



Analyse par diffraction de neutrons des contraintes inter-granulaires pendant le stade d'endommagement ductile

Benoît Panicaud, Léa Le Joncour, Andrzej Baczmanski, Manuel François, Chedly Braham

► To cite this version:

Benoît Panicaud, Léa Le Joncour, Andrzej Baczmanski, Manuel François, Chedly Braham. Analyse par diffraction de neutrons des contraintes inter-granulaires pendant le stade d'endommagement ductile. CFM 2009 - 19ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2009, Marseille, France. <hal-03391218>

HAL Id: hal-03391218

<https://hal.science/hal-03391218v1>

Submitted on 21 Oct 2021

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.



HAL Authorization

Analyse par diffraction de neutrons des contraintes intergranulaires pendant le stade d'endommagement ductile

L. LE JONCOUR ^a, B. PANICAUD ^a, A. BACZMANSKI ^b, M. FRANCOIS ^a, C. BRAHAM ^c, A. PARADOWSKA ^d

a. Université de Technologie de Troyes (UTT), 12 rue Marie Curie, 10010 TROYES

b. University of Science and Technology, Al. Mickiewicza 30, 30-059 CRACOVIE, POLOGNE

c. Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers (ENSAM), 151 boulevard de l'Hôpital, 75013 PARIS

d. Rutherford Appleton Laboratory (ISIS), Chilton Didcot, Oxfordshire OX11 0QX, UK

Résumé :

La prise en compte de l'endommagement dans les modèles de comportement des matériaux métalliques est une nécessité si on veut pouvoir modéliser les procédés de mise en forme (emboutissage, poinçonnage, cisailage...) à partir de leurs caractéristiques microstructurales. La caractérisation expérimentale du dommage est délicate, mais nécessaire afin de valider ces modèles. Dans cette étude, nous présentons l'analyse de la plasticité et de l'endommagement déduite à l'échelle des grains par des mesures effectuées par diffraction de neutrons (à ISIS, Didcot UK). A partir d'un modèle de comportement multi-échelles, la mesure de la déformation de chaque famille de plans inter-réticulaires permet de calculer les contraintes et surtout le dommage à l'échelle considérée.

Abstract :

Taking into account damage in constitutive laws of metallic materials is necessary to model forming processes (stamping, punching, shearing ...) from microstructural features. The experimental characterization of damage is quite difficult, but necessary to validate those models. In the present study, we present the analysis of plasticity and damage deduced at grains scale from neutron diffraction measurements (ISIS, Didcot UK). From a multi-scale model, the strain measurements for each crystalline orientation enables to calculate the stresses and especially the damage at such a scale.

Mots clefs : endommagement, plasticité, modèles de transitions d'échelles, aciers duplex, diffraction, contraintes internes

1 Introduction

La prise en compte de l'endommagement dans les modèles de comportement des matériaux métalliques est une nécessité si on veut pouvoir modéliser les procédés de mise en forme (emboutissage, poinçonnage, cisailage...) à partir de leurs caractéristiques microstructurales. La caractérisation expérimentale du dommage est délicate, mais nécessaire afin de valider ces modèles. La présente étude porte sur un acier biphasé (dit duplex) X2CrNiMo22.5.3 (désignation commerciale UR45N), composé à 50% de ferrite (phase α , cubique centré) constituant la matrice et à 50% d'austénite (phase γ , cubique faces centrées). La composition chimique de cet acier austéno-ferritique est la suivante : 22,4%Cr-5,4%Ni-2,9%Mo-0,17%N (% masse). C'est un acier inoxydable d'utilisation courante dans les industries chimiques, notamment pour sa résistance à la corrosion humide. Le présent acier est issu d'une plaque laminée qui a subi un traitement thermique de vieillissement de 1000h à 400°C.

2 Diffraction des neutrons

Afin de déterminer les caractéristiques mécaniques des différentes phases de cet acier, nous avons choisi d'utiliser la diffraction des neutrons par mesure du temps de vol (TOF). Pour cela, nous avons bénéficié d'un temps de faisceau à ISIS, source de neutrons pulsés du Rutherford Appleton Laboratory, près d'Oxford (Didcot, UK). Les échantillons axisymétriques sont montés sur une machine traction hydraulique Instron

permettant d'effectuer un chargement et une mesure simultanée et multi-échelles de différentes grandeurs mécaniques. La configuration du montage original est présentée sur la figure 1.

