

La microstructure 3D des matériaux polycristallins vue sous la lumière synchrotron

Wolfgang Ludwig, Andrew King, Michael Herbig, Peter Reischig, James Marrow, Laurent Babout, Henry Proudhon, Erik Mejdal Lauridsen et Jean-Yves Buffière

Résumé Les techniques d'imagerie et de diffraction au rayonnement synchrotron offrent de nouvelles possibilités pour la caractérisation tridimensionnelle et non destructive des matériaux polycristallins. De faibles variations de densité électronique (phases secondaires, fissures, porosités) peuvent être détectées grâce à des modes d'imagerie qui exploitent la diffraction de Fresnel ainsi que la cohérence des faisceaux issus des sources synchrotron de troisième génération. La tomographie par contraste de diffraction, autre technique d'imagerie 3D basée sur la diffraction de Bragg, donne accès à la forme, l'orientation et l'état de déformation élastique des grains dans des volumes polycristallins contenant jusqu'à mille grains. La combinaison de ces deux modes d'imagerie permet de caractériser des matériaux polycristallins à l'échelle du micron. Des observations répétées lors d'essais mécaniques (interrompus) permettent d'analyser le rôle de la cristallographie locale sur les mécanismes de déformation et de dégradation dans des matériaux polycristallins, respectant certaines conditions sur la taille de grains, et/ou leur état de déformation.

Mots-clés **Microtomographie, rayonnement synchrotron, tomographie par contraste de diffraction, 3D, microstructure cristalline.**

Abstract **The three-dimensional microstructure of polycrystalline materials unravelled by synchrotron light** Synchrotron radiation X-ray imaging and diffraction techniques offer new possibilities for non-destructive bulk characterization of polycrystalline materials. Minute changes in electron density (different crystallographic phases, cracks, porosities) can be detected using 3D imaging modes exploiting Fresnel diffraction and the coherence properties of third generation synchrotron beams. X-ray diffraction contrast tomography, a technique based on Bragg diffraction imaging, provides access to the 3D shape, orientation and elastic strain state of the individual grains from polycrystalline sample volumes containing several hundred up to a few thousand grains. Combining both imaging modalities allows a comprehensive description of the microstructure of the material at the micrometer length scale. Repeated observations during (interrupted) mechanical tests provide unprecedented insight into crystallographic and grain microstructure related aspects of polycrystal deformation and degradation mechanisms in materials, fulfilling some conditions on grain size and deformation state.

Keywords **Microtomography, synchrotron radiation, diffraction contrast tomography, 3D, grain microstructure.**

La plupart des matériaux structuraux comme les métaux et les céramiques sont polycristallins. Au sein de chacun des grains qui constituent le polycristal, la structure cristalline conduit à une anisotropie de propriétés physiques ; par exemple, le module d'Young d'un monocristal/grain peut varier d'un facteur deux selon la direction de chargement. De ce fait, des incompatibilités de déformation et des concentrations de contraintes se développent inévitablement au sein d'un matériau polycristallin quand on le soumet à des sollicitations mécaniques. De plus, les interfaces entre grains (joints de grains) peuvent être considérées comme des défauts de la structure cristalline et jouent un rôle important pour certains mécanismes physico-chimiques comme la corrosion aux joints de grains, la précipitation et la ségrégation. Pour l'étude de ces mécanismes, il est donc important de connaître la forme et l'orientation cristallographique des grains au sein d'un matériau.

Cet article passe en revue différentes techniques d'imagerie et de diffraction des rayons X durs pour la

caractérisation tridimensionnelle des matériaux polycristallins. Par rapport aux méthodes de caractérisation classiques (métallographie, microscopie électronique, diffraction de neutrons, etc.), les techniques basées sur le rayonnement synchrotron ont l'avantage de présenter un fort pouvoir de pénétration qui, combiné à l'intensité des faisceaux fournis par les sources synchrotron de troisième génération, permet d'effectuer des études *in situ* en récoltant l'information provenant du volume d'éprouvettes de taille millimétrique. Contrairement aux électrons (excellente résolution spatiale mais faible volume d'analyse) ou aux neutrons (pouvoir de pénétration encore plus important mais faible résolution spatiale), les méthodes d'imagerie et de diffraction X décrites ici offrent une résolution spatiale de l'ordre du micron, pertinente pour la description de la microstructure granulaire et cristalline de la plupart des métaux et de certaines céramiques.

L'accès à la troisième dimension est basé, pour la plupart des techniques non destructives, sur les principes de reconstruction d'images à partir de projections (tomographie) [1].

