



HAL
open science

Evolution des déformations internes au cours d'un chargement complexe de type Bauschinger d'un acier austénitique

Guy Oum, David Gloaguen, Jamal Fajoui, Vincent Legrand

► **To cite this version:**

Guy Oum, David Gloaguen, Jamal Fajoui, Vincent Legrand. Evolution des déformations internes au cours d'un chargement complexe de type Bauschinger d'un acier austénitique. Colloque GFAC, 2012, Saint-Nazaire, France. hal-01008181

HAL Id: hal-01008181

<https://hal.science/hal-01008181>

Submitted on 19 Jul 2018

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.

Évolution des déformations internes au cours d'un chargement complexe de type Bauschinger d'un acier austénitique

Guy OUM, David GLOAGUEN, Jamal FAJOU, Vincent LEGRAND

*Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (UMR CNRS 6183), Equipe Etat Mécanique et Microstructure, LUNAM Université, Université de Nantes - Ecole Centrale Nantes
37 boulevard de l'Université - BP 406 - 44602 Saint-Nazaire*

Résumé :

Les déformations internes furent déterminées par la diffraction des neutrons au cours d'un chargement complexe de type Bauschinger sur un acier austénitique. L'utilisation d'un modèle autocohérent élastoplastique, avec un écrouissage isotrope linéaire, a permis une description qualitative de ces déformations dans les directions longitudinales et transversales pour 6 plans cristallographiques avec des écarts acceptable dans le cas de chargement monotones mais celui-ci n'est plus suffisant pour décrire de manière réaliste des chargements complexes. Il est alors nécessaire d'introduire des lois de comportement tenant compte explicitement des hétérogénéités intragranulaires.

Mots clefs : modèle autocohérent élastoplastique, diffraction des neutrons, déformation intergranulaire, , acier austénitique, effet Bauschinger.

1 Introduction

L'écrouissage dans les modèles de simulation, est un élément qui permet lors de sollicitations mécaniques, de décrire l'évolution comportementale du matériau. Le matériau étant un ensemble formé de grains, cette évolution a lieu aux échelles macroscopique et mésoscopique. L'écrouissage linéaire permet une description assez réaliste quant à l'évolution de la limite d'élasticité dans le matériau et la mise en place des glissements qui y surviennent. Dans cette étude, elle permet une approche assez qualitative dans la représentation de phénomènes microstructuraux. Ceux-ci se manifestent visiblement par la diminution de cette même limite d'élasticité durant une compression immédiatement précédée d'une traction. Ce comportement est une manifestation physique de l'effet Bauschinger. Ce comportement en plasticité résulte de l'hétérogénéité des écoulements plastiques au sein de la microstructure. La réponse macroscopique des polycristaux lors de chargements mécaniques, est donc régie par ce type de phénomène complexe y subsistant. Pour prédire ce type de comportement, plusieurs modèles de transition d'échelles sont possibles (Sachs, Taylor, Mori Tanaka...). Le modèle autocohérent élastoplastique utilisé dans cette étude, permet d'obtenir une bonne cohérence entre les résultats expérimentaux et simulés comme cela a été démontré dans de précédents travaux [1] dans le cas de chargements monotones. Dans un souci de validation de notre modèle numérique, il est intéressant d'avoir des données expérimentales qui nous permettent d'alimenter notre modèle. D'où l'intérêt de la diffraction des neutrons dans la caractérisation in situ non destructive des déformations internes. Pour cette étude, cet outil est privilégié par rapport à la diffraction des rayons-X parce les neutrons possèdent un pouvoir de pénétration dans la matière beaucoup plus important, permettant alors de déterminer des déformations moyennes pour chaque plan (hkl) sur le volume diffractant. La confrontation de ces résultats expérimentaux et de la modélisation nous apportera une compréhension des phénomènes existants.

2 Méthode expérimentale

Nous avons réalisé des essais complexes de type Bauschinger in situ à trois taux de prédéformation : 2%, 6% et 10%. Les déformations internes ont été mesurées par diffraction neutronique (Figure 1b-1c) sur l'instrument Engin-X (ISIS facility, Angleterre) [2]. Cette technique permet d'obtenir des informations in situ non destructives, sur l'état mécanique du matériau, au niveau du volume diffractant (V_d) [3-4]. Les déformations internes mesurées, spécifiques à chaque plan cristallographique (hkl), permettent alors de mettre en évidence l'état mécanique local de l'agrégat polycristallin [4].

