

Matériaux polycristallins : microstructures à gradient, puis mesures par diffraction

Benoît Panicaud

Université de Technologie de Troyes, LASMIS

27 janvier 2025



Plan

- 1 Microstructures à gradient de polycristaux
 - Introduction
 - Procédé SMAT et matériau 316L
 - Influence du SMAT sur l'élasticité
 - Synergie du SMAT avec la nitruration
 - Conclusions et remerciements
- 2 Mesures par diffraction de polycristaux
- 3 Références

Introduction et questionnements

- Procédés de nanostructuration $\Rightarrow$ modifications des propriétés en surface via gradient de tailles de grain
- De nombreux procédés possibles, notamment par déformations plastiques sévères (SPD) [Edalati2024]
- Intérêt pour le procédé SMAT = Surface Mechanical Attrition Treatment
- Modification de la taille des grains, de l'écrouissage, ajout de contraintes résiduelles de compression...
 $\Rightarrow$ influence sur la dureté, sur la limite d'élasticité, sur la limite d'endurance en fatigue... [Roland2006, Waltz2009]
- Quelle est l'influence du SMAT sur l'élasticité ?
- Améliore-t-on les propriétés mécaniques en couplant le SMAT à d'autres traitements, comme la nitruration ?
- **Objectif : tenter d'apporter des réponses par une approche multiéchelles**

Procédé SMAT et matériau 316L

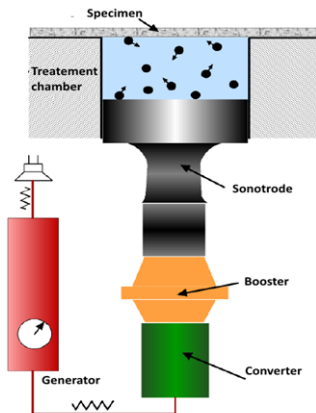


Figure 1 – Schéma du procédé SMAT ; paramètres du procédé : fréquence (**20kHz**) et amplitude (**12,5 à 25 μ m**) de la sonotrode ; taille (**3mm**) et matériau (**acier**) des billes ; distance pièce-sonotrode (**12mm**) et temps de traitement (**20 à 30min**)

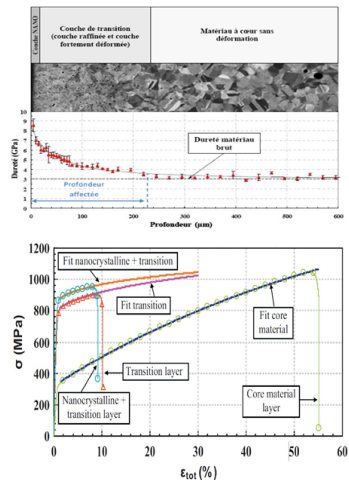


Figure 2 – Micrographie en coupe des grains et distribution de la dureté pour 316L [Waltz2009] (haut) ; Contrainte vs. déformation pour 316L [Petit2012] (bas)

Distribution des tailles de grain

- Quelle est la distribution des tailles de grain ?

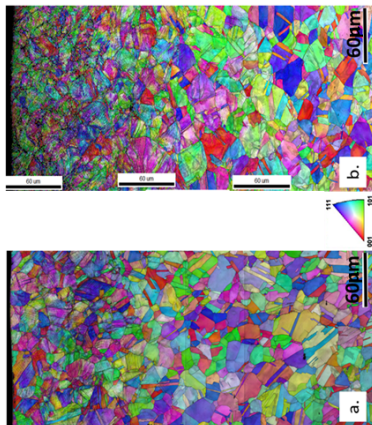


Figure 3 – Cartes EBSD pour du SMAT Very High (b) et High (a) [Benafia2016]

- Comment modéliser précisément cette distribution ?

- ① influence sur une profondeur jusqu'à 150 à 200 μm
- ② tailles de grain entre 10nm et qq dizaines de μm

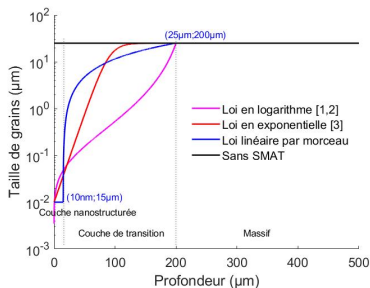


Figure 4 – Distribution spatiale avec différents modèles; [1] = [Roland2006], [2] = [Waltz2009], [3] = [Li2012]

Quelle est l'influence du SMAT sur l'élasticité ?

Première approche par modélisation multiéchelles

Les **paramètres** d'influence :

- l'orientation de l'échantillon par rapport à la sollicitation
- la taille des grains et sa distribution
- la morphologie des grains
- le nombre de grains
- ~~la texture initiale et son évolution induite par la sollicitation~~
- ~~les phases chimiques : austénite + martensite (due au SMAT) [Waltz2009]~~
- la **surface libre** [Mindlin1953, Deperrois1990]

On va utiliser **2 modèles** pour calculer les modules d'élasticité :

- 1 modèle simplifié à 3 couches = couche nano + couche de transition + massif
- 2 modèle micromécanique avancé de type Kröner-Eshelby

Influence de la taille des grains

- Influence de la taille dans les nano-composites [Girault2008, Cauvin2009] ; exemple par SPD dont SMAT [Edalati2024, Mei2010, Rida2018]
- Possibilité de modéliser par une interface [Bach2019] (via élasticité de surface $\Delta \mu_{\text{surface}} < 0$) ou par une interphase [Marcadon2005]

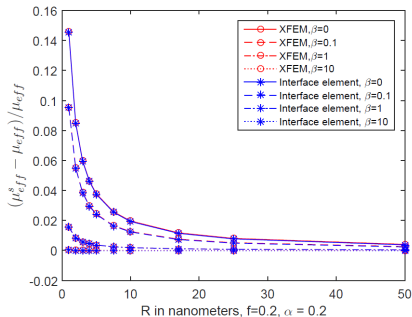


Figure 5 – Effet de taille par une approche de type interface [Cauvin2009]

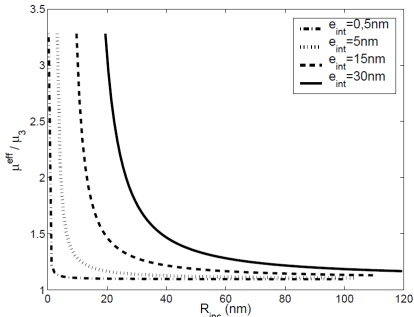


Figure 6 – Effet de taille par une approche de type interphase [Marcadon2005]

Influence de la taille des grains par une interphase



Description par un modèle à motif à 3+1 phases [Marcadon2005]
 puis/ou par un modèle AC à motif à 2 phases [Christensen1979]

$$\left(\frac{\mu_{MHE}}{\mu_{inter}}\right)^2 A + \left(\frac{\mu_{MHE}}{\mu_{inter}}\right) B + D = 0 \quad (1)$$

avec $A, B, D =$

$$f\left(\frac{\mu_{inc}}{\mu_{inter}}, \nu_{inc} = \nu_{inter}, \frac{R_{inc}^3}{(R_{inc} + e_{inter})^3}\right)$$

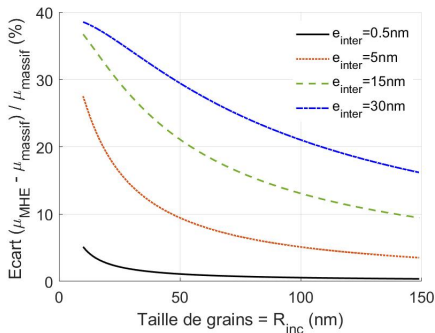


Figure 7 – Influence de e_{inter} sur l'écart de μ_{MHE} pour le modèle AC à motif à 2 phases ;
 $\mu_{massif} = \lim_{R_{inc} \rightarrow \infty} \mu_{MHE}(R_{inc})$

- Pour $R_{inc} = 10nm$, écart de 5% à 40% en fonction de e_{inter}
- Quelles valeurs réalistes pour e_{inter} et μ_{inter} ?