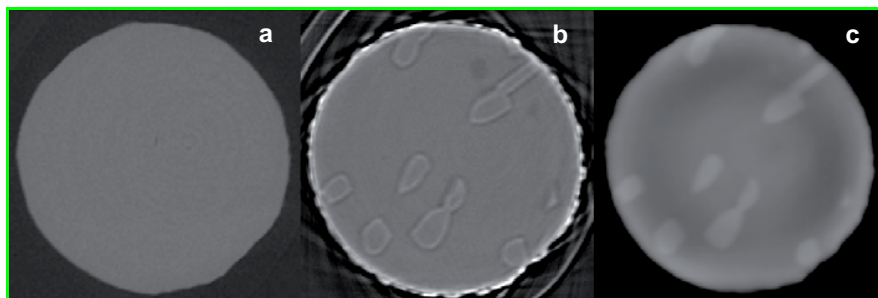


Figure 1 - Reconstruction tomographique d'un même échantillon d'acier austéno-ferritique à différentes distances D entre échantillon et détecteur : a) contraste d'absorption ($D = 6\text{ mm}$) ; b) contraste de phase ($D = 270\text{ mm}$) ; c) holotomographie (combinaison de quatre distances $D = 6, 48, 94$ et 270 mm).

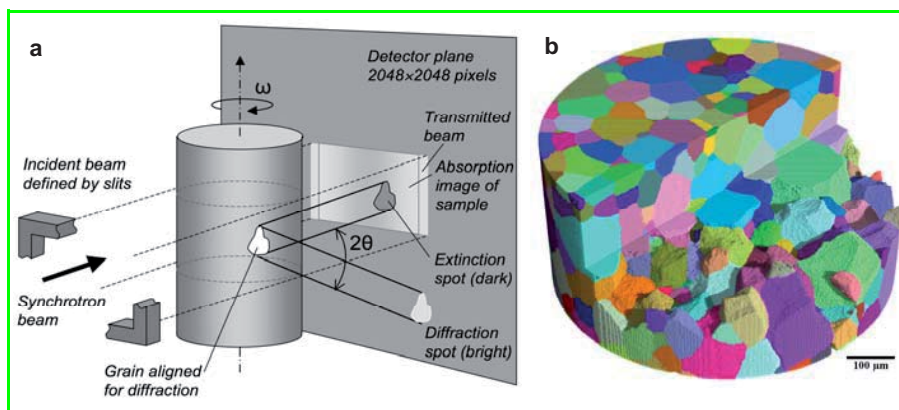


Figure 2 - a) Principe de la tomographie par contraste de diffraction. Lors de la rotation chaque grain donne lieu à une série de taches de diffraction. La position et la forme de ces taches permettent de remonter à la forme 3D ainsi qu'à l'orientation des grains. L'image d'absorption au centre du détecteur permet de reconstruire la distribution 3D du coefficient d'atténuation dans l'échantillon. b) Reconstruction 3D d'un polycristal de titane, obtenue par DCT [4].

Selon les caractéristiques de l'échantillon étudié (taille de grains, état de déformation) et la nature de l'information recherchée, différentes techniques telles que l'imagerie par contraste d'absorption ou de phase, la diffraction polychromatique, la diffraction monochromatique ou des combinaisons de ces techniques se prêtent à la caractérisation de la microstructure d'un matériau polycristallin.

Par exemple, la tomographie en mode de diffraction monochromatique [2] et la diffraction polychromatique [3] permettent d'analyser des matériaux mono- et multiphasés à petit grains. Dans les deux cas, une procédure de balayage 3D fournit la distribution de phases [2] ou une cartographie de l'orientation et de l'état de déformation dans le matériau [3]. Avec des sondes X pouvant atteindre les 100-200 nm, ces techniques fournissent une bonne résolution spatiale, au détriment de la résolution temporelle (à titre d'exemple, le balayage d'un volume de 100^3 points à une fréquence de 10 Hz requiert 27 heures).

Nous décrivons ci-après plus en détail une approche complémentaire, la tomographie par contraste de diffraction (DCT) [4], qui combine les principes de l'imagerie 3D et de la diffraction monochromatique pour remonter à la microstructure de matériaux polycristallins. Avant d'illustrer le principe et les applications de la DCT, nous passons en revue brièvement les principales variantes de la microtomographie au rayonnement synchrotron, techniques partageant le même dispositif expérimental et se prêtant donc à une combinaison relativement aisée avec la DCT.

La microtomographie au rayonnement synchrotron

Les variantes les plus répandues de l'imagerie 3D en champ plein⁽¹⁾ sont l'imagerie en contraste d'absorption (classique, disponible également avec les sources de rayons X de laboratoire) et l'imagerie en contraste de phase qui utilise la cohérence spatiale des faisceaux fournis par les sources synchrotron de troisième génération.