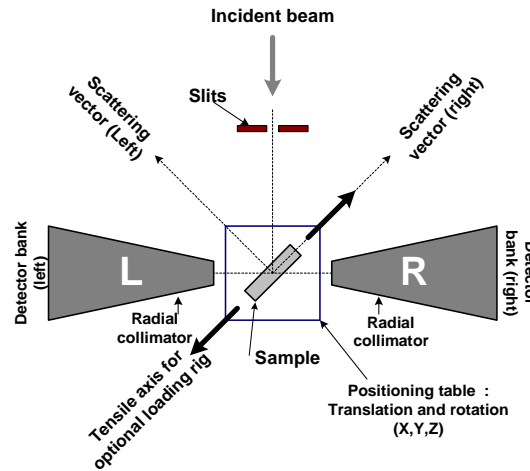


FIG. 1 – Schéma du principe de la mesure par diffraction de neutrons.

D'une part, la mesure concerne les grandeurs macroscopiques. Les contraintes sont mesurées par une cellule de force. Les déformations sont mesurées via un extensomètre à lames, positionné au centre de l'échantillon où se produit la striction. D'autre part, l'utilisation de la diffraction des neutrons permet une mesure directe des caractéristiques physiques microscopiques à l'échelle des familles de plans inter-réticulaires en position de diffraction. Les détecteurs collectent les neutrons dans une direction fixée, permettant de tracer un diffractogramme, c'est-à-dire l'intensité en fonction de la distance inter-réticulaire d_{hkl} , par utilisation de la loi de Bragg.

3 Analyse et traitement des pics de diffraction

Le diffractogramme de chaque état de déformation a été analysé afin d'en extraire les différents paramètres de chaque pic. Nous présenterons ici des résultats concernant la position moyenne. Un exemple de pics est présenté sur la figure 2.

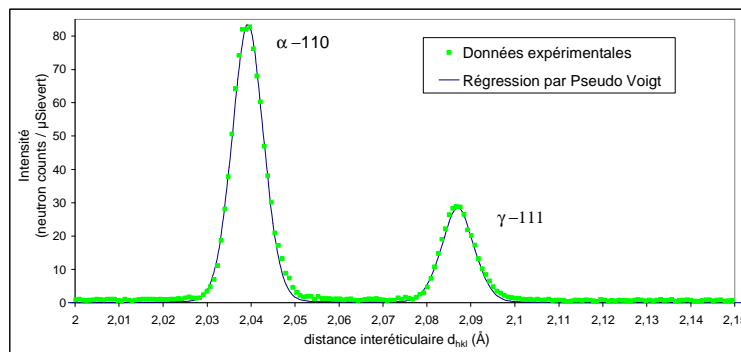


FIG. 2 – Diffractogramme partiel obtenu sur l'acier UR45N.

Tout d'abord, nous avons identifié les phases correspondant à chaque pic en utilisant une précédente étude menée sur un matériau similaire par Dakhlaoui et al. [1] et Baczmanski et al. [2]. Ensuite, nous avons effectué une régression statistique de type pseudo-Voigt afin d'identifier la position précise des pics. Ces positions sont ensuite reliées à la déformation par la relation suivante :

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{d_{hkl}}{d_{hkl0}} \right) \quad (1)$$

Pour calculer la déformation vraie, la distance inter-réticulaire de chaque famille $\{hkl\}$ est ramenée à la

distance inter-réticulaire initiale, i.e. sans chargement donc non déformée du même échantillon (en faisant l'hypothèse que les contraintes internes résiduelles sont nulles). Le résultat obtenu pour certaines orientations cristallines est présenté sur la figure 3.