Influence de la morphologie des grains

- Dans l'approche d'Eshelby, $\underline{\underline{S}}^{Esh}$ dépend de la forme des inclusions [Mura1987]
- Inclusions ellipsoïdales allongées ($a_1 > a_2 = a_3$) ou aplaties ($a_1 = a_2 > a_3$)
- Cas de référence pour la sphère avec $S_{1111}^{Esh} = \frac{7-5\nu}{15(1-\nu)}$, $S_{1122}^{Esh} = \frac{5\nu-1}{15(1-\nu)}$, $S_{2323}^{Esh} = \frac{4-5\nu}{15(1-\nu)}$

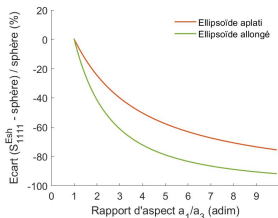


Figure 8 – Écart relatif de S_{1111}^{Esh} vs. le rapport d'aspect de l'inclusion pour $\nu = 0,28$

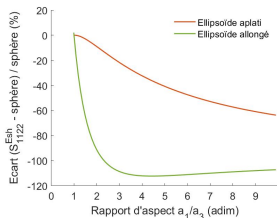


Figure 9 – Écart relatif de S_{1122}^{Esh} vs. le rapport d'aspect de l'inclusion pour $\nu = 0,28$

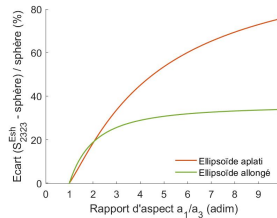
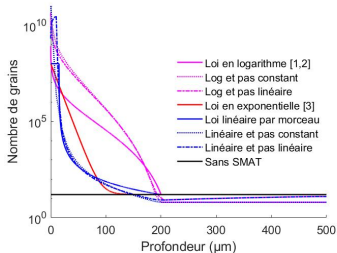
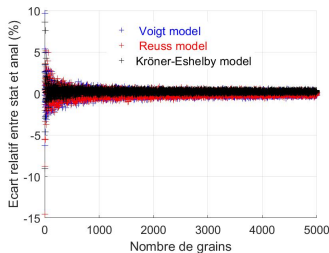
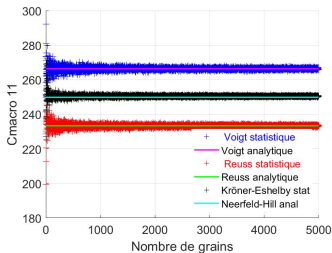


Figure 10 – Écart relatif de S_{2323}^{Esh} vs. le rapport d'aspect de l'inclusion pour $\nu = 0,28$

- L'écart relatif des rigidités est $\approx$ l'écart sur $\underline{\underline{S}}^{Esh}$
- Pour un rapport $a_1/a_3 = 10$, écart jusqu'à 100%

Influence du nombre de grains

Cas de l'austénite avec $c_{1111}^{micro} = 198 GPa$, $c_{1122}^{micro} = 125 GPa$, $c_{2323}^{micro} = 122 GPa$

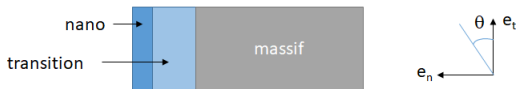


- $N_{grain}(x_3) = \frac{Surface}{L_{grain}^2(x_3)}$ ou $= \frac{Surface * \Delta x_3}{L_{grain}^3(x_3)}$

- En cumulé, pour le modèle à 3 couches, on a $N_{grain}^{nano} \approx 10^{11}$ et $N_{grain}^{trans} \approx 10^8$ et $N_{grain}^{massif} \approx 2 * 10^2$ pour une surface de $100 * 100 \mu m^2$

- Pour le nombre minimum de grains, écart inférieur à 4%

Modèle à 3 couches avec influence de l'orientation sur l'élasticité de l'échantillon



- Modèle à 3 couches

- Symétries du problème $\Rightarrow$ rigidités π périodiques, donc à $\nu = 0$,
 $E_Y(\theta) = E_0(1 + a \cos^2 \theta)$

- Direction $\theta = \frac{\pi}{2}$, composite en série, donc $E_Y(\frac{\pi}{2}) = \left(\sum_{n=1}^3 f_n E_{Yn}^{-1} \right)^{-1} = E_0$

- Direction $\theta = 0$, composite en parallèle, donc

$$E_Y(0) = \sum_{n=1}^3 f_n E_{Yn} = E_0(1 + a) \Rightarrow a = \frac{\sum_n f_n E_{Yn}}{(\sum_n f_n E_{Yn}^{-1})^{-1}} - 1$$

- f_n sont les fractions des longueurs de chaque couche (3%, 37%, 60%)
- **Comment identifier les valeurs des paramètres, notamment dans la couche nanocristalline?** $E_{Y,nano} - E_{Y,massif} = \text{écart}$, cumul de tous les effets : taille via $L_{grain} = R_{inc}(e_{inter})$ + forme via $\underline{\underline{S}}^{Esh}(a_1/a_3)$ + stat/nombre via N_{grain} + dispersion biblio +...

Modèle avancé et influence de la surface libre



- Modèle micromécanique AC de type Kröner-Eshelby
- La **surface libre** anisotropise le **milieu semi-infini**
- $\underline{\underline{C}}^{AC} = \left\langle \underline{\underline{C}} : \left(\underline{\underline{I}} + (\underline{\underline{S}}^{Esh} : \underline{\underline{C}}^{AC, -1}) : (\underline{\underline{C}} - \underline{\underline{C}}^{AC}) \right)^{-1} \right\rangle$
avec $\underline{\underline{S}}^{Esh} = \underline{\underline{S}}_{iso}^{Esh}(\text{forme}, \nu^{AC}) + \underline{\underline{S}}_{aniso}^{Esh}(\text{forme}, \nu^{AC}, \text{taille} = a, \text{position} = x_3)$
- Permet également et naturellement de prendre en compte l'orientation, le nombre de grains, la texture et son évolution + **introduit une longueur a**
- Calcul de $\underline{\underline{S}}^{Esh}$ via fonction de Green [Mindlin1953, Mura1987] sur la surface de l'inclusion sphérique $\partial\Omega(\theta, \psi)$ de normale $\vec{n} = (\sin \theta \cos \psi, \sin \theta \sin \psi, \cos \theta)$

$$\begin{aligned}
 S_{ijmn}^{Esh} &= \frac{1}{2} \int_{\partial\Omega} C_{klmn} (\partial_j G_{ik} + \partial_i G_{jk}) (\vec{x}, \vec{x}') n_l d\tilde{S}' \\
 &\approx \frac{1}{2} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi C_{klmn}^{iso} (\partial_j G_{ik} + \partial_i G_{jk}) ((0, 0, x_3), \vec{x}') n_l a^2 \sin \theta d\theta d\psi
 \end{aligned} \tag{2}$$

Modèle avancé et influence de la surface libre [Mura1987]

$$G_{ij}(x, x') = \frac{1}{16\pi\mu(1-\nu)} \left[\frac{3-4\nu}{R_1} \delta_{ij} + \frac{1}{R_2} \delta_{ij} + \frac{(x_i - x'_i)(x_j - x'_j)}{R_1^3} \right. \\ \left. + \frac{(3-4\nu)(x_i - x'_i)(x_j - x'_j)}{R_2^3} + \frac{2x_3x'_3}{R_2^3} \left\{ \delta_{ij} - \frac{3(x_i - x'_i)(x_j - x'_j)}{R_2^2} \right\} \right. \\ \left. + \frac{4(1-\nu)(1-2\nu)}{R_2 + x_3 + x'_3} \left\{ \delta_{ij} - \frac{(x_i - x'_i)(x_j - x'_j)}{R_2(R_2 + x_3 + x'_3)} \right\} \right] = G_{ji}(x, x'),$$

$$G_{3j}(x, x') = \frac{(x_j - x'_j)}{16\pi\mu(1-\nu)} \left[\frac{(x_3 - x'_3)}{R_1^3} + \frac{(3-4\nu)(x_3 - x'_3)}{R_2^3} \right. \\ \left. - \frac{6x_3x'_3(x_3 + x'_3)}{R_2^5} + \frac{4(1-\nu)(1-2\nu)}{R_2(R_2 + x_3 + x'_3)} \right],$$

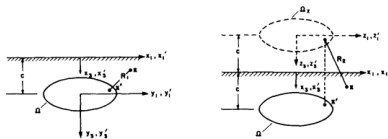
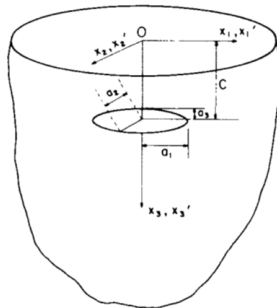
$$G_{i3}(x, x') = \frac{(x_i - x'_i)}{16\pi\mu(1-\nu)} \left[\frac{(x_3 - x'_3)}{R_1^3} + \frac{(3-4\nu)(x_3 - x'_3)}{R_2^3} \right. \\ \left. + \frac{6x_3x'_3(x_3 + x'_3)}{R_2^5} - \frac{4(1-\nu)(1-2\nu)}{R_2(R_2 + x_3 + x'_3)} \right],$$

$$G_{33}(x, x') = \frac{1}{16\pi\mu(1-\nu)} \left[\frac{3-4\nu}{R_1} + \frac{8(1-\nu)^2 - (3-4\nu)}{R_2} + \frac{(x_3 - x'_3)^2}{R_1^3} \right. \\ \left. + \frac{(3-4\nu)(x_3 + x'_3)^2 - 2x_3x'_3}{R_2^3} + \frac{6x_3x'_3(x_3 + x'_3)^2}{R_2^5} \right], \quad i, j = 1, 2,$$

where

$$R_1^2 = (x_1 - x'_1)^2 + (x_2 - x'_2)^2 + (x_3 - x'_3)^2,$$

$$R_2^2 = (x_1 - x'_1)^2 + (x_2 - x'_2)^2 + (x_3 + x'_3)^2,$$



then R_1 and R_2 (see Fig. 15.2) become

$$R_1^2 = (y_1 - y'_1)^2 + (y_2 - y'_2)^2 + (y_3 - y'_3)^2,$$

$$R_2^2 = (z_1 - z'_1)^2 + (z_2 - z'_2)^2 + (z_3 - z'_3)^2.$$

Modèle avancé et influence de la surface libre

- On obtient après calculs numériques (pour les 7 composantes indép. et $\neq 0$)

$$S_{ijmn,aniso}^{Esh}(a, x_3, \nu^{AC}) = f_{ijmn}(\nu^{AC}) \times \left(\frac{a}{x_3}\right)^3 \quad (3)$$