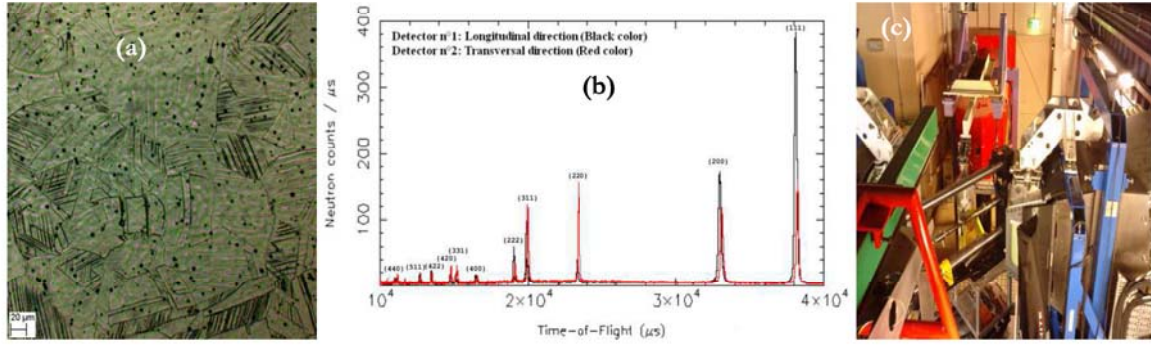


Figure 1 : (a) observation par microscopie électronique texture initiale (a). Mesure in situ par diffraction de neutrons des déformations de l'acier austénitique sous chargement; (b) diagramme de diffraction et (c) l'instrument Engin-X (source de neutrons ISIS, Angleterre).

Nous avons mesuré simultanément les déformations élastoplastiques pour 10 plans cristallographiques dans les directions longitudinales ($//$) et transversales (\perp) par rapport à la direction de traction. Les plans analysés sont: (111), (200), (220), (311), (222), (400), (331), (420), (422), (511) (Figure 1b). Les déformations internes $\langle \epsilon(hkl) \rangle_{V_d}$ du volume diffractant (1) dans la direction de mesure, peuvent être déterminées à partir de la distance interréticulaire moyenne $\langle d(hkl) \rangle_{V_d}$ pour les cristallites ayant contribué à la diffraction pour un plan cristallographique (hkl) donné :

$$\langle \epsilon(hkl) \rangle_{V_d} = \frac{\langle d(hkl) \rangle_{V_d} - d_0(hkl)}{d_0(hkl)} \quad (1)$$

où $d_0(hkl)$ représente la distance interréticulaire du matériau non contraint. $\langle \rangle_{V_d}$ correspond à une opération de moyenne sur le volume diffractant. Ces déformations expérimentales serviront de base pour le développement du modèle autocohérent élastoplastique discuté ci-après.

A l'aide de la l'instrument GEM (ISIS facility, Angleterre) [5], nous avons déterminé par la diffraction neutronique la texture cristallographique de notre matériau. Cela permet une meilleure prise en compte des orientations cristallines (expérimentales et initiales) dans le modèle.

3 Approche autocohérent élastoplastique

3.1 Modèle de transition à une échelle (1 TE)

Une approche à 1 TE a été utilisée pour modéliser qualitativement le comportement de l'agrégat polycristallin. Le principal intérêt se situe au niveau du temps de calcul et de l'interprétation qualitative des déformations internes en prenant une matrice d'écroutissage qui nous permet de décrire phénoménologiquement de manière simplifiée, la mise en place des mécanismes de glissement [1-3].

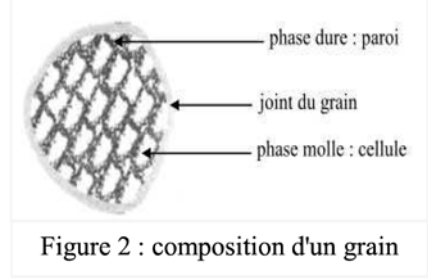
De part sa rapidité en temps de calcul, le modèle 1 TE montre ses limites quant à l'influence de la microstructure de dislocations dans le processus de déformation, lorsque le matériau associé est soumis à des sollicitations complexes. Contrairement à un chargement monotone, il se crée au sein de la microstructure lors d'un trajet Bauschinger, d'autres mécanismes de déformation plus complexes. Ces derniers s'ajoutent aux déformations engendrés par les simples glissements que le modèle 1 TE reproduit correctement. L'évolution des déformations avec le modèle 1 TE n'est ainsi géré que par l'activation de ces glissements au sein de la microstructure. D'où l'insuffisance du modèle dans la description microscopique des phénomènes [1].