Bien que ces techniques ne donnent accès ni à l'orientation des grains ni à leur forme dans un matériau monophasé, elles permettent de visualiser la répartition tridimensionnelle des phases dans le cas de matériaux multiphasés. Le développement de l'imagerie cohérente (tomographie en contraste de phase [5], holotomographie [6]) a permis d'élargir le champ d'application de la microtomographie aux matériaux comportant des phases très proches en termes d'absorption (numéros atomiques similaires) ainsi qu'à la détection de défauts de plus en plus petits (porosités, inclusions, fissures, délaminations, etc.). Le gain de sensibilité lorsque l'on passe de l'imagerie d'absorption vers l'imagerie cohérente est illustré dans la figure 1 pour un acier avec une microstructure biphasée austéno-ferritique. La différence en composition entre la phase austénitique (fcc) et ferritique (bcc) n'est pas suffisante pour une discrimination en contraste d'absorption (figure 1a). Par contre, si la distance entre l'échantillon et le détecteur est augmentée, les effets de la diffraction Fresnel rendent les interfaces entre

les deux phases visibles (figure 1b). Cependant, comme les valeurs de niveau de gris au centre des domaines sont très proches, la segmentation et l'analyse quantitative dans ce régime (« détection de bord ») posent encore problème. L'acquisition de quatre scans à différentes distances de propagation permet de résoudre ce problème en déterminant de manière quantitative le déphasage introduit par l'échantillon [7]. Le résultat de la reconstruction (figure 1c) est la distribution tridimensionnelle du déphasage de la partie réelle de l'index de réfraction complexe ($n = 1 - \delta + i\beta$) ; cette quantité est proportionnelle à la densité d'électrons (δ) et, dans le présent cas, elle est supérieure au coefficient d'absorption β de deux ordres de grandeurs. Avec des temps d'acquisition allant de quelques dizaines de minutes à la seconde (selon les conditions d'acquisition) et avec une résolution spatiale de l'ordre du micromètre, la microtomographie synchrotron se prête idéalement à de multiples applications en science des matériaux [8].

La tomographie par contraste de diffraction

La microtomographie par contraste de diffraction (DCT) est une technique d'imagerie synchrotron permettant de visualiser *simultanément* la microstructure visible en mode d'absorption (e.g. les différentes phases présentes) et la microstructure cristalline (taille, forme et orientation des grains) d'un matériau polycristallin (figure 2). Réunissant les

principes de la reconstruction d'image à partir des projections (tomographie) et de l'imagerie par diffraction X (topographie [9], 3DXRD [10]), cette technique donne accès à l'orientation (valeur moyenne par grain) et à la forme 3D des grains au sein des matériaux polycristallins, avec des limites liées à l'état de déformation du matériau. L'illumination par un faisceau monochromatique étendu (2D) réduit la procédure d'acquisition à une rotation autour d'un axe et se traduit par des temps d'acquisition de l'ordre d'une heure pour des volumes pouvant typiquement contenir entre cent et mille grains.

La figure 3 montre les principales étapes de l'analyse de données par DCT (voir [4] pour une description détaillée).

Nous illustrons ci-après les possibilités apportées par la combinaison de ces différents modes d'imagerie et de diffraction pour l'étude des mécanismes de déformation et de dégradation dans les matériaux métalliques.

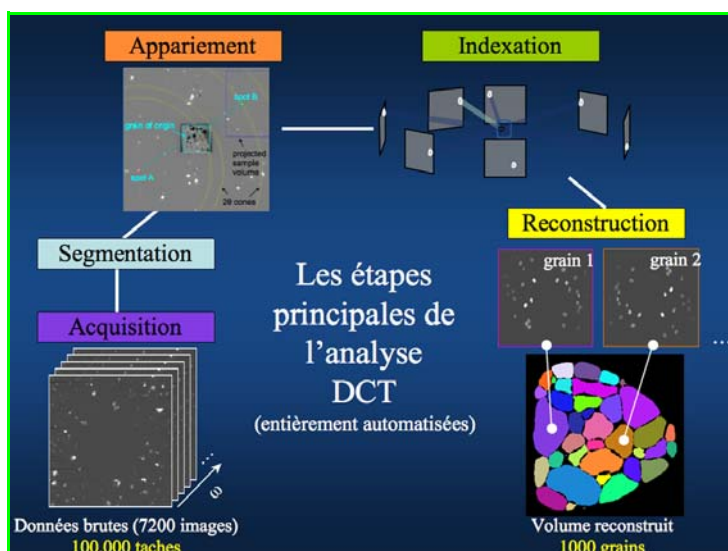


Figure 3 - Les principales étapes de l'analyse d'un scan DCT.

Lors de la rotation de l'échantillon sur 360 degrés, plusieurs milliers d'images contenant typiquement 10^4 - 10^5 taches de diffraction sont enregistrées sur un détecteur à haute résolution spatiale. Après segmentation et stockage dans une base de données, des paires symétriques de taches (hkl et -h-k-l) sont identifiées. Lors de l'étape d'indexation, les paires appartenant au même grain sont identifiées, ce qui donne accès à l'orientation, à la position et au tenseur de déformation élastique du grain. La forme 3D du grain est obtenue par reconstruction tomographique à partir des taches de diffraction qui peuvent être considérées comme des projections 2D du grain. L'assemblage des reconstructions individuelles donne finalement accès à la microstructure tridimensionnelle du polycristal.