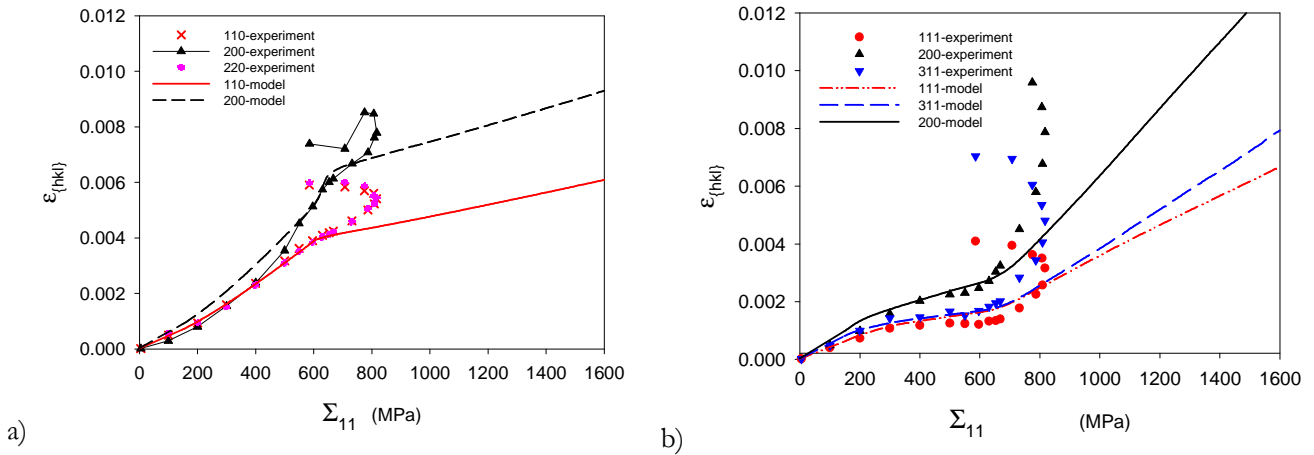


FIG. 3 – Déformation élastique du volume diffractant dans la direction de traction en fonction de la contrainte macroscopique appliquée pour différentes familles $\{hkl\}$; a) pour la ferrite ; b) pour l'austénite.

La déformation mesurée par diffraction de neutrons est purement élastique. Un modèle de comportement élastoplastique multi-échelles déjà utilisé par Dakhlaoui et al. [1-5] sur un acier austéno-ferritique a été implémenté afin de modéliser les résultats. Les courbes correspondantes ont également été reportées sur la figure 3. La comparaison est satisfaisante dans la première partie du chargement mais une divergence apparaît lorsque la contrainte macroscopique dépasse 650 MPa. En fait, dans le modèle, il n'a pas été tenu compte de la striction et l'on doit finalement corriger la contrainte mesurée. Afin de faire cela, nous avons privilégié une procédure de calibration similaire à une procédure de type Rietveld dans une version simplifiée [6]. Nous avons ainsi considéré la déformation dans la partie purement élastique du comportement du matériau. En moyennant sur l'ensemble des déformations mesurées, on arrive à une déformation macroscopique proportionnelle à la contrainte macroscopique appliquée. En faisant l'hypothèse que les contraintes microscopiques d'ordre II sont équilibrées sur le volume sondé (moyenne nulle), il est possible de prolonger cette proportionnalité dans le domaine plastique. La courbe moyenne en fonction de la contrainte devient alors une courbe de calibration qu'on utilise pour s'affranchir de la striction. Cette courbe de calibration est présentée sur la figure 4.

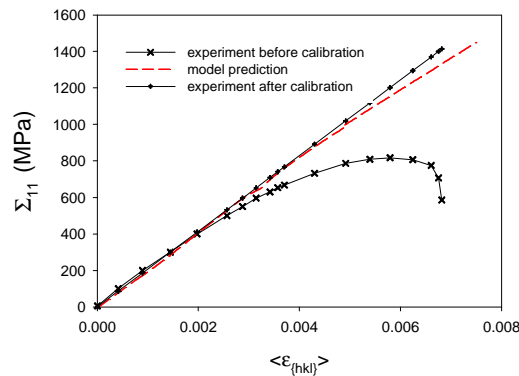


FIG. 4 – Courbes pour la procédure de calibration.

Une vérification de cette procédure a été faite à partir du modèle. La prédiction du modèle est reportée sur la figure 4 en rouge. On voit que l'hypothèse faite pour établir la proportionnalité est tout à fait acceptable. L'écart prédit est faible. Chaque courbe obtenue est alors retracée en corrigeant la contrainte via la courbe de calibration précédente.