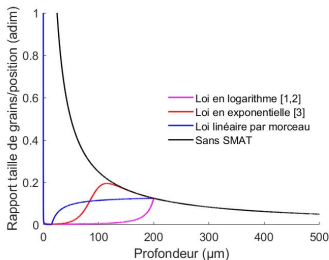


Figure 11 – Évolution de $\frac{a}{x_3}$ en fonction de la profondeur, pour les différentes distributions spatiales des tailles de grain

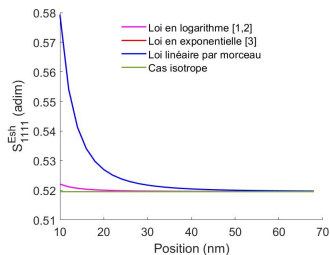


Figure 12 – Évolution de S_{1111}^{Esh} total en fonction de la position $x_3 =$ profondeur, pour les différentes distributions, pour $\nu = 0,28$

- ☐ influence faible sur une courte distance pour les matériaux nanostructurés

Comparaison des modèles/expériences

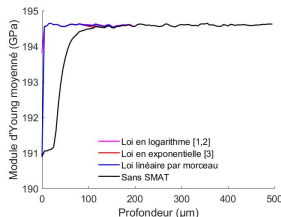


Figure 13 – Module d'Young de l'austénite en fonction de la profondeur pour le modèle avancé, pour $N_{\text{grain}} = 5000$ pour une texture isotrope, et $\theta = 0$, moyenné sur $10\mu m$

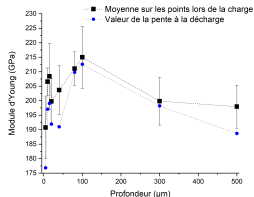


Figure 14 – Nano-indentation pour l'échantillon 316L SMATé avec 5 essais par point ; pas mini. de $5\mu m$; aucune correction de l'effet de bord sur la mesure n'est prise en compte [Jakes2009]

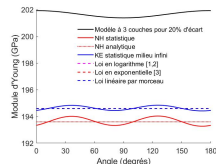


Figure 15 – Influence de l'orientation pour les différents modèles et les différentes distributions spatiales des tailles de grain

- Influence moins importante de l'effet de taille pour les matériaux nanostructurés, compensé par la présence de la surface libre
- Les mesures par nano-indentation montrent une influence limitée sur E_Y , pour une profondeur $< 10\mu m$, pour les échantillons SMATés
- Influence négligeable de l'orientation, quel que soit le modèle

Présentation du traitement de nitruration

- Après SMAT, on s'intéresse à la synergie avec la nitruration ; **quel effet ?**
- Nitruration avec un temps t^{nit} entre 5 et 20h, à une température T^{nit} entre 350 et 425°C sur du 316L
 ⇒ expansion des mailles et formation de nitrures par diffusion d'azote
- Concentration d'azote imposée en surface 12% ; seuils de solubilité connus

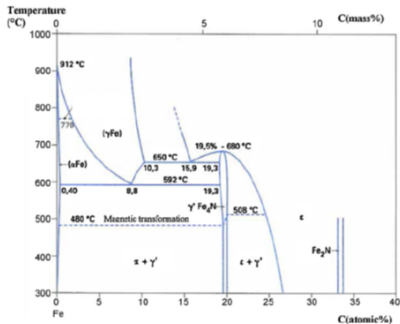


Figure 16 – Diagramme thermodynamique Fe-N



Figure 17 – Système en couches avec les phases de nitrures, attendues et observées

Couplages contraintes-diffusion

- Modélisation de la diffusion 1D de l'azote sans source de volume et sans effet de piégeage [Panicaud2012]

$$\frac{\partial C_N}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_{eff}^{Fick}(C_N, T; \underline{\Sigma}, \underline{\sigma}^\Omega; f^\Omega, \underline{D}_N^\Omega) \frac{\partial C_N}{\partial x} \right) \quad (4)$$

avec Ω un élément de la microstructure : phases, grains et joints de grain

- Contrainte séparée en 2 origines** : effet dû aux réactions de nitruration (nit) et dû à la diffusion (self) $\underline{\sigma}^\Omega = \underline{\sigma}^{\Omega, nit} + \underline{\sigma}^{\Omega, self} = B^\Omega \underline{\Sigma}^{nit} + \underline{\sigma}^{\Omega, self}(c_x^\Omega)$
- Terme Fickien**

$$\underline{D}_N^\Omega = \underline{D}_{0N}^\Omega \exp \left(- \frac{Q_{0N}^\Omega + p^\Omega \Delta v_N^\Omega}{RT} \right) \quad (5)$$

$$\approx \underline{D}_{0N}^\Omega \exp \left(- \frac{Q_{0N}^\Omega}{RT} \right) \left(1 + \frac{\Delta v_N^\Omega}{3RT} (B^\Omega Tr \underline{\Sigma}^{nit} + Tr(\underline{\sigma}^{\Omega, self})) \right) \quad (6)$$

Transition d'échelles avec couplages

- Terme Nernstien

$$\vec{J}_N^\Omega = -\underline{D}_N^\Omega \cdot \vec{\nabla} c_N^\Omega + \underline{\alpha}_N^\Omega \cdot \vec{\nabla} \text{Tr}(\underline{\sigma}^\Omega) \quad (7)$$

$$\approx \left(-\underline{D}_N^\Omega + \underline{\alpha}_N^\Omega \frac{\partial \text{Tr}(\underline{\sigma}^{\Omega, \text{self}})}{\partial c_N^\Omega} \right) \cdot \vec{\nabla} c_N^\Omega + \cancel{\underline{\alpha}_N^\Omega \cdot \vec{\nabla} (B^\Omega \text{Tr} \underline{\Sigma}^{\text{nit}})} \quad (8)$$

- Dernier terme négligeable pour une contrainte macro uniforme par couche
- Modèle général obtenu

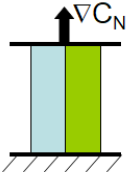
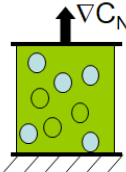
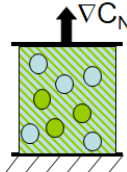
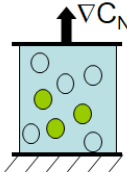
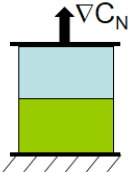
$$\vec{J}_N = \sum_{\Omega} f^\Omega \vec{J}_N^\Omega \equiv -\underline{D}_{\text{eff}}^{\text{Fick}} \cdot \vec{\nabla} C_N \quad (9)$$

avec $\underline{D}_{\text{eff}}^{\text{Fick}}(C_N, T; \underline{\Sigma}, \underline{\sigma}^\Omega; f^\Omega, \underline{D}_N^\Omega) \approx \sum_{\Omega} f^\Omega \underline{A}_N^\Omega \cdot$

$$\underline{D}_{0N}^\Omega \exp\left(-\frac{Q_{0N}^\Omega}{RT}\right) \left(1 + \frac{\Delta v_N^\Omega}{3RT} (B^\Omega \text{Tr} \underline{\Sigma}^{\text{nit}} + \text{Tr}(\underline{\sigma}^{\Omega, \text{self}})) - \frac{v_N^\Omega}{3} \frac{\partial \text{Tr}(\underline{\sigma}^{\Omega, \text{self}})}{\partial C_N}\right)$$

- A comparer à [Larché1982, Philibert1990, Sofronis1995, Raceanu2011]
- Il reste à donner le tenseur de localisation $\underline{A}_N^\Omega$ en gradient de concentration

Les différents modèles de transition d'échelles

Parallèle = Hart	« Hashin et Shtrikman + »	Auto-Cohérent	« Hashin et Shtrikman - »	Série
				
