2011.
- [ROU 06] ROUX S., HILD F., « Stress intensity factor measurements from digital image correlation : post-processing and integrated approaches », *International Journal of Fracture*, vol. 140, n° 1-4, p. 141-157, 2006.
- [ROU 08a] ROUX S., HILD F., « Digital Image Mechanical Identification (DIMI) », *Experimental Mechanics*, vol. 48, n° 4, p. 495-508, 2008.
- [ROU 08b] ROUX S., HILD F., VIOT P., BERNARD D., « Three dimensional image correlation from X-Ray computed tomography of solid foam », *Composites Part A*, vol. 39, n° 8, p. 1253-1265, 2008.
- [RUD 92] RUDIN L.I., OSHER S., FATEMI E., « Nonlinear total variation based noise removal algorithms », *Physica D*, vol. 60, p. 259-268, 1992.
- [SAL 09] SALMON P.L., LIU X., SASOV A., « A post scan method for correcting artefacts of slow geometry changes during micro-tomographic scans », *Journal of X-Ray Science and Technology*, vol. 17, p. 161-174, 2009.
- [SMI 02] SMITH T.S., BAY B.K., RASHID M.M., « Digital volume correlation including rotational degrees of freedom during minimization », *Experimental Mechanics*, vol. 42, n° 3, p. 272-278, 2002.
- [TOD 03] TODA H., SINCLAIR I., BUFFIÈRE J.Y., MAIRE E., CONNOLLEY T., JOYCE M., KHOR K.H., GREGSON P., « Assessment of the fatigue crack closure phenomenon in damage-tolerant aluminium alloy by in situ high-resolution synchrotron X-ray microtomography », *Philosophical Magazine*, vol. 83, n° 21, p. 2429-2448, 2003.
- [TOD 04] TODA H., SINCLAIR I., BUFFIÈRE J.Y., MAIRE E., KHOR K.H., GREGSON P., KOBAYASHI T., « A 3D measurement procedure for internal local crack driving forces via synchrotron X-ray microtomography », *Acta Materialia*, vol. 52, p. 1305-1317, 2004.
- [VER 04] VERHULP E., VAN RIETBERGEN B., HUISKES R., « A three-dimensional digital image correlation technique for strain measurements in microstructures », *Journal of Biomechanics*, vol. 37, n° 9, p. 1313-1320, 2004.
- [WIT 08] WITZ J.F., ROUX S., HILD F., RIEUNIER J.B., « Mechanical properties of crimped mineral wools : Identification from Digital Image Correlation », *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 130, n° 021016, p. 1-7, 2008.

Chapitre 9

Calcul de microstructures

9.1. Introduction

Le calcul de microstructures est devenu une discipline importante de la mécanique des solides s'appuyant sur les acquis en calculs des structures et en sciences des matériaux. Il consiste à considérer la microstructure des matériaux comme une véritable structure sur laquelle s'exercent des conditions aux limites en déplacements ou/et en efforts, conduisant à la déformation du milieu hétérogène [FOR 02]. La méthode permet d'une part de prévoir la réponse mécanique, thermique ou électrique, de minicomposants constitués d'un matériau hétérogène, et d'autre part, d'estimer les propriétés effectives de matériaux composites en fonction de l'architecture du matériau. La distribution des phases en présence est bien souvent issue de modèles périodiques ou aléatoires représentant de manière statistique la microstructure du matériau réel, voir [JEU 01, TOR 02]. Les progrès récents de la microtomographie aux rayons X en particulier, mais de manière générale de toutes les méthodes d'imagerie 3D décrites dans le présent ouvrage, permettent aujourd'hui d'intégrer la microstructure réelle tridimensionnelle dans le calcul de microstructures. Les techniques d'expérimentation *in situ* également décrites dans ce livre autorisent alors une confrontation entre calcul et expérience à chaque étape de la déformation. Le calcul de microstructures permet finalement de prévoir l'amorçage de la rupture, voire sa propagation.

9.2. Méthodes numériques de résolution

Le problème aux limites thermomécanique ou multiphysique sur un volume de matériau hétérogène pose des difficultés spécifiques de définition des conditions aux limites et de détermination du comportement thermomécanique des constituants. La question des conditions aux limites sera abordée à la section 9.3. La résolution numérique du problème ainsi posé peut être réalisée de différentes manières. La méthode des éléments finis, bien connue en mécanique des structures, est applicable au calcul de microstructures mais nécessite la construction, souvent délicate en 3D, d'un maillage suffisamment fidèle. Pour réaliser ce maillage, quelques méthodes sont décrites dans la section suivante.

9.2.1. Maillage de microstructures

Nous proposons de classer les différentes méthodes disponibles pour réaliser un maillage fidèle à une microstructure en trois familles se distinguant par le type d'éléments utilisés :

- les méthodes utilisant des éléments coques ou poutres ;
- les méthodes de type voxel/élément ;
- les méthodes utilisant des éléments tétraédriques.

La figure 9.1 présente de façon schématique les trois familles discutées dans cette section et la figure 9.2 montre trois exemples de maillages réalisés.

Les méthodes de la première famille nécessitent l'obtention d'un squelette représentatif de la microstructure. Elles donnent lieu aux maillages les plus légers car la microstructure est décrite d'une façon simplifiée. Elles ont été utilisées (et conviennent) pour des matériaux très peu denses, comme des mousses ou des éponges, dont les éléments de phase solide s'apparentent à des poutres ou à des plaques. A partir d'images 3D de certaines de ces microstructures correspondant souvent à des mousses dites « ouvertes », il est par exemple possible de déterminer les sommets des cellules et d'utiliser ces sommets pour définir des éléments poutres [MUL 01, ELL 02]. Dans le cas de mousses « fermées » constituées cette fois de plaques, certains auteurs ont aussi réussi, à partir d'images de tomographie aux rayons X, à placer des éléments coques sur le plan médian de chacune des parois constituant le matériau. Il est possible alors, soit d'affecter à chaque élément coque une épaisseur qui est en accord avec la densité de l'échantillon étudié, soit d'affecter à chaque élément une épaisseur variable, qui peut par exemple être mesurée dans l'image tomographique ayant donné lieu au maillage (voir pour un exemple [CAT 08]).