L'utilisation d'un modèle qui permette de rajouter ces autres mécanismes de déformations (dislocations), devrait nous permettre de nous affranchir de ce type de problèmes. Dans la suite, le développement de ce modèle sera abordé.

3.2 Modèle de double transition d'échelle (2 TE)

La 2 TE permet de tenir compte de l'évolution de la microstructure des dislocations, par la variation des densités de dislocations et, des déformations au sein du grain. Le procédé de calcul est un peu plus complexe.

Notre échelle de départ ici est l'intérieur du grain. Nous considérons la cristallite comme un composite biphasé formé d'une phase molle (cellule : c) et d'une phase dure (paroi : p). Chaque cellule est entourée d'une paroi (figure 2) [1].



Nous avons considéré selon la relation $f_p = 1 - f_c$ que chaque phase α de la cristallite occupe une fraction volumique f_α de celle-ci. Les relations suivantes, $\varepsilon^{II} = f_{paroi} \varepsilon^p + f_c \varepsilon^c$ et $\sigma^{II} = f_p \sigma^p + f_c \sigma^c$ donnent les déformations et les contraintes d'ordre II. Le grain étant un composite biphasé, la contrainte pour chaque phase α est définie par la formulation suivante ; $\sigma^\alpha = \sigma^{II} + a^\alpha : (\varepsilon^{p-paroi} - \varepsilon^{p-cellule})$; où a^α est le tenseur de localisation pour la phase α .

L'évolution de la densité de dislocations est liée aux phénomènes de stockage et d'annihilation des dislocations. Celles-ci sont créées puis stockées et, elles s'annulent lorsqu'il y a saturation (relation 2). Ainsi, l'évolution de la densité de dislocations sur un système de glissement g est donnée par :

$$\dot{\rho}_{paroi}^g = \dot{\rho}_{paroi}^{g+} + \dot{\rho}_{paroi}^{g-} \quad \dot{\rho}_{paroi}^{g+} = \frac{1}{bL^{(g)}} \dot{\gamma}_{cellule}^g \quad \dot{\rho}_{paroi}^{g-} = \frac{2\gamma_c}{b} \rho_{paroi}^g \dot{\gamma}_{paroi}^g \quad (2)$$

avec
$$L^{(g)} = \frac{k_L}{\sqrt{\sum_{l \neq g} \rho_{paroi}^l}}$$

La gestion de l'activation des systèmes de glissement pour chaque phase en déformation, reste la même qu'en 1 TE [1].

Les taux d'activité au niveau de chaque phase α sont définis par les relations (3).

$$\dot{\gamma}_\alpha^g = T_\alpha^g : \dot{\sigma}^{II}, \text{ avec : } \begin{pmatrix} \dot{\gamma}_c^g \\ \dot{\gamma}_w^g \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} M_{cc}^{gh} & M_{cw}^{gh} \\ M_{wc}^{gh} & M_{ww}^{gh} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} K_c^h R_c^h : \dot{\sigma}^{II} \\ K_w^h R_w^h : \dot{\sigma}^{II} \end{pmatrix}, \text{ et : } \begin{bmatrix} M_{cc}^{gh} & M_{cw}^{gh} \\ M_{wc}^{gh} & M_{ww}^{gh} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \delta_{gh} + K_c^g R_c^g : a^c : R_c^h & -K_c^g R_c^g : a^c : R_w^h \\ K_w^g R_w^g : a^w : R_c^h & \delta_{gh} - K_w^g R_w^g : a^w : R_w^h \end{bmatrix}^{-1} \quad (3)$$

où δ_{gh} le symbole de Kronecker et R_α^h le tenseur de Schmid.

Sachant que l'état mécanique au sein du composite biphasé évolue, une loi d'évolution de la fraction volumique de la paroi définie par la relation (4) a été introduite pour une cristallite I .

$$f_{paroi} = f_{inf} + (f_0 - f_{inf}) e^{-\frac{\gamma_{cl}^{acc}}{\gamma^{par}}} \quad (4)$$

où f_0 est la fraction volumique initiale, f_{inf} la valeur de saturation à grande déformation, γ_{cl}^{acc} représente le glissement accumulé dans une cristallite donnée I et, γ^{par} la vitesse de diminution de f_p

Après établissement des lois de comportement pour chaque phase, le comportement au niveau du grain donné par la relation (5), est une combinaison de toutes les lois de comportement locales.

$$\dot{\varepsilon}^{II} = \left[s(\Omega) + \sum_g \left(f_{cellule} R_{cellule}^g : T_{cellule}^g + (1 - f_{cellule}) R_{paroi}^g : T_{paroi}^g \right) \right] : \dot{\sigma}^{II} = \ell(\Omega)^{-1} : \dot{\sigma}^{II} \quad (5)$$

où $\ell(\Omega)$ est le tenseur des modules élastoplastiques tangents mésoscopiques.