$D^{\parallel} = f^a \times D^a + f^b \times D^b$	$D^{AC} = -1 + \frac{f^a(D^a + 1)}{1 + \frac{D^a - D^{AC}}{3D^{AC}}} + \frac{f^b(D^b + 1)}{1 + \frac{D^b - D^{AC}}{3D^{AC}}}$			$\frac{1}{D^{\perp}} = f^a \times \frac{1}{D^a} + f^b \times \frac{1}{D^b}$
$D^{HS+} = -1 + \frac{f^a(D^a + 1)(3D^a)^{-1} + f^b(D^b + 1)(D^b + 2D^a)^{-1}}{f^a(3D^a)^{-1} + f^b(D^b + 2D^a)^{-1}}$ $\cong (f^a(3D^a)^{-1} + f^b(D^b + 2D^a)^{-1})^{-1} - 2D^a$		$D^{HS-} = -1 + \frac{f^a(D^a + 1)(D^a + 2D^b)^{-1} + f^b(D^b + 1)(3D^b)^{-1}}{f^a(D^a + 2D^b)^{-1} + f^b(3D^b)^{-1}}$ $\cong (f^a(D^a + 2D^b)^{-1} + f^b(3D^b)^{-1})^{-1} - 2D^b$		

Les différents modèles de transition d'échelles

$D_{eff}^{Fick}(N \rightarrow \text{acier})$ pour une microstructure avec grains et joints de grain

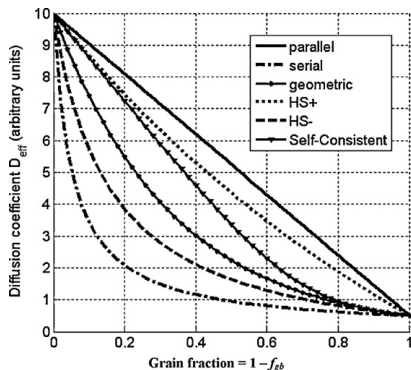


Figure 18 – Évolution du coefficient de diffusion effectif en fonction de la fraction de grains du polycristal pour différents modèles micro-macro

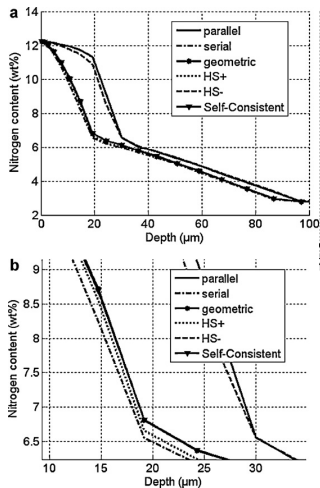


Figure 19 – Concentration en azote en fonction de la profondeur pour différents modèles micro-macro, pour

$$L_{gb} = 0,5 \text{ nm}, t^{nit} = 20 \text{ h}, T^{nit} = 425^\circ \text{C}, \Sigma^{nit} = 0$$

Influence de la taille des joints de grain et de la contrainte

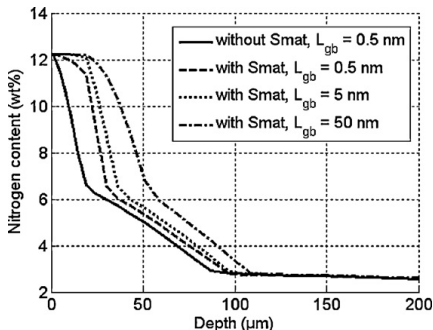


Figure 20 – Concentration en azote en fonction de la profondeur pour différentes tailles des joints de grain, pour le modèle de Hart (||) et $t^{nit} = 20h$, $T^{nit} = 425^{\circ}C$, $\Sigma^{nit} = 0$ et distribution de tailles de grain linéaire par morceau

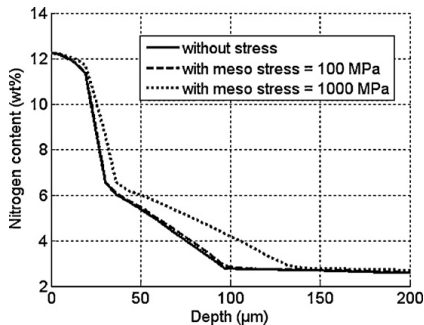


Figure 21 – Concentration en azote en fonction de la profondeur pour les différents modèles micro-macro, pour le modèle de Hart (||) et $L_{gb} = 0,5nm$, $t^{nit} = 20h$, $T^{nit} = 425^{\circ}C$ et distribution de tailles de grain linéaire par morceau

Influence de la température et de la durée de nitruration

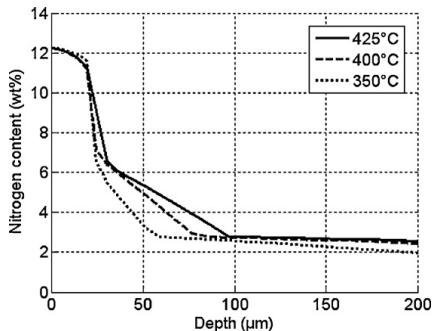


Figure 22 – Concentration en azote en fonction de la profondeur pour différentes températures de nitruration, pour le modèle de Hart (||) et $L_{gb} = 0,5nm$, $t^{nit} = 20h$, $\Sigma^{nit} = 0$ et distribution de tailles de grain linéaire par morceau

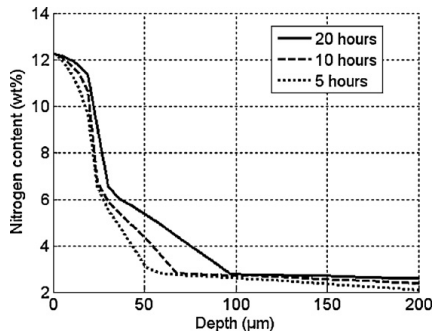


Figure 23 – Concentration en azote en fonction de la profondeur pour différents temps de nitruration, pour le modèle de Hart (||) et $L_{gb} = 0,5nm$, $T^{nit} = 425^{\circ}C$, $\Sigma^{nit} = 0$ et distribution de tailles de grain linéaire par morceau

Comparaison avec les expériences

Expériences de nitruration plasma au CRITT de Charleville et mesures de concentration en azote par spectroscopie de décharge lumineuse (SDL) à l'UTC [Chemkhi2014]

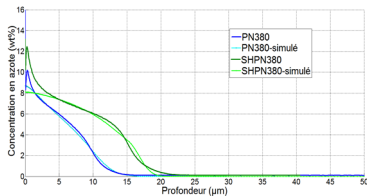


Figure 24 – Concentration vs profondeur pour $T^{nit} = 380^{\circ}C$ et $t^{nit} = 20h$; PN = Poli Nitruré; SHPN = Smaté High Poli Nitruré; modèle ||

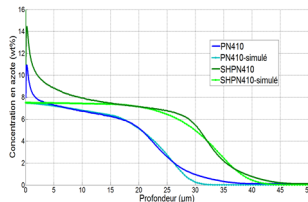


Figure 25 – Concentration vs profondeur pour $T^{nit} = 410^{\circ}C$ et $t^{nit} = 20h$; PN = Poli Nitruré; SHPN = Smaté High Poli Nitruré; modèle ||

- **Bonne concordance des approches microdiffusionelles par rapport aux expériences, notamment les profondeurs de nitruration**
- Les pics des premiers μm ne sont pas bien expliqués par le modèle (plus grande réactivité de la surface suite au bombardement par les ions azote [Mändl1998])
- La synergie entre les 2 traitements améliore la dureté

Conclusions et remerciements

- L'effet de taille influence l'élasticité sur qq 50nm
- L'effet de surface libre influence l'élasticité sur qq $100\mu\text{m}$
- Les 2 effets peuvent se compenser dans les matériaux nanostructurés, car ce qui compte est le rapport $\frac{a}{x_3} \rightarrow$ effet combiné résiduel sur $10\mu\text{m}$ max
- Les mesures expérimentales ne sont souvent pas assez résolues ou précises pour discerner ces effets sur l'élasticité + effet de transfo de phase
- Les modèles microdiffusionnels permettent d'expliquer l'influence de nombreux paramètres [Panicaud2012] et de reproduire les profils de C_N [Chemkhi2014]

Pour aller plus loin

- On peut chercher à modéliser l'influence du SMAT sur la dureté : dans [Petit2012] avec un modèle à 3 couches
- On peut chercher à avoir une approche micromécanique élastoplastique du traitement SPD [Chen2020], avec prise en compte des champs résiduels [Guo2023]

Remerciements à tous les collègues co-auteurs de l'équipe UTT

- D. Retraint, Z. Sun, M. Chemkhi, B. Guelorget, A. Roos, Z. Guo, Z. Chen, J. Zhou, Y. Wu, S. Ben Afia, J. Petit, L. Waltz, T. Roland

Plan

- 1 Microstructures à gradient de polycristaux
- 2 Mesures par diffraction de polycristaux
 - Introduction
 - Matériau UR45N austéno-ferritique
 - Diffraction des neutrons
 - Effet de la striction, et calibration des mesures
 - Modélisation multiéchelles
 - Confrontation aux expériences
 - Autres résultats significatifs
 - Conclusions et remerciements
- 3 Références