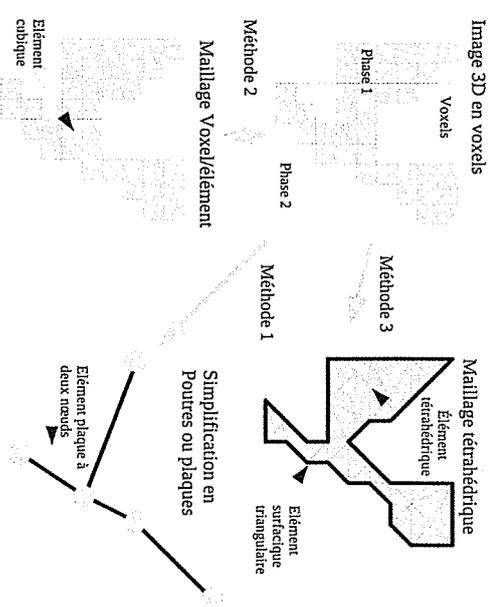


Figure 9.1. Description schématique de trois méthodes de maillage possibles à partir d'images 3D se présentant sous forme de voxels

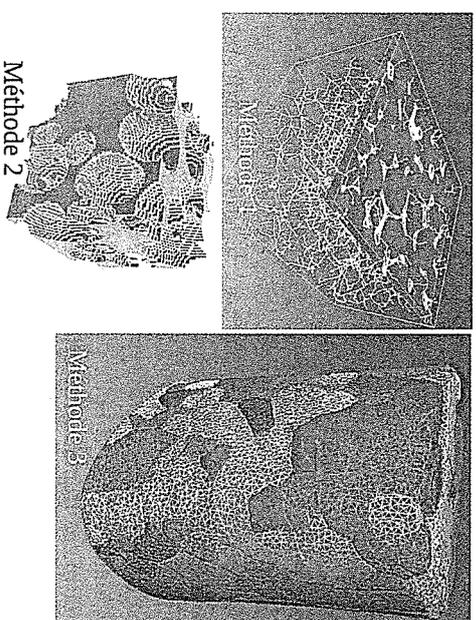


Figure 9.2. Exemples de maillages réalisés avec les trois types de méthodes (un exemple par type)

La seconde famille est la plus simple à implémenter algorithmiquement. Elle est basée sur le remplacement direct de chacun des voxels constituant la phase solide

par un élément cubique de même dimension. On réalise ainsi un maillage voxelisé représentant exactement la microstructure. Le maillage contient le même nombre d'éléments que l'image 3D contient de voxels [MAI 99], ce qui conduit en général à des tailles de problèmes énormes qu'il faut soit sous-résoudre soit découper. Dans le cas du découpage, on risque de perdre la représentativité en réduisant le volume considéré (voir les considérations sur le volume représentatif exposées plus loin dans ce chapitre). Dans le cas d'une sous-résolution, on perd la finesse de description de la microstructure. Cependant, avec ce type de méthode les propriétés mécaniques de chaque élément peuvent être contrôlées par le niveau de gris du voxel correspondant dans l'image. Il est donc par exemple possible de sous-résoudre beaucoup l'image d'un matériau contenant des fluctuations de densité ou de concentration en phases. Ceci a été utilisé dans [DEG 00] où cette méthode a permis de décrire la formation de bandes de déformation dans des mousses métalliques. Une autre solution pour faire face à la taille importante des maillages de type voxel/élément est l'utilisation de codes éléments finis non commerciaux, spécialement dédiés (et donc optimisés) pour ce genre de calcul. Roberts et Garboczi [ROB 01] ont produit un tel code et l'ont utilisé pour étudier les propriétés de matériaux céramiques de construction (plâtre, ciment, béton). L'utilisation de méthodes de Fourier est une autre manière de faire face aux problèmes de taille. Ces méthodes seront décrites en détail dans la section suivante.

La dernière famille est *a priori* la plus précise puisqu'elle vise à décrire le plus fidèlement possible les détails de la microstructure. Il s'agit d'abord de mailler chacune des phases présentes en créant des surfaces basées sur une segmentation préalable de la microstructure en autant de phases qu'elle en comporte. Cette segmentation peut être réalisée par toutes les méthodes décrites au chapitre portant sur le traitement d'images de cet ouvrage. Les surfaces sont en général constituées d'éléments triangulaires qui s'appuyent au départ sur les voxels par un algorithme de type *marching cube*. Quand les surfaces séparant les différentes phases sont créées, elles sont en général simplifiées pour réduire le nombre de triangles qui les constituent tout en respectant la géométrie des phases le plus fidèlement possible. Ensuite, un maillage volumique de type avancée de front est créé à partir de ces surfaces triangulaires, pour remplir de tétraèdres chacun des éléments solides présents dans la microstructure. Historiquement, ce type d'approche a été d'abord développé en biomécanique [ULR 98]. Plus récemment, des utilisations en science des matériaux « pour l'ingénieur » sont apparues [MAD 07, YOU 05] et elles se généralisent aujourd'hui.

Ulrich *et al.* [ULR 98] ont comparé les deux dernières familles (voxel/éléments et tétraèdres) dans le cas de l'os trabéculaire. Le maillage à base de tétraèdres s'est avéré plus efficace car permettant une convergence plus rapide pour des éléments finis de plus grosse taille.