Applications d'une approche combinée : imagerie et diffraction tridimensionnelle

Comme mentionnée en introduction, l'anisotropie élastique et plastique des différents grains d'un matériau polycristallin conduit à des concentrations de contraintes lors d'un chargement mécanique. Ces concentrations mènent à une localisation de l'endommagement qui, dans le cas de sollicitations cycliques (« fatigue »), peut provoquer la ruine progressive et prématurée du matériau à des niveaux de charges bien inférieurs à leur tenue théorique dans le domaine élastique. L'étude des premiers stades de propagation d'une fissure de fatigue est traitée dans le premier exemple ci-après.

Dans certains cas, des effets d'environnement peuvent se superposer aux effets mécaniques. Ces effets d'environnement sont généralement intimement liés aux propriétés physico-chimiques des joints de grains présents dans le matériau ainsi qu'à leur énergie surfacique. Celle-ci dépend de paramètres macroscopiques, comme la désorientation entre grains et l'orientation de l'interface (accessibles par DCT). La corrosion sous contrainte est un exemple d'une telle interaction complexe : certains matériaux, soumis à un chargement mécanique et en contact avec un environnement corrosif, montrent un mode d'endommagement localisé aux joints de grains. L'apport de la DCT pour étudier ce type de phénomène est illustré dans le second exemple.

Propagation d'une fissure de fatigue courte dans un alliage de titane

Lors des premiers stades de propagation d'une fissure de fatigue, les joints de grains constituent des obstacles à la propagation de l'endommagement car la désorientation entre

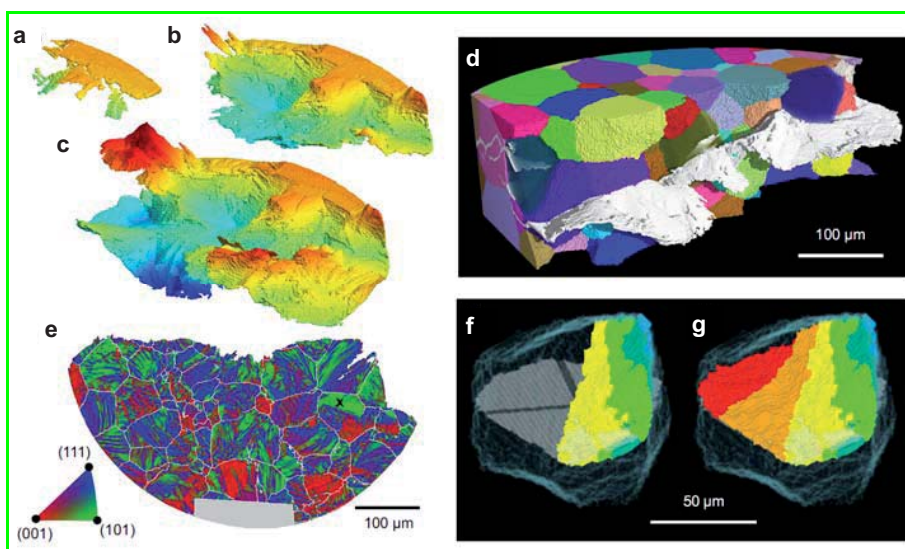


Figure 4 - a-c) Rendus 3D d'une fissure de fatigue dans un alliage de titane bêta (cc), observé par microtomographie en contraste de phase après 46, 61 et 75 $\times 10^3$ cycles de fatigue. La couleur représente la hauteur de la fissure au sein du bloc analysé. d) Superposition de la microstructure cristalline obtenue par DCT avec la fissure de fatigue en blanc. e) Orientation de la normale à la surface de rupture dans le repère cristallographique local. f-g) Détail de propagation dans un grain (repéré par une croix dans e). Le plan de glissement (110) ainsi que les deux directions $\langle 111 \rangle$ sont indiqués en gris et noir, respectivement.

grains induit une incompatibilité entre les systèmes de glissement qui assurent la propagation de la fissure [11]. Selon le cas, ceci se manifeste par un ralentissement, voire un arrêt de la fissure. Comme illustré dans la figure 4, la combinaison de la microtomographie par contraste de diffraction (caractérisation de structure cristalline avant essai de fatigue) et de la microtomographie en contraste de phase (suivi de la propagation de la fissure en volume) permet d'analyser les