Introduction et questionnements

- Modélisation des procédés de mise en forme, notamment en transformations finies
- Prise en compte des effet physiques liés aux microstructures pour un meilleur réalisme
- Prise en compte de la plasticité et de l'endommagement
- Étude sur un acier biphasé, austéno-ferritique UR45N
- Étude systématique par une approche expérimentale, notamment par diffraction (neutrons ou rayons X/synchrotron)
- Comment gérer la striction en grandes déformations pour une mesure cohérente ?
- Peut-on mesurer l'endommagement par diffraction ?
- Peut-on valider expérimentalement le tenseur de localisation en contraintes ?
- **Objectif : tenter d'apporter des réponses par une approche multiéchelles** [*Hounkpati2015, Mareau2023*]

Matériau UR45N austéno-ferritique

- Acier duplex UR45N inoxydable (X2 Cr Ni Mo 22.5.3)
- Biphasé : austéno-ferritique 50%
- Îlots d'austénite dans matrice de ferrite
- Tiré d'une plaque laminée
- Vieillie 1000h à 400°C avec durcissement de la ferrite enrichie en chrome

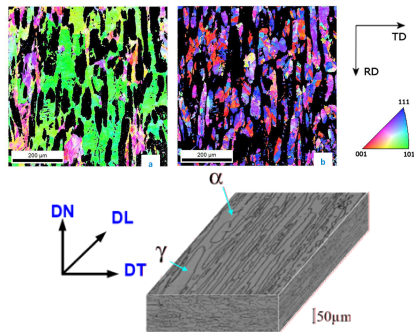
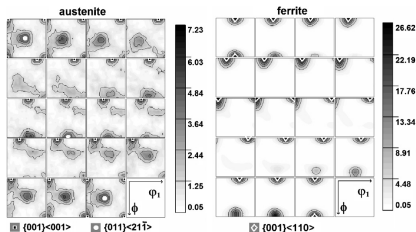


Figure 26 – Cartes EBDS a) de la ferrite b) de l'austénite (haut) ; microstructure 3D de UR45N (bas) avec direction de laminage [LeJoncour2011]



Matériau UR45N austéno-ferritique

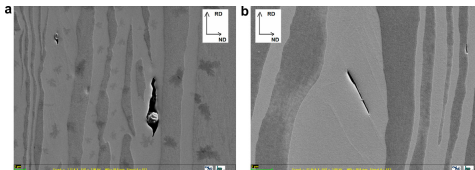


Figure 27 – Processus d'endommagement dans UR45N a) autour d'inclusions b) sur des systèmes de glissement (ferrite claire et austénite sombre)
[LeJoncour2010]

- Endommagement dans la ferrite au cours du chargement mécanique
- Endommagement ductile, couplé à la plasticité

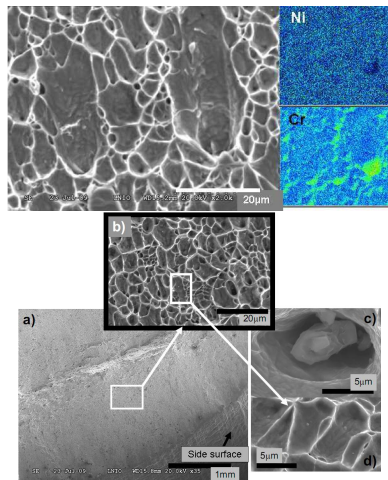


Figure 28 – Surfaces de fracture au MEB et cartes XPS de Cr et Ni [Panicaud2015]

Rappels sur la diffraction des neutrons

- Mesure à ISIS UK sur une source à spallation
- Faisceau de neutrons **polycinétiques**, donc polychromatiques $\lambda = \frac{h}{m_n v}$
- Diffraction via la loi de Bragg $\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta$
- Méthode du temps de vol (TOF) $d_{hkl} = \frac{h}{2m_n L \sin \theta} \Delta t$ à $\theta = 45^\circ$

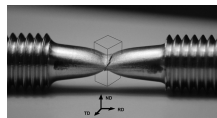
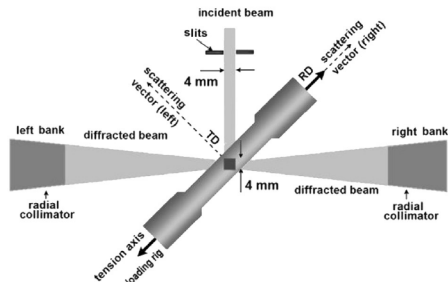
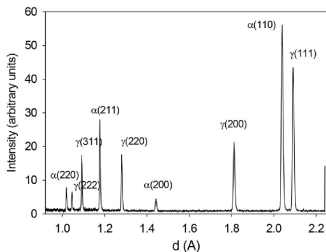
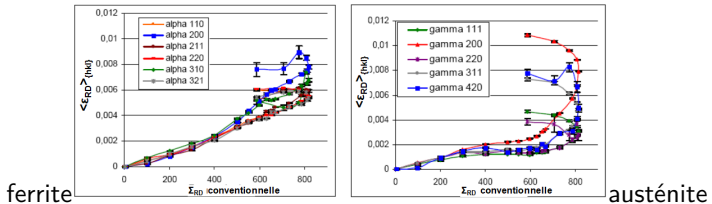


Figure 29 – Diffractomètre expérimental ENGIN-X pour mesurer les distances interréticulaires par TOF (haut) [Baczanski2016]; chargement mécanique in-situ en contrainte jusqu'à rupture de l'éprouvette (bas) [LeJoncour2010]

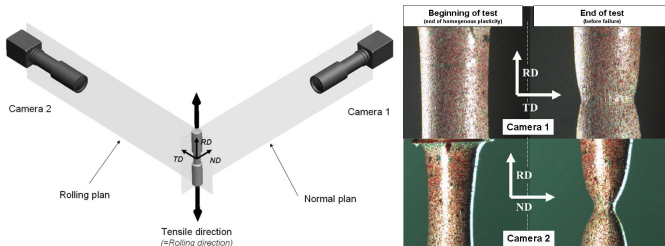
Mesure des déformations et effet de la striction

- On mesure une déformation élastique sur les grains diffractant

$$\langle \varepsilon_{RD}^{el} \rangle_{hkl} = \ln \left(\frac{\langle d_{RD}^{\Sigma} \rangle_{hkl}}{\langle d_{RD}^0 \rangle_{hkl}} \right) \text{ vs } \Sigma_{RD} = \frac{F}{S_0} \text{ [Baczmanski2011]}$$



- Fort effet de striction anisotrope [Panicaud2015]



Calibration des mesures : théorie

- Macroscopiquement $S_0 \rightarrow S(t)$
- Microscopiquement, avec un comportement élastoplastique, on a

$$\begin{aligned}\underline{\underline{\varepsilon}}^{el,g} &= \underline{\underline{c}}^{el,g,-1} : \underline{\underline{\sigma}}^g \\ &= \underline{\underline{c}}^{el,g,-1} : \left(\underline{\underline{p}} : \underline{\underline{\Sigma}}^{mac} + \underline{\underline{q}} : (\underline{\underline{E}}^{mac,pl} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl,g}) \right)\end{aligned}\quad (10)$$

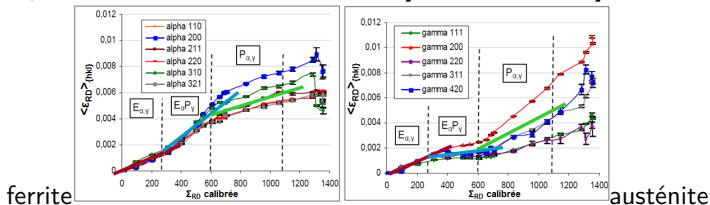
$$\begin{aligned}\Rightarrow \langle \underline{\underline{\varepsilon}}^{el,g} \rangle_{hkl} : \vec{n}_{\phi\psi} \otimes \vec{n}_{\phi\psi} &\equiv \langle \varepsilon_{RD}^{el} \rangle_{hkl} = (\underline{\underline{F}}_{hkl} : \underline{\underline{\Sigma}}^{mac}) : \vec{n}_{\phi\psi} \otimes \vec{n}_{\phi\psi} + inc \\ \Rightarrow \langle \langle \varepsilon_{RD}^{el} \rangle_{hkl} \rangle_{tot} &= f(\underline{\underline{\Sigma}}^{mac}, FDO(t)) + \langle inc \rangle_{tot}\end{aligned}\quad (11)$$

- La moyenne totale est faite sur tous les hkl et sur les 2 phases α, γ
- Hypothèses
 - grains diffractant nombreux (plus de 50% diffractent) $\Rightarrow \langle inc \rangle_{tot} = 0$
 - variation de texture petite (mesurée et modélisée), donc effet négligeable
 - contraintes uniaxiales $\rightarrow$ scalaire Σ_{RD}

ce qui donne $\Sigma_{RD} = k \langle \langle \varepsilon_{RD}^{el} \rangle_{hkl} \rangle_{tot}$ qui **va permettre de calibrer les mesures jusqu'à la rupture**; avec k identifiée sur la partie linéaire