9.2.2. Méthodes de Fourier

Une alternative au calcul par éléments finis pour le calcul de microstructures est l'utilisation de méthodes à base de FFT. A l'origine, de telles méthodes de Fourier ont été utilisées pour le calcul d'évolution de microstructures par changement de phase. Des algorithmes plus efficaces, adaptés au comportement mécanique linéaire, puis plus récemment non linéaire, ont été développés [MIC 99, MOU 94, MOU 98]. Cette méthode présente l'avantage insigne de pouvoir utiliser directement les images 3D microtomographiques, correctement seuillées, aussi bien que les images issues de modèles aléatoires représentatifs de différentes classes de microstructures, tels que les schémas booléens de sphères dont les propriétés électriques et mécaniques ont été étudiées dans [WIL 09, WIL 11].

Des microstructures aussi complexes que celle du béton peuvent être analysées par cette méthode à partir d'images microtomographiques [ESC 11].

L'utilisation des méthodes de Fourier exige l'emploi de conditions aux limites périodiques. Elles ne sont donc pas adaptées aux calculs de microsytèmes mais s'imposent pour l'étude des propriétés effectives et des champs locaux dans les milieux hétérogènes comme les composites et les polycristaux [BRE 09]. On verra en effet tout l'intérêt des conditions aux limites périodiques dans l'évaluation des propriétés effectives à la section 9.3, même lorsque la microstructure n'est pas périodique.

9.3. Propriétés apparentes des matériaux hétérogènes

La connaissance de la microstructure tridimensionnelle des matériaux hétérogènes doit permettre de prévoir les propriétés physiques de ces matériaux en supposant connu le comportement intrinsèque des constituants. La microtomographie donne accès à une description détaillée de la géométrie de la microstructure insuffisamment caractérisée par le passé. La difficulté de la prévision des propriétés effectives des matériaux en s'appuyant sur cette connaissance de la morphologie réside dans le fait que les échantillons analysés sont généralement de taille très limitée. Dans certains cas, la microstructure analysée n'est pas représentative de l'ensemble du matériau. Les propriétés que l'on peut calculer ou mesurer dans ce cas sont les propriétés apparentes du volume étudié. Les propriétés apparentes donnent des indications sur les propriétés effectives du matériau à condition que le matériau considéré soit statistiquement homogène et que la taille des volumes analysés ne soit pas trop petite. Dans cette partie, on définit d'abord la notion de propriété apparente dans le cas mécanique et on indique les liens avec les propriétés effectives du matériau.

9.3.1. Modules apparents d'un volume de matériau hétérogène

Soit V un volume de matériau hétérogène contenant un nombre arbitraire de constituants sous forme d'inclusions, de cavités ou de phases percolantes. La frontière extérieure de ce domaine est S . Lorsque V est poreux, on entend par S le contour extérieur de la boîte étudiée car le vide est considéré comme une phase à part entière du milieu hétérogène¹.

Des contraintes et déformations globales, Σ et E respectivement, peuvent être associées au volume V considéré soumis à des sollicitations mécaniques données. Elles sont définies, comme dans le contexte de la théorie de l'homogénéisation [BES 01, BOR 01], grâce à des opérations de moyenne volumique :

$$\sigma = \frac{1}{V} \int_V \sigma \, dV, \quad E = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon \, dV \quad [9.1]$$

où $\sigma(x)$, $\varepsilon(x)$, $\forall x \in V$ désignent les champs de contraintes et de déformations régnant dans V .

Pour solliciter mécaniquement le volume étudié, on considère successivement les conditions aux limites suivantes :

– conditions de déformations homogènes au contour. Il s'agit de conditions de type Dirichlet pour lesquelles les déplacements sont imposés sur tout le contour ∂V de la façon suivante :

$$u = E \cdot x, \quad \forall x \in \partial V \quad [9.2]$$

où E est un tenseur du second ordre symétrique uniforme donné. Dans ces conditions, on établit que la déformation moyenne sur V est égale au tenseur E imposé [BES 01] :

– conditions de contraintes homogènes au contour. Il s'agit de conditions de type Neumann pour lesquelles le vecteur contrainte t , densité surfacique d'efforts appliqués, est de la forme suivante :

$$t = \Sigma \cdot n, \quad \forall \underline{x} \in \partial V \quad [9.3]$$

où n est le vecteur normal au contour de V et Σ un tenseur d'ordre 2 symétrique uniforme. Dans ces conditions, on établit que les contraintes moyennes sur V sont égales au tenseur Σ imposé [BES 01] :

– conditions périodiques. Dans ce cas, le champ de déplacements se décompose en une partie linéaire et une fluctuation v supposée périodique, c'est-à-dire prenant

les mêmes valeurs en deux points homologues du milieu séparés d'un vecteur de périodicité :

$$u(x) = E \cdot x + v(x), \quad \forall x \in V \quad [9.4]$$

A nouveau, on montre qu'alors, la moyenne des déformations sur V n'est autre que E . Aux conditions de périodicité sur la fluctuation v s'ajoutent des conditions d'anti-périodicité du vecteur contrainte t de manière à assurer les conditions d'équilibre entre cellules élémentaires voisines du milieu périodique. Lorsque la microstructure du milieu est périodique, les conditions périodiques sont nécessaires. Mais de telles conditions sur les déplacements peuvent être utilisées même si la microstructure n'est pas périodique. Ces conditions se traduiront alors par un effet de bord comme pour les conditions homogènes précédentes. Certains travaux ont montré que l'effet de bord induit dans ces conditions par les relations de périodicité est bien souvent moins marqué que pour les conditions homogènes [KAN 03, SAB 05]. C'est pourquoi les conditions de périodicité sont d'un usage fréquent en calcul de microstructures :

– conditions mixtes. Les conditions précédentes peuvent être combinées à condition de garantir le caractère bien posé du problème aux limites. Par exemple, un essai de traction à déformation axiale moyenne imposée sur un élément de volume de microstructure peut être réalisé en combinant des conditions homogènes au contour en contraintes et en déformations.