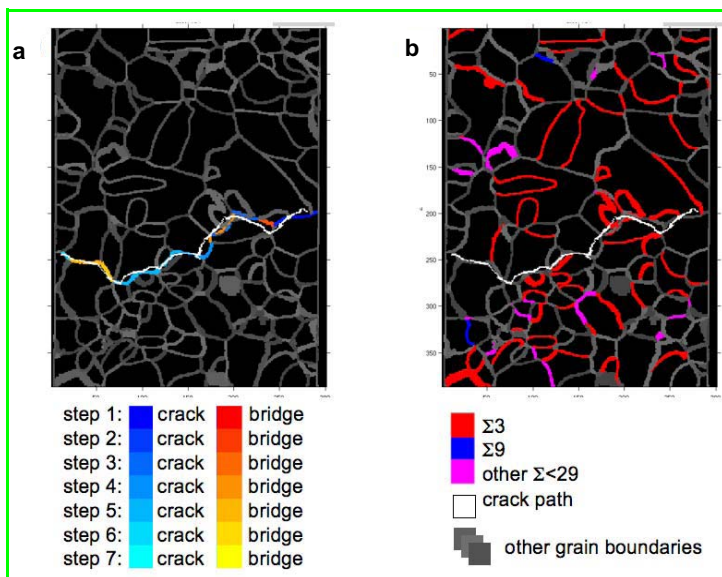


Figure 5 - Coupe 2D des joints de grains de l'échantillon soumis à la corrosion sous contrainte ainsi que la fissure superposée (en blanc).

(a) Joints fracturés et ponts de fissure à différentes étapes du processus de dégradation, colorés en bleu et rouge, respectivement. (b) Classification des joints de grains selon la théorie des réseaux de coïncidence.

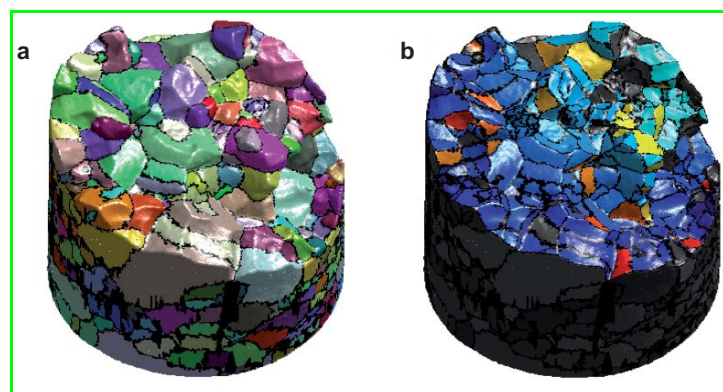


Figure 6 - Vue 3D d'une des moitiés de l'échantillon après corrosion intergranulaire reconstruite à partir des données DCT.

Surfaces sur le faciès colorées selon (a) les grains, (b) les joints fracturés et les ponts de fissures à chaque étape de la propagation de la fissure (codes couleurs idem à la figure 5a).

détails de la propagation d'une telle fissure courte au sein du matériau [12].

Les études menées à ce jour soulignent la forte influence de la cristallographie locale sur la propagation des fissures courtes. Des accélérations en cas de co-planarité avec des plans de glissement ainsi que des ralentissements et blocages à certains joints de grains ont été observés. Des analyses plus quantitatives, visant à incorporer la microstructure ainsi que les effets d'anisotropie élastique et plastique dans des calculs de type plasticité cristalline sont en cours (voir exemple figure 7 p. 66).

Étude de la corrosion sous contrainte dans un acier inoxydable [13]

La corrosion intergranulaire sous contrainte dans un acier inoxydable est un mécanisme d'endommagement qui se traduit par la propagation d'une fissure, du fait d'une sollicitation mécanique externe, le long de joints de grains qui ont été fragilisés localement par la présence d'un milieu corrosif. Dans ces aciers, cette fragilisation des joints de

grains peut se produire du fait de la précipitation de carbure de chrome pouvant apparaître lors de traitements thermiques ou sous l'effet d'une irradiation [14-15]. Ce type de corrosion peut se révéler catastrophique s'il se développe dans des conduits de refroidissement de centrale nucléaire à eau légère [16]. La fragilité d'un joint de grains est liée à sa géométrie 3D, mais aussi aux orientations cristallines des grains formant le joint, ainsi que le plan dudit joint. La méthode classique de caractérisation des joints de grains, basée sur la théorie des réseaux de coïncidence, considère seulement l'orientation des grains [17]. En revanche, certains joints ont prouvé leur résistance à la corrosion intergranulaire par la formation de joints non fracturés, appelés ponts, le long du cheminement de la fissure [18]. La résistance du matériau est donc en partie liée aux caractéristiques du réseau 3D des joints de grains, ce qui a déjà fait l'objet d'étude de modélisation [19].

Étant donné que la DCT permet d'obtenir une description complète des joints de grains présents dans un échantillon polycristallin, et ceci de manière non destructive, cette technique est un outil idéal pour étudier la corrosion sous contrainte. Cette étude a été réalisée sur un acier inox 302 dont les joints de grains ont été fragilisés thermiquement [13]. Dans un premier temps, l'éprouvette a été scannée par DCT, puis un protocole de chargement par traction monotone sous environnement corrosif (*i.e.* solution de $K_2S_4O_6$) entrecoupé de scans de microtomographie X a été réalisé *in situ* pour étudier le caractère tridimensionnel de la propagation de la fissure.