Ensuite, nous avons déterminé le taux de déformation macroscopique par une moyenne pondérée des taux de déformation internes donnés en (6), sur la totalité des cristallites. La seconde loi de comportement cinématique en (6) nous a permis de déterminer les contraintes macroscopiques [1].

$$\dot{\varepsilon}^I = \left\langle \dot{\varepsilon}^{II} \right\rangle_V = \sum_{j=1}^{ntot} f_j \dot{\varepsilon}_j^{II} \quad \dot{\sigma}^I = L : \dot{\varepsilon}^I \quad L = \sum_j f_j l_j(\Omega) : [I + E_j : (l_j(\Omega) - L)]^{-1} \quad (6)$$

où f_j représente la fraction volumique de chaque cristallites, $ntot$ le nombre totale de cristallites, E_j le tenseur de Morris associé à chaque cristallites, L le tenseur de rigidité macroscopique du polycristal [1].

Les déformations $\langle \varepsilon^H(\Phi, \Psi, hkl) \rangle_{vd}$ internes spécifiques à chaque famille de plan (hkl), sont ensuite déterminées pour les directions longitudinales et transversales. La direction longitudinale est définie par le couple ($\Phi=0^\circ$; $\Psi=90^\circ$) et la transversale par le couple ($\Phi=90^\circ$; $\Psi=90^\circ$). Φ représente l'ouverture entre la normale L_3 du plan (hkl) et la direction S_1 dans le plan contenant S_1 et S_2 . Ψ représente l'ouverture entre la normale du plan (hkl) et la direction normale S_3 au plan S_1S_2 de la pièce (Figure 3).

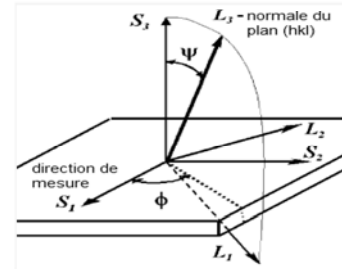


Figure 3 : orientation d'un plan cristallographique dans le repère de la pièce

Les déformations calculées ici correspondent à celles dont les orientations sont en position de diffraction. Ces positions sont choisies de telle sorte que, le cône de diffraction formé par la normale du plan de diffraction et la direction de mesure (axe de symétrie du cône), possède un angle α tel que $-6^\circ \leq \alpha \leq 6^\circ$.

Ainsi, pour chaque famille de plan (hkl), la déformation interne (7) s'obtient en faisant la moyenne pondérée des déformations associées aux plans en position de diffraction pour cette même famille de plan.

$$\langle \varepsilon^H(\Phi, \Psi, hkl) \rangle = \frac{\sum_{j=1}^n f_j \cdot \varepsilon_j^H(\Phi, \Psi, hkl)}{\sum_{i=1}^n f_i} \quad (7)$$

où n est le nombre total de cristallites diffractant pour la famille de plan (hkl) et, f la fraction volumique expérimentale associée à chaque cristallite.

4 Confrontation expérience - modélisation (1 TE)

Les paramètres principaux utilisés dans le modèle sont décrits (Tableau 1) avec τ_0 la scission critique initiale.

	h_1	h_2	h_0 (MPa)	τ_0 (MPa)	c_{11} (GPa)	c_{12} (GPa)	C_{44} (GPa)
Austénite	1	1,1	30	235	204,6	137,7	126,2

Tableau 1 : paramètres d'ajustement

Les comportements macroscopique et mésoscopique ont été modélisés lors du premier chargement (traction monotone). Lors du second chargement en compression, une surestimation du niveau de contrainte macroscopique est observée (figure 4) ce qui entraîne une surestimation du niveau de déformation au niveau intergranulaire. La figure 5 présente un exemple de la surestimation des déformations internes pour le plan (111) dans les directions longitudinale et transversale.

Au cours du second chargement, le comportement plastique est modélisé macroscopiquement avec un écart relatif de 22 MPa entre expérimental et modélisation. Cependant, nous observons une différence importante au niveau de la transition élastoplastique où interviennent principalement les changements microstructuraux (figure 1a). L'écart absolu entre les deux résultats est environ 369MPa. On peut dire que le modèle trouve des difficultés à reproduire correctement cette phase évolutive de la microstructure.