4 Résultats et discussions

Les résultats corrigés obtenus sont présentés sur la figure 5. Les courbes issues de la modélisation élastoplastique multi-échelles y sont également reportées

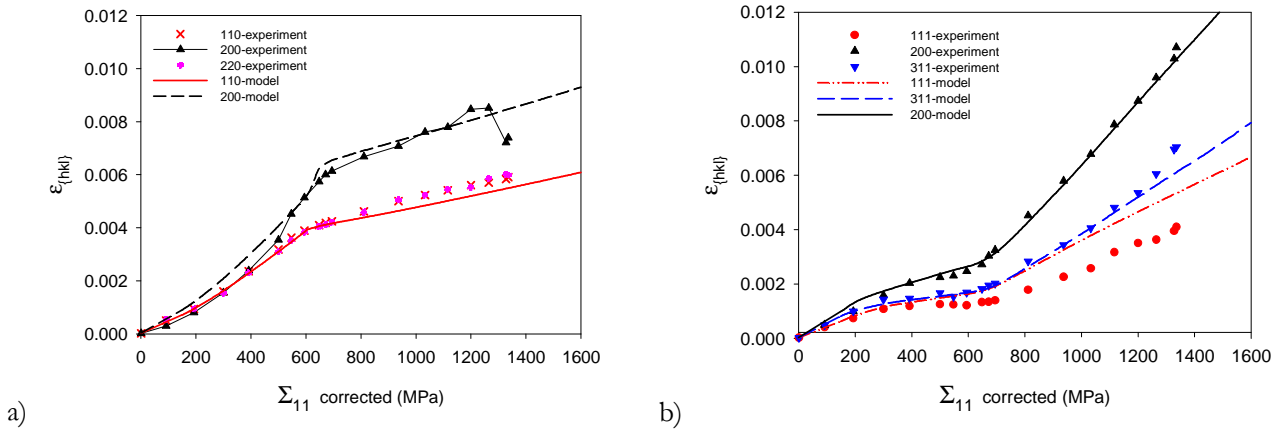


FIG. 5 – Comportement mécanique corrigé ; a) pour la ferrite ; b) pour l'austénite.

Les résultats précédents montrent une bonne adéquation entre courbes expérimentales et théoriques. Pour la ferrite, on voit 2 régimes dans l'évolution du comportement mécanique. Entre 0 et 700 MPa, la ferrite est élastique, les non-linéarités visibles sur la courbe sont dues à la plastification de l'austénite. En effet, la contrainte dans cette dernière n'augmentant que faiblement au-delà de la limite d'élasticité, c'est la ferrite qui doit voir augmenter rapidement la déformation élastique pour maintenir l'équilibre global. Au dessus de 700 MPa, la ferrite devient plastique également. Cela se traduit par une déformation élastique moins importante à mesure que la contrainte augmente. La concordance entre théorie et expérience est vérifiée pour les 2 orientations cristallines présentées. Pour l'austénite, le comportement mécanique présente 3 régimes distincts. Entre 0 et 200 MPa, l'austénite est élastique. Entre 200 et 700 MPa, la déformation élastique mesurée croît moins vite du fait de la déformation plastique. Au dessus, la phase austénitique subit les conséquences de la déformation plastique de la phase ferritique. La pente de la courbe augmente à nouveau car les grains d'austénite subissent la sollicitation supplémentaire d'une phase plus dure. L'accord modèle-expérience est bon pour les plans (311) et (200). En revanche, il subsiste un désaccord pour les plans (111). Ce désaccord peut être expliqué par le choix particulier de la matrice d'écrouissage pour lequel l'écrouissage latent a été pris identique à l'autoécrouissage. Pour chacune de ces courbes, on remarque également des différences faibles entre la courbe théorique linéaire et la courbe expérimentale, sur la fin de vie du matériau. L'explication de cette différence provient de ce que le modèle ne prend pas ici en compte les non linéarités possibles de la phase ferritique pour les grandes transformations. La courbe pour les plans (200) de la ferrite présente un adoucissement pour les deux derniers points. Ce phénomène pourrait être interprété comme l'apparition d'un endommagement mais le faible nombre de points engage à rester prudent. En faveur de cette interprétation, on peut remarquer que la déformation élastique sur les trois plans de l'austénite a tendance à augmenter pour rétablir l'équilibre global du matériau. Par ailleurs, on sait que, dans ce type de matériau, les microfissures se produisent en premier dans la ferrite et plus particulièrement par clivage sur les plan (200) les plus fortement chargés [7,8].