La corrélation entre tomogrammes et DCT permet d'isoler et de quantifier les joints fracturés, ainsi que ceux qui correspondent à des ponts de fissure, de l'ensemble de la population. La figure 5a présente une coupe longitudinale des joints de grains reconstruits par DCT, sur laquelle le cheminement de la fissure a été superposé ; les joints fracturés, ainsi que ceux qui correspondent aux ponts de fissure, sont mis en évidence selon un code de couleur associé aux scans correspondants. Les mêmes joints sont présentés dans la figure 5b avec un code couleur les classifiant par un paramètre (Σ) issu de la théorie du réseau de coïncidence. Cet exemple illustre le fait que la propagation de la fissure se produit essentiellement le long de joints de grains à faible coïncidence. De plus, une comparaison entre les deux figures suggère que certains ponts correspondent à des joints de maclé⁽²⁾. Une visualisation des résultats en 3D est présentée dans la figure 6a sous la forme du faciès de rupture de l'échantillon reconstruit à l'aide des données DCT. Cette figure peut être comparée à la figure 6b qui présente, suivant les mêmes codes de couleur de la figure 5a, l'évolution temporelle de la propagation de la fissure responsable de la rupture de l'échantillon, ainsi que les ponts qui ont été contournés par la fissure. Ces visualisations 3D complètent les informations des fractographies par MEB, du fait de l'information temporelle qu'elles contiennent. Des études plus quantitatives sur cet aspect sont en cours.

Perspectives

La simulation numérique, utilisée à différentes échelles (dynamique moléculaire, dynamique des dislocations, éléments finis) pour modéliser et comprendre les mécanismes mécaniques ou physico-chimiques mis en jeu dans les matériaux, a clairement dépassé les possibilités d'observation expérimentale qui, dans la plupart des cas, se heurtent à la difficulté d'accéder aux variables locales (*i.e.* composition, orientation et état de déformation) de la maille cristalline au

sein d'un matériau. Cette caractérisation doit se faire de manière non destructive, condition indispensable pour toute observation de l'évolution de ces variables sous l'effet d'une sollicitation. De même, il est préférable que les informations recueillies expérimentalement proviennent de l'intérieur du matériau plutôt que de la surface, où règne généralement un état de contrainte différent, et qui reste difficile à appréhender par un modèle uniquement 2D.

Disposant d'une description complète de la microstructure initiale, il devient alors possible de simuler l'expérience au plus près, en incorporant les effets de la cristallographie locale. De telles comparaisons directes entre expérience et simulation commencent seulement à être réalisables du fait des outils et de la puissance de calcul nécessaires. Le calcul présenté sur la figure 7c s'apparente au premier exemple où l'on s'intéresse à la propagation d'une fissure courte dans un alliage de titane. On est ici capable de comparer quels systèmes de glissement sont activés en pointe de fissure et de les comparer à l'expérience. Cela devrait permettre, à terme, d'identifier les mécanismes physiques en jeu et d'affiner les modèles théoriques sous-jacents (modèles de plasticité, d'homogénéisation des déformations par exemple). *In fine*, on peut espérer qu'une telle approche aide à l'élaboration de matériaux avec des microstructures optimisées pour une meilleure tenue en service dans des applications critiques (aviation, nucléaire...).

Conclusions

Le rayonnement synchrotron offre de nombreuses possibilités pour la caractérisation tridimensionnelle et non destructive des matériaux polycristallins. Selon le type d'information recherchée et les caractéristiques du matériau, notamment l'état de déformation et la taille de grains, l'utilisateur a le choix entre différentes approches (diffraction polychromatique ou monochromatique, acquisition par balayage ou par imagerie en champ plein...). Nous avons illustré ici le couplage de deux techniques (microtomographie par contraste de phase et par contraste de diffraction) qui utilisent les propriétés de cohérence (pour l'imagerie de phase), ainsi que la monochromaticité et l'intensité des faisceaux X fournis par les sources synchrotron de troisième génération. La résolution spatiale de ces techniques se situe à l'échelle du micromètre et permet de s'intéresser à des mécanismes physiques qui entrent en jeu quand on soumet un matériau polycristallin à des sollicitations mécaniques, thermiques, ou encore à des environnements chimiques corrosifs. Le suivi de l'évolution de la microstructure et/ou de l'endommagement lors des essais *in situ* fournit des données inédites pour la comparaison avec des simulations numériques.