A l'échelle mésoscopique, les courbes expérimentales et numériques possèdent les mêmes allures dans les directions longitudinales et transversales, avec des écarts pouvant fortement varier selon chaque plan (hkl).

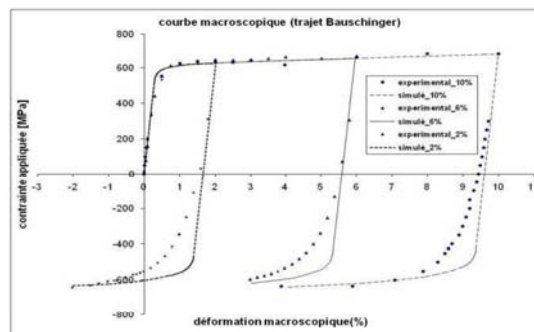


Figure 4 : modélisation de la déformation macroscopique

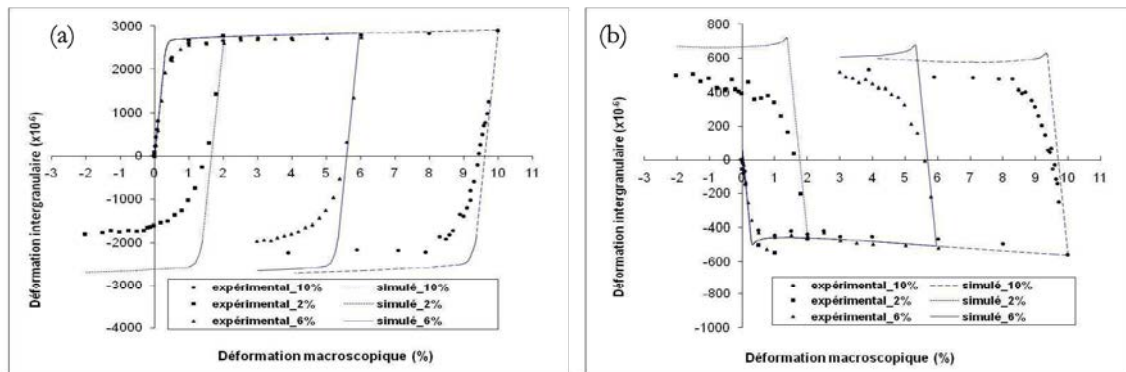


Figure 5 : déformations internes pour le plan (111) dans les directions (a) longitudinale et (b) transversale.

5 Conclusion

Le modèle à 1 TE avec un écrouissage isotrope linéaire, est intéressant pour sa simplicité et sa rapidité en temps de calcul. Cependant la transition élastoplastique à l'échelle macroscopique et microscopique n'est pas correctement modélisée du fait de la surestimation des déformations. En utilisant 1 TE à écrouissage linéaire (dislocations résultant seulement des glissements au niveau des plans cristallins), l'influence des hétérogénéités microstructurales peut être modélisée. La non prise en compte d'éléments tels que la mise en place d'obstacles à la propagation des dislocations ou encore l'absence de densités de dislocation (quantité des dislocations variant au cours du chargement et influençant l'écrouissage) induit une description correcte mais incomplète des mutations se produisant au sein de la microstructure. Des développements avec la 2 TE sont en cours pour la en compte ces différents paramètres et permettre une prédiction plus juste des phénomènes.

Remerciements :

G.Oum remercie le Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche pour l'octroi d'une bourse de doctorat. Les auteurs remercient le comité scientifique d'ISIS Facility pour les jours d'expériences accordés au projet RB1010055 sur les instruments ENGIN-X et GEM. En particulier, J. Kelleher et W. Kockelmann sont chaleureusement remerciés pour leur aide technique et scientifique.

Références :

- [1] Jamal Fajoui, Thèse de l'Université de Nantes , 2008.
- [2] J. R. Santisteban et al., J. Appl. Cryst., Vol. 39, pp. 812-825, 2006.
- [3] B. Clausen, T. Lorentzen, T. Leffers, Acta Mat., Vol 46, No. 9, pp. 3087-3098, 1998.
- [4] T. Loretzen, M. R. Daymon, B. Clausen, C. N.Tomé, Act. Mat., Vol. 50, pp. 1627-1638, 2002.
- [5] W. Kockelmann, L. C. Chapon, P. G. Radaelli, Phys., Vol. B 385-386, pp. 639-643, 2006.