Les conditions aux limites précédentes ont l'avantage de permettre la réalisation d'une équivalence entre des conditions énergétiques au niveau global et au niveau local. En particulier, dans ces conditions, la moyenne du travail des efforts intérieurs est égale au travail des contraintes et déformations moyennes :

$$\langle \sigma : \varepsilon \rangle = \langle \sigma \rangle : \langle \varepsilon \rangle \quad [9.5]$$

D'autres conditions aux limites peuvent être élaborées pourvu qu'elles garantissent l'équivalence précédente nécessaire à la définition de propriétés effectives ou apparentes.

Dans le cadre de l'élasticité linéarisée, on appelle modules d'élasticité apparents les tenseurs d'ordre 4 reliant les contraintes moyennes aux déformations moyennes sur le volume V étudié, lorsque des conditions aux limites des types précédents sont appliquées. Ces modules dépendent du choix des conditions aux limites appliquées. Soient C_E^{app} (respectivement S_Σ^{app}) le tenseur des modules (respectivement souplesses) apparents obtenu à l'aide de conditions aux limites en déformations (respectivement contraintes) homogènes au contour :

$$\sigma = \langle \sigma \rangle = C_E^{\text{app}} : \langle \varepsilon \rangle = C^{\text{app}} : E, \quad \sigma = S_E^{\text{app}} : E \quad [9.6]$$

1. Dans le cas où le volume considéré contient des cavités ou des fissures, les calculs de moyennes annoncés dans ce chapitre prennent des formes particulières qui ne sont pas détaillées ici mais que le lecteur trouvera dans les ouvrages [BES 01, BOR 01].

En général, à moins que le volume considéré ne soit suffisamment grand, le tenseur des modules apparents ainsi défini diffère de l'inverse du tenseur des souplesses. Les théorèmes de l'énergie en élasticité linéarisée permettent d'établir l'inégalité :

$$C_{\Sigma}^{\text{app}} = (S_{\Sigma}^{\text{app}})^{-1} \leq C_E^{\text{app}} \quad [9.7]$$

fort utile en guise de vérification pour les calculs de microstructures [HAZ 94, HAZ 95, HUE 90]. Cette inégalité doit être comprise au sens des formes quadratiques. En particulier, ces inégalités s'appliquent aux valeurs propres des tenseurs d'élasticité concernés. Des modules apparents peuvent également être définis pour les conditions aux limites périodiques. Dans ce cas, il n'y a pas de distinction entre modules et souplesses obtenues dans ces conditions et les modules correspondants s'intercalent entre les modules apparents en contraintes et en déformations précédents.

On peut découper un volume V en un ensemble de sous-volumes deux à deux disjoints constituant un recouvrement de V et s'interroger sur le lien entre les modules apparents C_V^{app} et la moyenne des modules apparents \bar{C}^{app} calculés sur chacun des sous-volumes. La chaîne d'inégalités suivantes est obtenue :

$$\bar{C}_{\Sigma}^{\text{app}} \leq C_{\Sigma V}^{\text{app}} \leq C_{EV}^{\text{app}} \leq \bar{C}_E^{\text{app}} \quad [9.8]$$

Ces résultats peuvent être mis à profit pour estimer les propriétés apparentes d'une image de microstructure de grande taille, n'autorisant pas un calcul direct, grâce à des calculs sur les sous-volumes prélevés dans l'image [KAN 06]. On peut ainsi encadrer la réponse du massif.

9.3.2. Notion de volume élémentaire représentatif

Dans le cas de l'élasticité linéaire et sous les hypothèses d'homogénéité statistique, on sait que les modules apparents définis précédemment tendent vers une limite unique que sont les modules effectifs, C^{eff} du matériau composite, si l'on accroît la taille du volume V considéré [SAB 92]. Si le volume est suffisamment grand, la propriété effective peut être calculée avec n'importe laquelle des conditions aux limites précédentes. Un tel volume est dit représentatif. L'inégalité [9.8] devient alors :

$$\bar{C}_{\Sigma}^{\text{app}} \leq C_{\Sigma}^{\text{eff}} = C_E^{\text{eff}} \leq \bar{C}_E^{\text{app}} \quad [9.9]$$

Les calculs de propriétés apparentes sur des sous-volumes représentant un recouvrement du grand volume V représentatif, permettent donc d'encadrer les modules effectifs, éventuellement non calculables directement. En pratique, on peut remplacer les calculs sur un recouvrement du volume élémentaire représentatif par une multitude de calculs sur des prélèvements au hasard ou des réalisations de la microstructure aléatoire.

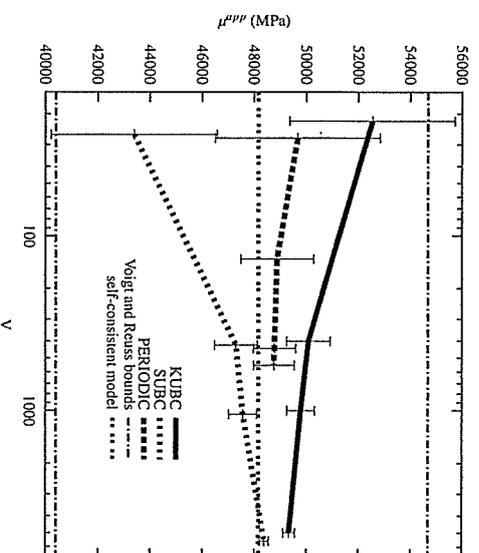


Figure 9.3. Moyenne et intervalle de la variation du module de cisaillement μ^{app} en fonction de la taille du domaine, pour trois différents types de conditions aux limites (polycristaux de cuivre)

La taille du volume élémentaire représentatif est une notion-clé pour estimer les propriétés effectives des matériaux hétérogènes. Une définition déterministe consiste à retenir une dimension minimale pour laquelle les modules apparents calculés sur un tel volume pour diverses conditions aux limites sont peu ou prou identiques. Cette définition s'avère exorbitante dans la pratique. On peut la restreindre en considérant la taille d'un volume pour laquelle les modules effectifs sont atteints mais seulement pour certaines conditions aux limites particulières. Enfin, on peut lui donner une signification statistique en considérant que la propriété effective est atteinte grâce à une multitude de calculs sur des volumes de taille donnée et constituant autant de réalisations de la microstructure réelle, et ce pour un type de conditions aux limites donné. Cette stratégie s'avère la plus efficace pour la détermination numérique des propriétés effectives. Les conditions aux limites privilégiées sont indéniablement les conditions de périodicité [KAN 03, SAB 05].