Les auteurs remercient l'ESRF et le personnel des lignes ID19 et ID11 pour l'allocation de temps de faisceau et leur aide lors des différentes campagnes d'expériences, ainsi que les fondations Danish National Research Foundation, Engineering and Physical Sciences

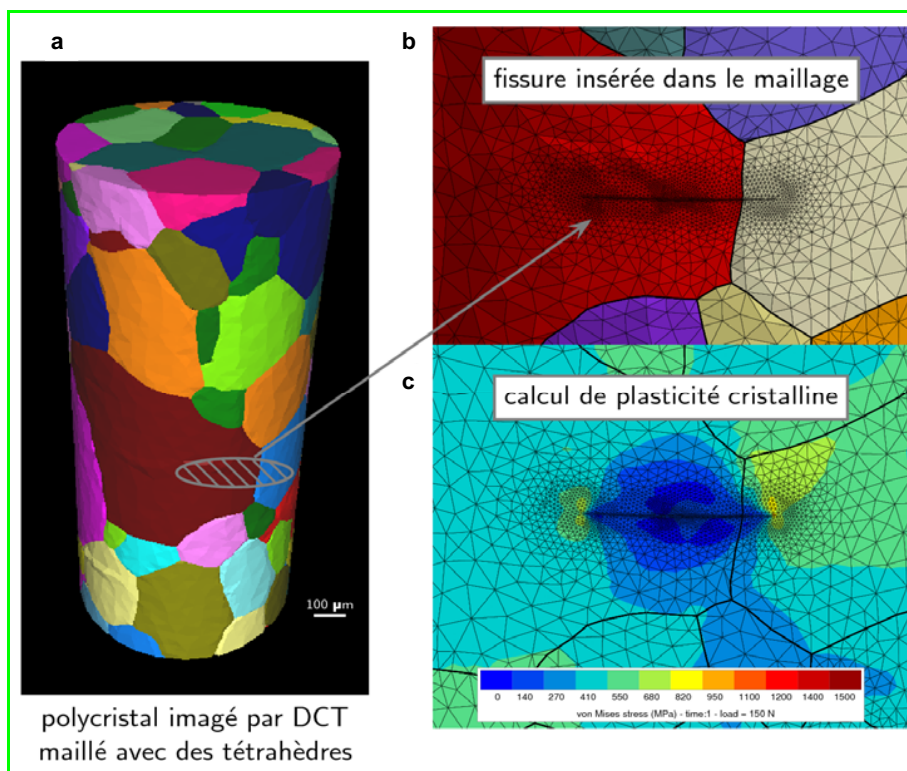


Figure 7 - a) Maillage 3D d'un polycristal à partir d'un scan DCT. b) Insertion d'une fissure semi-elliptique avec affinage du maillage en proximité de fissure. c) Distribution de contraintes (von Mises) déterminées par la méthode des éléments finis.

Research Council (UK), FP6-Marie Curie ToK-Dev, pour leur support financier.

Notes et références

- (1) À l'instar de la terminologie utilisée en microscopie électronique, on distingue le mode d'imagerie en champ plein du mode balayage utilisant une sonde focalisée de rayonnement.
- (2) *Joint de macle* : joint de grain qui est également un plan de symétrie miroir pour les réseaux des cristallites.
- [1] Kak A., Slaney M., *Principles of Computerized Imaging*, IEEE Press, 1998.
- [2] Bleuet P., Welcomme E., Dooryhee E., Susini J., Hodeau J.-L., Walter P., Probing the structure of heterogeneous diluted materials by diffraction tomography, *Nature Materials*, 2008, 7, p. 468.
- [3] Larson B.C., Yang W., Ice G.E., Budai J.D., Tischler J.Z., Three-dimensional X-ray structural microscopy with submicrometre resolution, *Nature*, 2002, 415, p. 887.
- [4] Ludwig W., Reischig P., King A., Herbig M., Lauridsen E.M., Johnson G., Marrow T.J., Buffière J.-Y., Three-dimensional grain mapping by X-ray diffraction contrast tomography and the use of Friedel pairs in diffraction data analysis, *Review of Scientific Instruments*, 2009, 80, p. 033905.
- [5] Cloetens P., Pateyron-Salomé M., Buffière J.-Y., Peix G., Baruchel J., Peyrin F., Schlenker M., Observation of microstructure and damage in materials by phase sensitive radiography and tomography, *J. Appl. Phys.*, 1997, 81, p. 5878.
- [6] Cloetens P., Ludwig W., Baruchel J., Van Dyck D., Van Landuyt J., Guigay J.P., Schlenker M., Holotomography: Quantitative phase tomography with micrometer resolution using hard synchrotron radiation X-rays, *Appl. Phys. Lett.*, 1999, 75, p. 2912.
- [7] Guigay J.P., Langer M., Boistel R., Cloetens P., Mixed transfer function and transport of intensity approach for phase retrieval in the Fresnel region, *Opt. Lett.*, 2007, 32, p. 1617.
- [8] Stock S., *MicroComputed Tomography: Methodology and Applications*, CRC press, 2008.
- [9] Tanner B.K., *X-ray Diffraction Topography*, Pergamon Press, Oxford, 1976.
- [10] Poulsen H.F., *Three-dimensional X-ray Diffraction Microscopy*, Springer, 2004.
- [11] Herbig M., King A., Reischig P., Buffière J.-Y., Lauridsen E.M., Marrow T.J., Ludwig W., Combination of diffraction and phase contrast X-ray tomography to study 3D growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure, *Acta Mater.*, 2011, 59, p. 590.