Calibration des mesures : application

- On applique la calibration de la contrainte [Baczanski2011]



- Interprétation des différents comportements

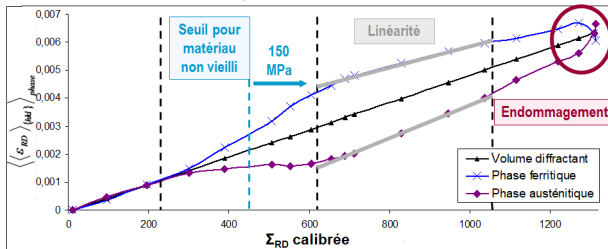


Figure 30 – Moyennes totale et par phase en fonction de la contrainte calibrée [LeJoncour2011]

Synthèse d'un modèle Cailletaud-Pilvin étendu

- Modélisation pour un biphasé à 3 échelles [Panicaud2011, Panicaud2015]
- **Systèmes de glissement** : endommagement (d^s, y^s) et écrouissage intragranulaire linéaire (r^s, R_c^s)
- **Échelle des grains** : élasticité ($\underline{\varepsilon}^{el,g}, \underline{\sigma}^g$), endommagement ($-\underline{d}^g, \underline{y}^g$), écrouissage intergranulaire non-linéaire ($\underline{\beta}^g, \underline{X}^g$) et plasticité ($-\underline{\varepsilon}^{pl,g}, \underline{\sigma}^g$)
- Énergie libre de Helmholtz

$$\rho^g \psi^g = \frac{1}{2} \underline{\varepsilon}^{el,g} : \underline{\underline{\varepsilon}}^g : \underline{\varepsilon}^{el,g} + \sum_{s,t \in g} \frac{1}{2} \tilde{H}^{st} r^s r^t + \frac{C_c}{3} \underline{\beta}^g : \underline{\beta}^g \quad (12)$$

- Critère d'écoulement plastique (sans effet d'ouverture des fissures)

$$\tilde{f}^{s \in g} = |(\underline{\underline{\sigma}}^g - \underline{\underline{X}}^g) : \underline{M}^s| - (\tilde{R}_c^s + R_{c0}^s) \leq 0 \quad (13)$$

- Dissipation intrinsèque avec partition additive

$$\begin{aligned} \Phi^g &= \Phi_{plas}^g + \Phi_{endo}^g \\ &= \left(\underline{\sigma}^g : \underline{\dot{\varepsilon}}^{pl,g} - \underline{X}^g : \underline{\dot{\beta}}^g - \sum_{s \in g} R_c^s \dot{r}^s \right) + \left(\underline{y}^g : \underline{\dot{d}}^g - \sum_{s \in g} y^s \dot{d}^s \right) \end{aligned} \quad (14)$$

Synthèse d'un modèle Cailletaud-Pilvin étendu

- Potentiel de dissipation avec partition additive

$$F^{s \in g} = F_{plas}^{s \in g} + F_{endo}^{s \in g} = (\tilde{f}^s + C_A^s r^s \tilde{R}_C^s + C_B^g \beta^g : \underline{X}^g) + \frac{\alpha_3^s}{(\alpha_4^s + 1)(1 - d^s)^{\alpha_1^s}} \left\langle \left\langle \frac{(\underline{y}^g \cdot \underline{M}^s) : \underline{M}^s - (y^s + y_0^s)}{\alpha_3^s} \right\rangle \right\rangle^{\alpha_4^s + 1} \quad (15)$$

- Évolution du multiplicateur plastique [Cailletaud1992] $\dot{\lambda}^s = \left\langle \left\langle \frac{f^s}{C_K^s} \right\rangle \right\rangle^{C_N^s}$
- Équivalence en énergie $\underline{\tilde{\sigma}}^g = \underline{\zeta}^{-1}(\underline{d}^g) : \underline{\sigma}^g$ avec le choix $\underline{\zeta}(\underline{d}^g) = \sqrt{1 - \|\underline{d}^g\|}$; idem pour $\underline{\tilde{c}}^g, \underline{\tilde{H}}^{st} \dots$ [Montheillet1988]
- Loi d'homogénéisation de l'endommagement** $\Rightarrow \underline{\dot{d}}^g = \sum_{s \in g} \dot{d}^s \underline{M}^s \cdot \underline{M}^s$
- Prise en compte de la rotation des grains $\Rightarrow$ grandes déformations et évolution de la texture via $FDO(t_0)$
- Les paramètres du modèle $\underline{c}^g, H^{st}, C_C, \underline{M}^s, R_{c0}^s, C_A^s, C_B^g, C_K^s, C_N^s, \alpha_1^s, \alpha_2^s, \alpha_3^s, \alpha_4^s$

Synthèse d'un modèle Lipinski-Berveiller étendu avec d^g

- Modélisation pour un biphasé à 3 échelles [*Panicaud2011, Baczanski2016*]
- **Hyp** : endommagement uniquement à l'échelle des grains tq $d^g(\underline{\varepsilon}^g)$;
équivalence en énergie
- Modèle contrainte-déformation en taux, dans un grain

$$\dot{\underline{\sigma}}^g = \left((1 - d^g) \underline{I}^g - \frac{1}{2} \left(\underline{I}^g : \underline{\dot{\varepsilon}}^g + \frac{\underline{\sigma}^g}{1 - d^g} \right) \otimes \frac{\partial d^g}{\partial \underline{\varepsilon}^g} \right) : \underline{\dot{\varepsilon}}^g \quad (16)$$

- Évolution des contraintes de cisaillement critiques sur les systèmes de glissement (si écrouissage linéaire)

$$\dot{\tau}_c^s = (1 - d^g) \sum_t H^{st} \dot{\gamma}^t - \frac{1}{2} \left(\sum_t H^{st} \gamma^t + \frac{\tau_c^s}{1 - d^g} \right) \dot{d}^g \quad (17)$$

- Modèle d'endommagement

$$d^g(\underline{\varepsilon}^g) = \left\langle \left\langle \frac{\varepsilon_{eq}^g - \varepsilon_0^g}{a^g} \right\rangle \right\rangle^{m^g} \quad (18)$$

Synthèse d'un modèle Lipinski-Berveiller étendu avec d^g

- Écrouissage linéaire sur les systèmes de glissement

$$\tilde{f}_{lin}^{s \in g} = \frac{\tau_c^s}{\sqrt{1 - d^g}} - \left(\sum_t H^{st} \gamma^t \sqrt{1 - d^g} + \tau_{c0}^s \right) \leq 0 \quad (19)$$

- ou Écrouissage non-linéaire (Voce) du grain

$$\begin{aligned} \tilde{f}_{Voce}^g &= \frac{\tau_c^g}{\sqrt{1 - d^g}} - \left((\tau_1^g + \theta_1^g \tilde{\Theta}^g) \left(1 - \exp \left(-\frac{\theta_0^g}{\tau_1^g} \tilde{\Theta}^g \right) \right) + \tau_{c0}^g \right) \leq 0 \\ \text{et } \tilde{\Theta}^g &= \sum_{t \in g} \gamma^t \sqrt{1 - d^g} \text{ et } H^{st} = \frac{\partial \tau_{Voce}^g}{\partial \Theta^g} h^{st} \end{aligned} \quad (20)$$

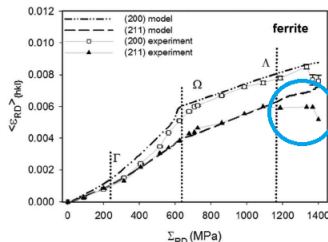
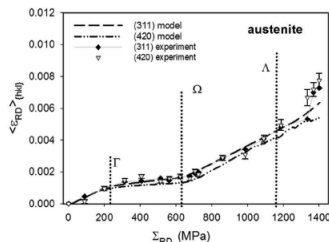
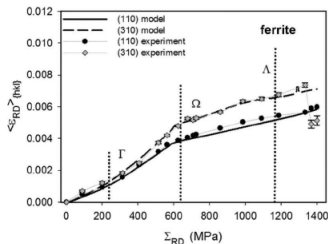
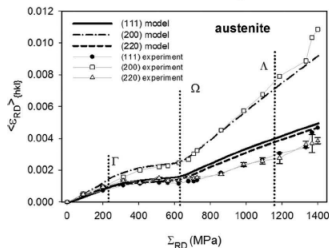
- Loi de localisation AC entre échelles macro et méso $\underline{\dot{\varepsilon}}^g = \underline{\tilde{A}}^g : \underline{\dot{\varepsilon}}$

$$\underline{\tilde{A}}^g = \underline{\Xi}^g : \underline{A}^g : \left(\sum_g x^g \underline{\Xi}^g : \underline{A}^g \right)^{-1} \text{ et } \underline{\Xi}^g = \left((\sqrt{1 - d^g}) \underline{I} - \frac{\underline{\varepsilon}^g}{2\sqrt{1 - d^g}} \otimes \frac{\partial d^g}{\partial \underline{\varepsilon}^g} \right)^{-1}$$