La détermination de la taille du volume élémentaire représentatif pour les milieux hétérogènes passe par une approche statistique consistant à considérer des volumes élémentaires de taille croissante. Les techniques de microtomographie ne fournissent pas nécessairement un nombre suffisant de réalisations de la microstructure. On peut alors recourir à un modèle de milieu aléatoire identifié à partir des images réelles disponibles. Une telle identification de modèle morphologique à partir d'informations microscopiques a été réalisée pour un élastomère chargé de noir de carbone dans [JEA 11a, JEA 11b]. Cette stratégie est illustrée par la figure 9.3 dans le cas académique de la détermination du module de cisaillement d'un polycristal isotrope. Le polycristal est représenté par le modèle de Voronoï, les orientations

cristallines étant uniformément distribuées. On considère des volumes contenant un nombre de grains croissant de 10 à 5 000. Le module de cisaillement apparent est calculé en appliquant des conditions aux limites en déformations (KUBC), en contraintes (SUBC) ou périodiques. Les deux premières valeurs encadrent l'estimation périodique et convergent lentement vers une valeur unique, à savoir le module de cisaillement effectif du polycristal. Pour chaque nombre de grains un grand nombre de réalisations doit être considéré de façon à estimer précisément la moyenne. La dispersion des modules apparents diminue progressivement quand la taille du volume augmente. Cette décroissance suit une loi asymptotique en A_3/V où A_3 est appelée, portée intégrale en morphologie mathématique [KAN 03]. Pour cette microstructure polycristalline isotrope, le modèle autocohérent fournit une excellente estimation.

9.4. Applications

9.4.1. Rôle de la percolation dans les matériaux à fort contraste

Les réfractaires à base de zirconne et de verre, utilisés comme matériau constituant les fours verriers, ont récemment fait l'objet d'observations micromorphologiques ayant révélé la structure complexe tridimensionnelle de la phase la plus résistante à haute température, à savoir la zirconne [MAD 07]. L'exceptionnelle résistance de ce matériau au fluage s'explique par l'existence d'un squelette percolant de zirconne lui permettant de résister au fluage au-delà de la température de fusion du fer. Cette microstructure inédite, visible sur la figure 9.4, diffère fondamentalement des réfractaires traditionnels obtenus par frittage. Cette microstructure percolante est issue du procédé d'électrofusion. La notion de percolation joue un rôle fondamental dans le comportement de nombreux matériaux hétérogènes. La connaissance de la structure tridimensionnelle permet de la quantifier avec précision. Par exemple, on peut définir un taux de percolation égale au volume de zirconne connectée divisé par le volume total de zirconne. L'analyse d'images tridimensionnelles révèle un taux de près de 100 % pour une fraction volumique de 0,88 en zirconne, sur la figure 9.5. Cette percolation géométrique peut être caractérisée plus précisément en érodant progressivement la zirconne jusqu'à ce que la connectivité soit perdue. La courbe de la figure 9.5 indique que le seuil de percolation géométrique est atteint lorsque la teneur en zirconne passe de 0,88 à 0,15. Il en va tout autrement de la notion de « percolation mécanique ». En effet, des calculs par éléments finis ont été réalisés à partir de ces images tridimensionnelles pour évaluer le module de Young en fonction de la teneur en zirconne. Le résultat dépend du contraste entre les propriétés élastiques du verre et de la zirconne. Les calculs ont été réalisés pour deux contrastes distincts : un contraste de 3 en faveur de la zirconne, proche de la réalité sur une large gamme de températures, et un contraste exagéré de 1 000. Dans les deux cas, le module de Young apparent décroît progressivement sans manifestation d'un réel seuil de percolation, voir figure 9.5. Ce fait révèle la complexité du comportement mécanique qui fait jouer des mécanismes

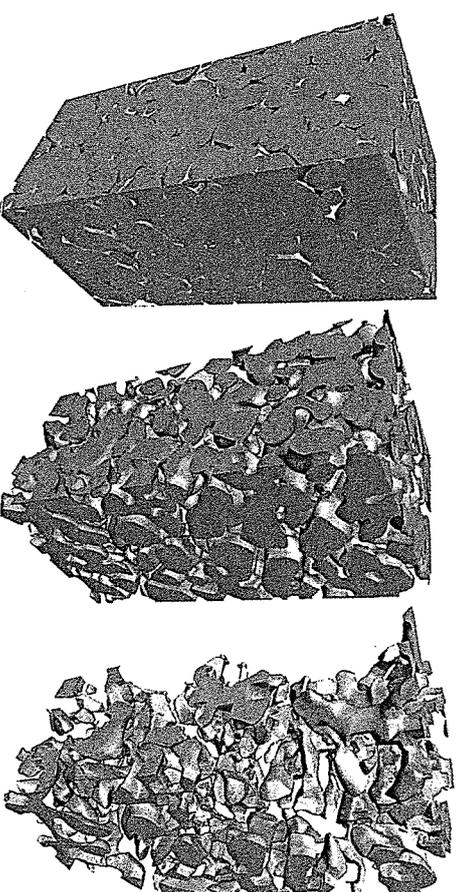


Figure 9.4. Réfractaire zirconne verre : reconstruction de la phase zirconne $f = 0,88$ (à gauche), érosion de la zirconne à $f = 0,55$ (milieu) et à $f = 0,15$ (à droite)

de flexion locale conférant à la microstructure une rigidité non négligeable même pour des fractions volumiques faibles. La chute du module est toutefois notablement plus abrupte en présence d'un fort contraste.