5 Endommagement microscopique

Des analyses précédentes par microscopie électronique à balayage ont montrées que ce type de matériau développait des microfissures d'endommagement dans la phase ferritique. L'analyse du comportement mécanique par diffraction des neutrons semble révéler également la présence d'un endommagement au sein de certaines orientations cristallines de la seule phase ferritique. Ceci est visible sur la courbe 6.

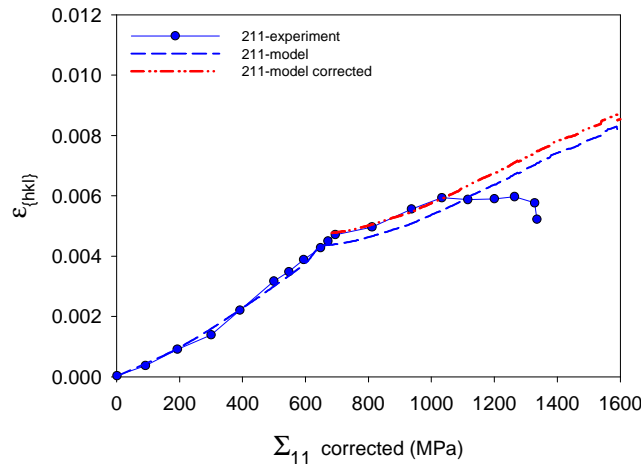


FIG. 6 – Comportement mécanique des plans {211} de la ferrite.

Sur la courbe est également reportée la modélisation théorique de ce comportement. L'accord entre théorie et expérience n'est pas tout à fait parfait. D'une part, la limite élastique semble légèrement trop faible. D'autre part, on voit un adoucissement important à la fin. Le premier problème a été corrigé artificiellement en ajoutant une valeur arbitraire au modèle pour cette famille {hkl} particulière afin d'avoir une bonne similitude avec l'expérience. Finalement, le seul écart restant est très probablement lié à l'endommagement ductile subi par la ferrite. Afin d'extraire l'évolution de cet endommagement noté d^g , on utilise la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon} = \varepsilon \times \sqrt{1 - d^g} \quad (2)$$

La barre représente la déformation effective du matériau endommagé. La déformation barrée nous est donnée par l'expérience. La déformation non barrée représente la déformation équivalente du matériau sain (i.e., non endommagé). C'est celle que l'on a calculée par l'utilisation du modèle non endommagé. L'équation précédente est obtenue par l'équivalence en énergie élastique [9-11]. En inversant cette relation, on peut facilement remonter à l'évolution en contrainte de ce dommage pour les plans {211} de la ferrite. Le résultat est présenté sur la figure 7 :

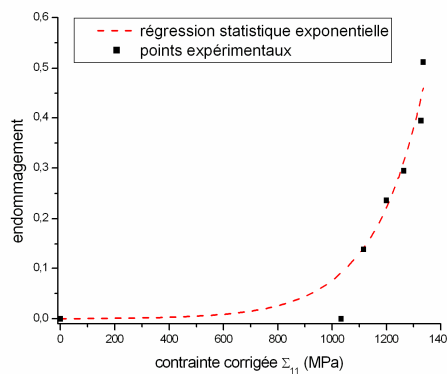


FIG. 7 – Evolution du dommage pour les plans {211} de la ferrite.

Sur cette courbe, on a considéré que l'état de contrainte initial correspondait à un endommagement nul. Par ailleurs, une régression exponentielle a été réalisée afin de simuler l'évolution de ce dommage avec la contrainte. Le choix d'une fonction exponentielle permet de limiter les problèmes numériques dans d'éventuels calculs ultérieurs par élément finis.