- Les paramètres du modèle $\underline{c}^g, \underline{M}^s, \tau_{c0}^s$ ou $^g, H^{st}$ ou $h^{st}, \tau_1^g, \theta_1^g, \theta_0^g, \varepsilon_0^g, a^g, m^g$

Comparaison systématique pour les familles de plan

- Avec le modèle Lipinski-Berveiller sans endommagement [Baczanski2011]

aged UR45 - tension (scattering vector $\parallel$ RD)

Comparaison systématique pour les familles de plan

- Avec le modèle Lipinski-Berveiller sans endommagement [Baczinski2011]

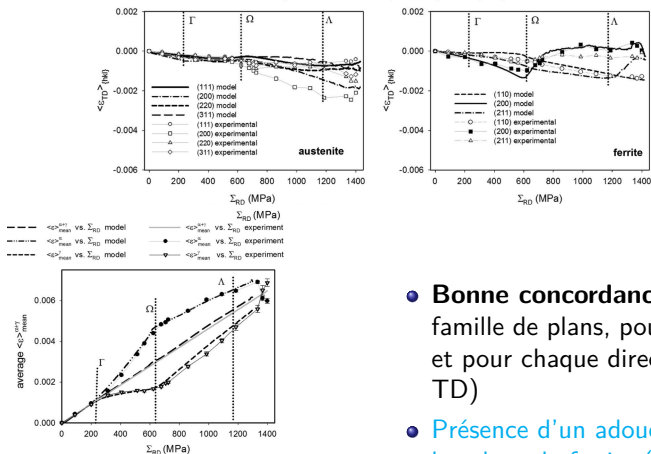
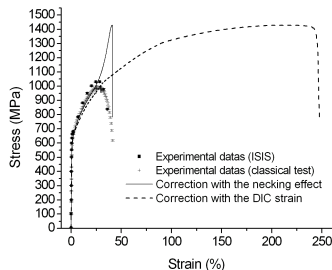
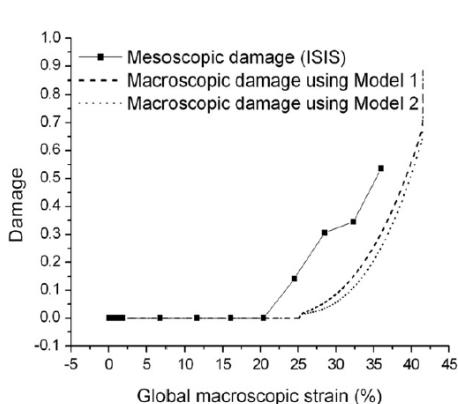
aged UR 45 - tension (scattering vector $\parallel$ TD)

Figure 31 – Moyenne pour chaque phase en fonction de la contrainte macro appliquée

- **Bonne concordance** pour chaque famille de plans, pour chaque phase et pour chaque direction (RD ou TD)
- Présence d'un adoucissement pour les plans de ferrite (211)

Détermination de l'endommagement

- En comparant les modèles et les essais de traction ou de diffraction, on peut extraire les endommagements aux $\neq$ échelles [LeJoncour2010]



- Endommagement méso identifié sur les plans (211) de la ferrite
- Prise en compte de corrections sur $\underline{\Sigma}$ et $\underline{E}$ à l'échelle macro
- $\Rightarrow$ endommagement macro via $\underline{\Sigma} / \sqrt{1 - D} = \tilde{\underline{\Sigma}}$

Figure 32 – Endommagement à différentes échelles

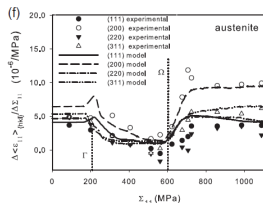
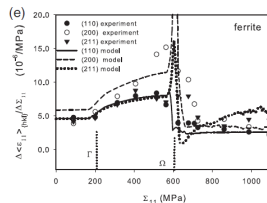
Validation du tenseur de localisation B_{ijkl}^g

- Localisation sous forme incrémentale [Baczanski2012]

$$\Delta \sigma_{ij}^g = B_{ijkl}^g \Delta \Sigma_{kl} \quad (21)$$

$$\Rightarrow \frac{\Delta \langle \varepsilon_{11}^{el,g} \rangle_{hkl}}{\Delta \Sigma_{11}} = \langle s_{11ij}^g B_{ij11}^g \rangle_{hkl}^{\Sigma_{11} + \Delta \Sigma_{11}} + \text{termes (rot. des grains)} \quad (22)$$

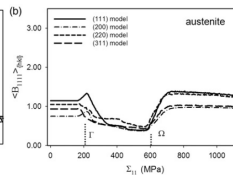
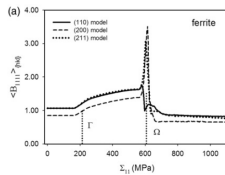
- Comparaison modèle/expérience du terme de gauche



Contribution des **rot. des grains**
négligeable d'après le modèle

+ s_{ijkl}^g connues

⇒ permet de valider B_{1111}^g du modèle



Vérifications par DRX au synchrotron

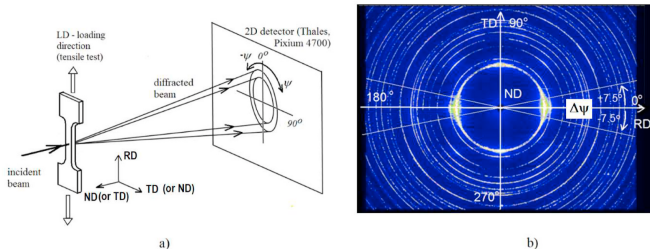


Figure 33 – Configuration expérimentale ESRF ID15B [Gadalinska2021]

- Expérience $a_{hkl}^{exp} = d_{hkl}^{exp} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$
- Modèle Lipinski-Berveiller sans endommagement et écrouissage linéaire
 $a_{hkl}^{mod} = a_0(\varepsilon_{hkl}^{mod} + 1)$
- **Hyp du modèle** : les contraintes de cisaillement sont nulles + 20000 grains, avec les systèmes de glissement $\langle 110 \rangle \{111\}$ pour γ , et $\langle 111 \rangle \{110\}$ et $\langle 111 \rangle \{211\}$ pour α
- Nécessite d'identifier les FDO et plusieurs paramètres pour α et γ

Mesures permettant l'identification des paramètres

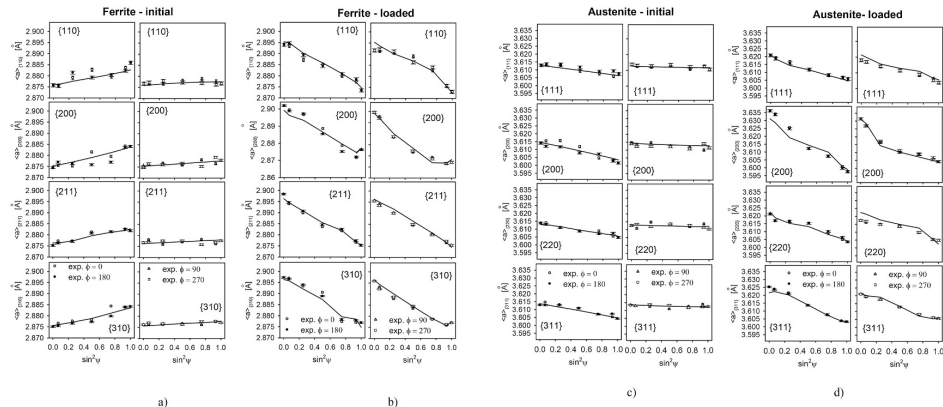


Figure 34 – Régressions pour 4 familles de plan, dans la ferrite (a et b) et l'austénite (c et d) ; le cas "loaded" correspond à $\Sigma_{11} = 1032 \text{ MPa}$ [Gadalinska2021]

- Permet d'obtenir pour α et γ $\underline{c}^g$, $\underline{M}^s$, $\tau_{c0}^{s \in g}$, H^{st} , $\sigma_{ii}^g(t=0)$, a_0^g

Confrontation pour les contraintes σ_{ii}^g

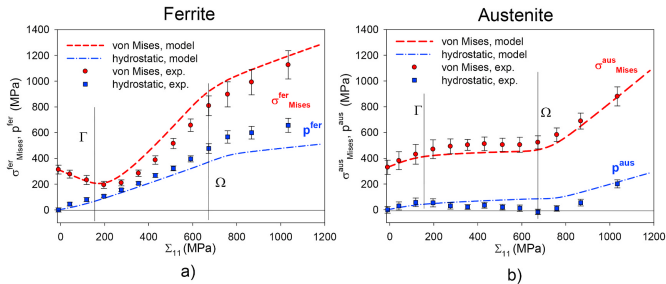


Figure 35 – Évolution des contraintes hydrostatiques et de von Mises pour la ferrite (a) et l'austénite (b) au cours du chargement, calculées à partir des contraintes σ_{ii}^g [Gadalinska2021]