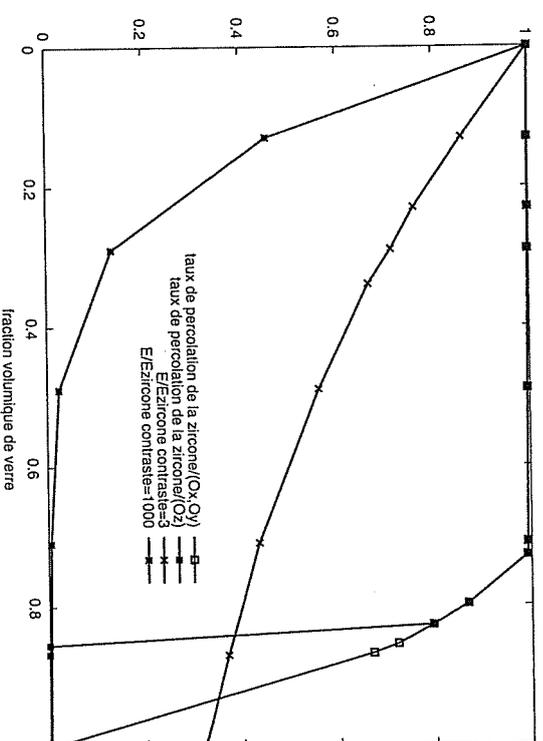


Figure 9.5. Réfractaire zirconne verre : taux de percolation géométrique et propriétés élastiques en fonction de la fraction volumique de zirconne

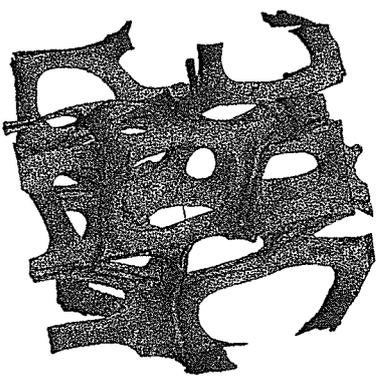
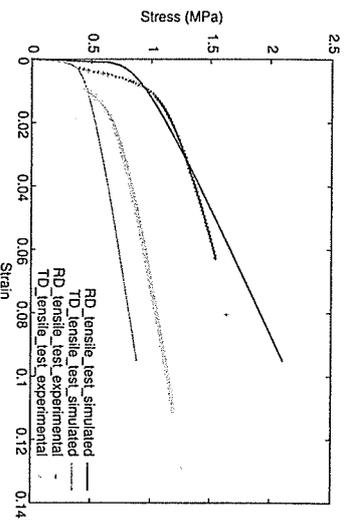


Figure 9.6. Mousse de nickel à porosité ouverte : comparaison entre les courbes de traction obtenues expérimentalement et numériquement pour deux directions de sollicitation. L'état déformé d'une cellule en fin d'essai de traction longitudinale est donné à droite, la couleur claire indiquant une déformation plastique équivalente supérieure à 0.1.

9.4.2. Volume élémentaire représentatif pour les mousses hyperélastiques ou élastoplastiques

Les mousses de nickel sont largement utilisées dans les batteries nickel-métal-hydrure (NiMH). Leur porosité ouverte permet de contenir l'électrolyte et les brins métalliques collectent le courant. Leurs propriétés mécaniques sont donc essentielles pour garantir une bonne conduction du courant. Ces mousses sont produites sous forme de plaques de 3 mm d'épaisseur et, une fois chargées en électrolyte, elles sont fortement comprimées puis enroulées pour le conditionnement en batterie. Une ductilité suffisante de la mousse est donc nécessaire pour éviter la rupture des brins lors de ces opérations [BAD 00]. D'autres applications possibles des mousses de nickel concernent notamment les filtres à particules pour moteurs Diesel [DUC 09].

Les mousses de nickel sont réalisées par dépôt électrolytique sur un précurseur en mousse de polyuréthane (PU). Le comportement mécanique des mousses polyuréthanes à porosité fermée est important en raison des nombreuses applications pour l'absorption de choc et de confort. Le précurseur à porosité ouverte est obtenu par explosion des parois des cellules. Le comportement des mousses de PU représente un exemple remarquable de comportement hyperélastique compressible. La réponse mécanique de la mousse peut être prédite en fonction du comportement hyperélastique quasi incompressible du PU relativement bien connu en pratique, et de la microstructure réelle obtenue par microtomographie [DLE 05]. Nous sommes confrontés à la question du volume élémentaire représentatif pour le comportement non linéaire des matériaux hétérogènes. Il est remarquable de constater qu'un calcul par éléments finis sur une seule cellule de mousse PU et sur 24 cellules conduisent à

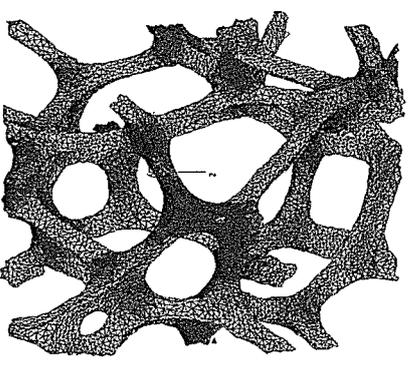
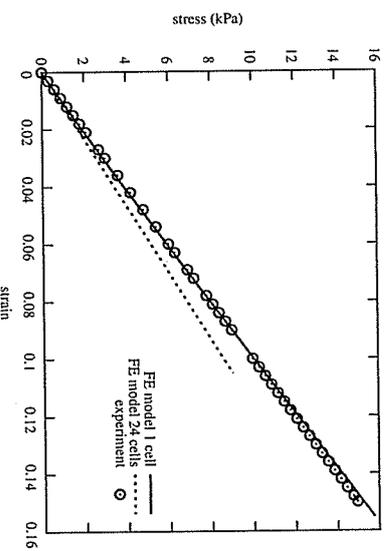