6 Conclusions et perspectives

Les résultats présentés dans cette étude montrent qu'il est possible de mesurer l'endommagement à l'échelle

microscopique en s'appuyant sur une analyse par diffraction des neutrons. Cette analyse se doit d'être couplée à un modèle élastoplastique multi-échelles et non endommagé. Cet endommagement devrait être comparé à celui mesuré sur la courbe de chargement macroscopique. Cette courbe non présentée ici présente également un adoucissement. Néanmoins, le problème de la striction ne permet pas de découpler facilement l'effet géométrique de l'endommagement réel. Un calcul par éléments finis serait nécessaire afin de s'affranchir de cet effet. De plus, dans le cas de notre acier austéno-ferritique, l'utilisation de la diffraction a conforté la présence d'endommagement dans la ferrite et également permis de découvrir que cet endommagement avait un lien avec les plans $\{211\}$. On sait par ailleurs que les défauts participant à la déformation des phases ferritiques sont des dislocations de vecteur de Burgers $\frac{a}{2}\langle 111 \rangle$, mais le plan de glissement peut appartenir à de plusieurs familles, par ordre de densité atomique croissante $\{110\}$, $\{211\}$, $\{123\}$ [12,13]. Du maillage mécanique peut également se produire dans la ferrite. Le maillage s'y produit uniquement sur les systèmes $\{211\}$ - $\langle 111 \rangle$ [14,15]. Quel que soit le mécanisme, l'endommagement mesuré semble relié à la déformation élastoplastique des plans $\{211\}$. Les microfissures résultantes sont donc très probablement d'origine intra-cristalline. Une analyse locale par EBSD et/ ou MET près des microfissures permettrait d'étayer le mécanisme effectif responsable de l'endommagement de ces aciers.

References

- [1] Dakhlaoui R. et al., Effect of residual stresses on individual phase mechanical properties of austeno-ferritic duplex stainless steel, *Acta Materialia*, 54, 5027-5039, 2006.
- [2] Baczmanski A. et Braham C., Elastoplastic properties of duplex steel determined using neutron diffraction and self-consistent model, *Acta Materialia*, 52, 1133-1142, 2004.
- [3] Lipinski P. et Berveiller M., Elastoplasticity of micro-homogeneous metals at large strains, *Int. journal of Plasticity*, 5, 149, 1989.
- [4] Lipinski P. et al., Transition theories of elastic-plastic deformation of metallic polycrystals, *Archive of Applied Mechanics*, 65, 291-311, 1995.
- [5] Lipinski P. et al., Elastoplasticité des métaux en grandes déformations : comportement global et évolution de la structure interne, *Revue Phys. Appl.*, 25, 361-388, 25.
- [6] Daymond M.R. et al., Use of Rietveld refinement for elastic macrostrain determination and for evaluation of plastic strain history from diffraction spectra, *Journal of Applied Physics*, 82 (4), 1554-1562, 1997.
- [7] M'cirdi L., thèse de doctorat, ENSAM, 2000.
- [8] Pesci R., Etude micromécanique et caractérisation expérimentale du comportement et de l'endommagement de l'acier de cuve 16MND5 à basses températures, thèse de doctorat, ENSAM, 2004.
- [9] Lemaitre J. et Chaboche J.-L., *Mécanique des matériaux solides*, 2001
- [10] Chaboche J.-L. et al., A CDM approach of ductile damage with plastic compressibility, *Int. Journal of Fracture*, 137, 51-75, 2006.
- [11] Saanouni K. Micromechanical modeling of low cycle fatigue under complex loadings. Part1: Theoretical formulation, *Int. Journal of Plasticity*, 12, 1111-1121, 1996.
- [12] Christian J.W., Plastic deformation of BCC metals, *Second Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, 1970.
- [13] Louchet F., Plasticité des métaux de structure cubique centrée, dans *Dislocations et déformation plastique*, 1979.
- [14] Mahajan S., Interrelationship between slip and twinning in BCC crystals, *Acta Metallurgica*, 23, 671-684, 1975.
- [15] Vitek V. et al., The core structure of $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$ screw dislocations in BCC crystals, *Philosophical Magazine*, 21, 1049-1073, 1970.