- La comparaison peut être faite pour a_{hkl} pour les différentes familles de plan pour chaque phase, au cours du chargement
- On peut aussi comparer les contraintes (compo. ou hydro. ou von Mises) dans les 2 phases, la contrainte macroscopique, les contraintes du second ordre
- **Bonne concordance à toutes les échelles** [Gadalinska2021]

Conclusions et remerciements

- La diffraction permet de caler et de valider les modèles polycristallins en élastoplasticité à partir des échelles "submésos"
- On peut tenir compte des effets de striction avec une calibration linéaire
- On peut remonter aux endommagements associés aux systèmes de glissement
- On peut valider par l'expérience le tenseur de localisation des contraintes B_{ijkl}

Pour aller plus loin

- Étude des traitements thermiques [Baczinski2016] ou d'autres matériaux : Cuivre [Panicaud2015], UR52N [Baczinski2016], Titane [Zhao2017], Magnésium [Baczinski2021]
- Utilisation de la méthode des groupes de cristallite pour des textures prononcées, pour mesurer "directement" $\underline{\sigma}$ [Baczinski2024]
- Exploration de l'endommagement pendant la striction [Zhao2017]

Remerciements à tous les collègues co-auteurs des équipes UTT et AGH Kraków et ENSAM Paris

- K. Saanouni, M. François, L. Le Joncour, N. Hfaiedh, L. Cauvin, Y. Zhao, A. Baczinski, S. Wronski, K. Wierzbanski, C. Braham

Plan

- 1 Microstructures à gradient de polycristaux
- 2 Mesures par diffraction de polycristaux
- 3 **Références**

Références



K. Edalati et al. Severe plastic deformation for producing superfunctional ultrafine-grained and heterostructured materials : An interdisciplinary review. *Journal of Alloys and Compounds* 1002 (2024) 174667.



J. Petit et al. Multilayer modelling of stainless steel with a nanocrystallised superficial layer, *Materials Science and Engineering A* 536 (2012) 124–128.



S. Ben Afia, Influence d'un traitement mécanique de nanocristallisationsuperficielle (SMAT) sur l'oxydation à hautes températures de l'acier 316L, thèse de doctorat de l'UTT (2016).



T. Roland, Génération de nanostructures par traitement de nanocristallisation superficielle SMAT sur matériaux métalliques et étude des propriétés mécaniques associées, thèse de doctorat de l'UTT (2006).



L. Waltz, Comportement mécanique de structures multicouches obtenues par colaminage de tôles nanostructurées : essais et simulation, thèse de doctorat de l'UTT (2009).



J. Li et A.K. Soh, Modeling of the plastic deformation of nanostructured materials with grain size gradient, *Int. J. Plast.* 39 (2012) 88–102, 10.1016/j.ijplas.2012.06.004.



A. Deperrois et K. Dang Van, Inclusions de surface et singularité épine, *CRAS. Paris.* 311 série II (1990) 1285-1290.



R.D. Mindlin, Force at a point in the interior of a semi-infinite solid, *Midwestern Conf. Solid Mech.* (1953) 56-59.



Q.S Mei et al. Grain size dependence of the elastic modulus in nanostructured NiTi, *Scripta Materialia* 63 (2010) 977–980.



A. Rida, Study of the mechanical properties of nanocrystalline materials by molecular dynamics simulations, thèse de doctorat de l'UTT (2009).



B. Girault, Étude de l'effet de taille et de structure sur l'élasticité de composites W/Cu nanostructurés en couche mince, thèse de doctorat de l'Université de Poitiers (2008).



L. Cauvin, Étude expérimentale et modélisation micromécanique du comportement des nanocomposites à renforts plaquettaires, thèse de doctorat de l'UTC (2009).



D.P. Bach et al. Size effect in nanocomposites : XFEM/level set approach and interface element approach, Finite Elements in Analysis and Design Volume 165 (2019) 41-51.



V. Marcadon, Effets de taille et d'interphase sur le comportement mécanique de nanocomposites particuliers. Thèse de doctorat, thèse de l'École Polytechnique (2005).



R.M. Christensen et K.H. Lo, Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models, J. Mech. Phys. Solids 27 (1979) 315-33.



T. Mura, Micromechanics of defects in solids, Second revised edition, Kluwer academic publishers (1987).



J.E. Jakes et al. Nanoindentation near the edge, J. of Materials Research 24 (2009) 1016–1031.



B. Panicaud et al. Applied Surface Science 258 (2012) 6611–6620.



F.C. Larché et J.W. Cahn. The effect of self-stress on diffusion in solids. Acta Metallurgica 30/10 (1982) 1835–1845.



J. Philibert, Diffusion et transport de matière dans les solides, Les Ulis : Les éditions de physique (1990).



P. Sofronis, The influence of mobility of dissolved hydrogen on the elastic response of a metal, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 43/9 (1995) 1385-1407.



L. Raceanu, Contribution à l'étude des interactions entre contraintes résiduelles et dissolution d'oxygène dans un solide déformable réactif, thèse de doctorat de l'Université de Dijon (2011).



M. Chemkhi, Nanocrystallisation superficielle couplée à la nitruration plasma pour augmenter les propriétés de fatigue et d'usure d'alliages métalliques, thèse de doctorat de l'UTT (2014).



S. Mändl et al. Nitriding of austenitic stainless steels using plasma immersion ion implantation, Surf. Coat. Technol. 100-101 (1998) 371-376.



Z. Chen, Modeling of Microstructure Evolution Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment in TWIP/TRIP Steels, thèse de doctorat de l'UTT (2020).



Z. Guo et al. Modelling mechanical behaviour of a gradient-microstructured material obtained by surface mechanical attrition treatment accounting for residual stresses, Mechanics of Materials 184 (2023) 104713.



V. Hounkpati, Analyse multiéchelle du comportement mécanique des matériaux métalliques biphasés, thèse de doctorat de l'Ecole Centrale de Nantes (2015).



C. Mareau, The dependence of X-ray elastic constants with respect to the penetration depth, J. Appl. Cryst. 56 (2023) 1446–1455.



L. Le Joncour, Analyses expérimentales et modélisations multi-échelles de l'endommagement d'un acier UR45N laminé vieilli, thèse de doctorat de l'UTT (2011).



L. Le Joncour et al. Damage in duplex steels studied at mesoscopic and macroscopic scales, Mechanics of Materials 42/12 (2010) 1048-1063.



B. Panicaud et al. Theoretical modelling of ductile damage in duplex stainless steels – Comparison between two micro-mechanical elasto-plastic approaches, Computational Materials Science 50/6 (2011) 1908-1916.



A. Gaj et al. Localization of Stresses in Polycrystalline Grains Measured by Neutron Diffraction and Predicted by Self-consistent Model, Materials Science Forum 681 (2011) 103-108.



A. Baczanski et al. Neutron time-of-flight diffraction used to study aged duplex stainless steel at small and large deformation until sample fracture, J. Appl. Cryst. 44 (2011) 966–982.



A. Baczmanski et al. Study of stress localisation in polycrystalline grains using self-consistent modelling and neutron diffraction, Philosophical Magazine 92/24 (2012) 3015–3035.



M. François et al. Comparison of strain/stress behaviour of a duplex stainless steel between mesoscopic and macroscopic scales by neutron measurements extended to the necking range, Thin Solid Films 530 (2013) 62–65.



A. Baczmanski et al. Elastoplastic deformation and damage process in duplex stainless steels studied using synchrotron and neutron diffractions in comparison with a self-consistent model, International Journal of Plasticity 81 (2016) 102-122.



Y. Zhao et al. Stress distribution correlated with damage in duplex stainless steel studied by synchrotron diffraction during plastic necking, Materials and Design 113 (2017) 157–168.



Y. Zhao et al. Micromechanical behaviour of a two-phase Ti alloy studied using grazing incidence diffraction and a self-consistent model, Acta Materialia 136 (2017) 402-414.



E. Gadalinska et al. Direct determination of phase stress evolution in duplex steel using synchrotron diffraction, Materials Science and Engineering A 801 (2021) 140355.



A. Baczmanski et al. Direct diffraction measurement of critical resolved shear stresses and stress localisation in magnesium alloy, Materials Science and Engineering A 801 (2021) 140400.



A. Baczmanski et al. Study of grain stresses and crystallographic slips in duplex steel using neutron diffraction, International Journal of Mechanical Sciences 283 (2024) 109745.



B. Panicaud et al. Micromechanical polycrystalline damage-plasticity modeling for metal forming processes. Chapter of the volume “Damage Mechanics in Metal Forming” in G. Voyiadjis (Editor) “Handbook of Damage Mechanics : Nano to Macro Scale for Materials and Structures”. Springer, New York (2015).



G. Cailletaud, Int. J. Plast. 8 (1992) 55.



F. Montheillet et F. Moussy, Physique et Mécanique de l'endommagement (1988).