Figure 9.7. Mousse de polyuréthane à porosité ouverte : contrainte de Cauchy en fonction de la déformation de Green-Lagrange pour un essai de traction simple et sa simulation à l'aide de deux volumes issus d'une analyse microtomographique. L'état déformé d'une cellule en fin d'essai est donné à droite, la couleur claire indiquant une déformation équivalente de Green-Lagrange supérieure à 0.2.

La mousse de nickel élaborée à partir du précurseur de PU se comporte de manière bien différente. La microstructure se distingue de la mousse PU par une double porosité. En effet, les brins de mousses de nickel sont creux en raison de la disparition du PU suite aux traitements thermiques subis par la mousse métallique. La section des brins est de type triangulaire creuse à bordure de plateau, avec un épaississement aux pointes. Suite au dépôt électrolytique, les nœuds, jonctions des brins, sont plus massifs et jouent un rôle prépondérant sur la réponse élastoplastique de la mousse. La connaissance du comportement élastoplastique de feuillards de nickel ayant une texture cristallographique et une taille de grains proche de celles rencontrées dans la mousse, permettent de modéliser le comportement du nickel dans la mousse comme un milieu de von Mises avec écrouissage linéaire isotrope [GOU 04]. La réponse de la mousse est alors prédite grâce à des calculs par éléments finis s'appuyant sur des maillages élaborés à partir des images microtomographiques de la mousse. Les courbes de traction dans les directions longitudinale et transversale du produit révèlent une très forte anisotropie essentiellement due à la forme ellipsoïdale des cellules induite par le procédé. Cette anisotropie est remarquablement bien prédite par le calcul par éléments finis sur une seule cellule de mousse comme le montrent les courbes de la figure 9.6. Un calcul sur un volume élémentaire contenant seize

cellules confirme ces résultats. On voit que plasticité ne signifie pas nécessairement grande taille de VER, en particulier lorsque le constituant présente un fort écrouissage. On remarque que les modules d'élasticité longitudinale et transversale sont nettement moins bien prédits par l'approche numérique, situation fréquemment rencontrée dans les mousses métalliques, sans qu'une raison claire ait pu être identifiée. Le champ de déformation plastique équivalente après 10 % de déformation longitudinale indique la forte déformation des nœuds soumis à une flexion intense. C'est dans ces zones que la rupture s'amorce en général.

9.5. Bibliographie

- [BAD 00] BADICHE X., FOREST S., GUIBERT T., BIENVENU Y., BARTOUT J., JENNY P., CROSET M., BERNET H., « Mechanical properties and non-homogeneous deformation of open-cell nickel foams : application of the mechanics of cellular solids and of porous materials », *Materials Science and Engineering A*, vol. A289, p. 276-288, 2000.
- [BES 01] BESSON J., CAILLETAUD G., CHABOCHE J., FOREST S., *Mécanique non linéaire des matériaux*, Hermès, Paris, 2001.
- [BOR 01] BORNER T., BRETHEAU T., GILORMINI P., *Homogénéisation en mécanique des matériaux*, Hermès, Paris, 2001.
- [BRE 09] BRENNER R., LEBENSOHN R., CASTELNAU O., « Elastic anisotropy and yield surface estimates of polycrystals », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 46, p. 3018-3026, 2009.
- [CAT 08] CATY O., MAIRE E., YOUSSEF S., BOUCHET R., *Acta Materialia*, vol. 56, 2008.
- [DEG 00] DEGISHER H., KOTTAR A., FOUROUGH B., dans *X-ray tomography in materials science*, Hermès, Paris, 2000.
- [DIL 05] DILLARD T., NGUYEN F., MAIRE E., FOREST S., BIENVENU Y., BARTOUT J., CROSET M., SALVO L., DENDIEVEL R., CLOETENS P., « 3D quantitative image analysis of open-cell nickel foams under tension and compression loading using X-ray microtomography », *Philosophical Magazine*, vol. 85, p. 2147-2175, 2005.
- [DUC 09] DUCHAMP M., BARTOUT J., FOREST S., BIENVENU Y., WALTHER G., SABERI S., BOEHM A., « Mechanical properties of nickel-based superalloy foams for Diesel Particle Filter applications », *IUTAM Symposium on Mechanical properties of cellular materials*, Paris, IUTAM Series 12, Springer, p. 51-67, 2009.
- [ELL 02] ELLIOTT J., WINDLE A., HOBDEL J., BECKHAUT G., OLDMAN R., LUDWIG W., BOLLER E., CLOETENS P., BARUCHEL J., *Journal of Materials Science*, vol. 37, 2002.
- [ESC 11] ESCODA J., WILLOT F., JEULIN D., SANAJUIA J., TOULEMONDE C., « Estimation of local stresses and elastic properties of a mortar sample by FFT computation of fields on a 3D image », *Cement and Concrete Research*, vol. 41, p. 542-556, 2011.
- [FOR 02] FOREST S., CAILLETAUD G., JEULIN D., FEYEL F., GALLIET I., MOUNOURY V., QUILICI S., « Introduction au calcul de microstructures », *Mécanique et Industries*, vol. 3, p. 439-456, 2002.