- [12] Krupp U., Fatigue crack propagation in metals and alloys, Wiley-VCH, 2007.
- [13] King A., Johnson G., Engelberg D., Ludwig W., Marrow J., Observations of intergranular stress corrosion cracking in a grain-mapped polycrystal, *Science*, 2008, 321, p. 382.
- [14] Bruemmer S.M., Was G.S., Microstructural and microchemical mechanisms controlling intergranular stress corrosion cracking in light-water-reactor systems, *J. Nucl. Mater.*, 1994, 216, p. 348.
- [15] Scott P.M., A review of irradiation assisted stress corrosion cracking, *J. Nucl. Mater.*, 1994, 211 p. 101.
- [16] Scott P.M., Stress corrosion cracking in pressurized water reactors: Interpretation, modeling, and remedies, *Corrosion*, 2000, 56, p. 771.
- [17] Randle V., The role of the grain boundary plane in cubic polycrystals, *Acta Mater.*, 1998, 46(5), p. 1459.
- [18] Babout L., Marrow T.J., Engelberg D., Withers P.J., X-ray microtomographic observation of intergranular stress corrosion cracking in sensitised austenitic stainless steel, *Mater. Sci. Technol.*, 2006, 22, p. 1068.
- [19] Jivkov A.P., Stevens N.P.C., Marrow T.J., A three-dimensional computational model for intergranular cracking, *Comput. Mater. Sci.*, 2006, 38, p. 442.



W. Ludwig

Wolfgang Ludwig (auteur correspondant) est directeur de recherche¹⁻², **Michael Herbig**, postdoctorant, et **Jean-Yves Buffière**, professeur, à l'INSA de Lyon¹.

Andrew King est « beamline scientist » et **Peter Reischig**, postdoctorant, à l'ESRF².

James Marrow est professeur à l'Université d'Oxford³.

Laurent Babout est maître de conférences à l'Université technique de Lodz⁴.

Erik Mejdal Lauridsen est chercheur au Materials Research Department, Risø National Laboratory for Sustainable Energy, Technical University of Denmark⁵.

Henry Proudhon est chargé de recherche au Centre des Matériaux de MINES ParisTech⁶.

¹ Université de Lyon, INSA-Lyon, MATEIS, UMR 5510 CNRS, LyonTech Campus, Bât. Saint-Exupéry, 25 avenue Jean Capelle, F-69621 Villeurbanne Cedex.

Courriels : michael.herbig@insa-lyon.fr, jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr

² European Synchrotron Radiation Facility, 6 rue J. Horowitz, BP 220, F-38043 Grenoble.

Courriels : ludwig@esrf.fr, aking@esrf.fr, reischig@esrf.fr

³ University of Oxford, Department of Materials, Parks road, Oxford OX1 3PH (Royaume-Uni).

Courriel : james.marrow@materials.ox.ac.uk

⁴ Computer Engineering Department, Technical University of Lodz, ul. Stefanowskiego 18/22, PL-90-537 Łódź (Pologne).

Courriel : lbabout@kis.p.lodz.pl

⁵ Materials Research Department, Risø National Laboratory for Sustainable Energy, Technical University of Denmark (DTU), Building 228, PO Box 49, DK-4000 Roskilde (Danemark).

Courriel : erik.mejdal@risoe.dk

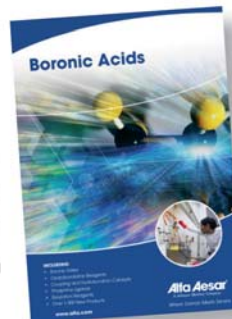
⁶ MINES ParisTech, Centre des Matériaux, UMR 7633 CNRS, BP 87, F-91003 Évry Cedex.

Courriel : henry.proudhon@mines-paristech.fr



Alfa Aesar, a Johnson Matthey Company, publie un nouveau catalogue et support technique de 188 pages qui expose les propriétés chimiques des acides boroniques et composés apparentés et met en évidence leurs principales utilisations en synthèse.

Les composés organo-borés jouent un rôle essentiel dans la chimie moderne. Les acides boroniques en ont émergé pour occuper une position de premier plan. Impliqués dans la découverte d'une profusion de nouvelles réactions chimiques, en particulier la réaction de couplage de Suzuki-Miyaura, et forts de leur accessibilité et leur facilité de manipulation, les acides boroniques et les boronates sont aujourd'hui reconnus comme des intermédiaires d'une valeur et d'un potentiel d'utilisation considérables. Les applications abondent dans les domaines de la synthèse, de la catalyse, de la chimie analytique et des systèmes biologiques.



Demandez votre catalogue www.alfa.com

www.alfa.com

Alfa Aesar[®]
A Johnson Matthey Company