- [GOU 04] GOUSSERY V., BIENVENU Y., FOREST S., GOURGUES A., COLIN C., BARTOUT J., « Grain size effect on the mechanical behavior of open-cell nickel foams », *Advanced Engineering Materials*, vol. 6, p. 432-439, 2004.
- [HAZ 94] HAZANOV S., HUET C., « Order relationships for boundary conditions effect in heterogeneous bodies smaller than the representative volume », *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 42, p. 1995-2011, 1994.
- [HAZ 95] HAZANOV S., AMIEUR M., « On overall properties of elastic heterogeneous bodies smaller than the representative volume », *International Journal of Engineering Science*, vol. 33, p. 1289-1301, 1995.
- [HUE 90] HUET C., « Application of variational concepts to size effects in elastic heterogeneous bodies », *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, vol. 38, p. 813-841, 1990.
- [JEA 11a] JEAN A., JEULIN D., FOREST S., CANTOURNET S., NGUYEN F., « A multiscale microstructure model of carbon black distribution in rubber », *Journal of Microscopy*, vol. 241, p. 243-260, 2011.
- [JEA 11b] JEAN A., WILLOT F., CANTOURNET S., FOREST S., JEULIN D., « Large scale computations of effective elastic properties of rubber with carbon black fillers », *International Journal of Computational Multiscale Engineering*, vol. 9, p. 271-303, 2011.
- [JEU 01] JEULIN D., OSTOJA-STARZEWSKI M., *Mechanics of Random and Multiscale Microstructures*, CISM Courses and Lectures 430, Udine, Springer Verlag, 2001.
- [KAN 03] KANIT T., FOREST S., GALLIET I., MOUNOURY V., JEULIN D., « Determination of the size of the Representative Volume Element for random composites : statistical and numerical approach », *International Journal of Solids and Structures*, vol. 40, p. 3647-3679, 2003.
- [KAN 06] KANIT T., NGUYEN F., FOREST S., JEULIN D., REED M., SINGLETON S., « Apparent and effective physical properties of heterogeneous materials : representativity of samples of two materials from food industry », *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 195, p. 3960-3982, 2006.
- [MAD 07] MADI K., FOREST S., BOUSSUGE M., GALLIÈGUE S., LATASTE E., BUFFIÈRE J. Y., BERNARD D., JEULIN D., « Finite element simulations of the deformation of fused-cast refractories based on X-ray computed tomography », *Computational Materials Science*, vol. 39, p. 224-229, 2007.
- [MAI 99] MAIRE E., WATTEBLÉD F., BUFFIÈRE J. Y., PEIX G., *Proceedings of the Eurostat 99 conference in München*, vol. 5, 1999.
- [MIC 99] MICHEL J., MOULINEC H., SUQUET P., « Effective properties of composite materials with periodic microstructure : a computational approach », *Computational Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 172, p. 109-143, 1999.
- [MOU 94] MOULINEC H., SUQUET P., « A fast numerical method for computing the linear and non linear mechanical properties of composites », *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences Paris*, vol. 318, p. 1417-1423, 1994.

- [MOU 98] MOULINEC H., SUQUET P., « A numerical method for computing the overall response of nonlinear composites with complex microstructure », *Computational Methods in Applied Mechanics and Engineering*, vol. 157, p. 69-94, 1998.
- [MUL 01] MULLER R., BOSCH T., JARAK D., STAUBER M., NAZARIAN A., TANTILLO M., BOYD S., *Proceedings of the SPIE. Developments in X-ray Tomography III*, vol. 4503, 2001.
- [ROB 01] ROBERTS A., GARBOCZI E., *Acta materialia*, vol. 49, 2001.
- [SAB 92] SAB K., « On the homogenization and the simulation of random materials », *European Journal of Mechanics and Solids*, vol. 11, p. 585-607, 1992.
- [SAB 05] SAB K., NEDJAR B., « Periodization of random media and representative volume element size for linear composites », *Comptes Rendus de Mécanique*, vol. 333, p. 187-195, 2005.
- [TOR 02] TORQUATO S., *Random Heterogeneous Materials*, Springer, New York 2002.
- [ULR 98] ULRICH D., RIETBERGEN B. V., WEINANS H., RUEGSEGGER P., *Journal of Biomechanics*, vol. 31, 1998.
- [WIL 09] WILLOT F., JEULIN D., « Elastic behavior of composites containing Boolean random sets of inhomogeneities », *International Journal of Engineering Science*, vol. 47, p. 313-324, 2009.
- [WIL 11] WILLOT F., JEULIN D., « Elastic and Electrical Behavior of Some Random Multiscale Highly Contrasted Composites », *International Journal of Multiscale Computational Engineering*, vol. 9, p. 305-326, 2011.
- [YOU 05] YOUSSEF S., GAERTNER R., MAIRE E., *Acta Materialia*, vol. 53, 2005.

Chapitre 10

Exploitation de la tomographie X pour la description quantitative de l'endommagement ductile : application aux aciers Dual-Phase

10.1. Introduction

La classification des aciers pour application dans l'industrie automobile se fait principalement selon leur résistance mécanique maximale. Se distinguent alors les aciers à faible résistance pour emboutissage très profond (*Interstitial-Free* et aciers doux), les aciers à haute résistance (C-Mn, BH, IF-HR, HSLA) et les aciers à très haute résistance (Dual-Phase, TRIP et martensitiques). Parmi ces derniers, les aciers DP sont les plus largement développés et utilisés actuellement. Comme son nom l'indique, un acier DP est composé de deux phases : une phase dure martensitique englobée dans une matrice ferritique à faible résistance et très ductile (figure 10.1). Ce type de microstructure est obtenu schématiquement par la réalisation d'un recuit intercritique, où coexistent la phase austénitique et la phase ferritique, suivi d'une trempe où l'austénite se transforme en martensite. Cette combinaison particulière fait que ces aciers présentent une limite d'élasticité faible devant la résistance