Genèse des déformations et dynamique des contraintes dans les systèmes {métal + oxyde}

Jean-Luc Grosseau-Poussard et Benoît Panicaud

jlgrouss@univ-lr.fr benoit.panicaud@utt.fr

G. Geandier, F. Lebel, F. Slim, T. Maurer, A. Hmima, E. Guyot, P. Goudeau, P.O. Renault, G. Bonnet

C.M. Kemdehoundja , M. Guerain, Y. Brou, Z. Tao, F. Rakotovao , Z. Wang, C. Gong, C. Rampelberg, M. Ngom







Plan de la présentation

- ✓ **Introduction et objectifs**
- ✓ **Rappels sur les différentes déformations**
- ✓ **Contraintes : modélisation, détermination expérimentale, identification des paramètres**
- ✓ **Le cas anisotherme**
- ✓ **Vers une meilleure compréhension des mécanismes de relaxation par GBS**
- ✓ **Mesure locale par micro/nano-jauges**
- ✓ **Gradient spatiaux de contraintes dans le métal**
- ✓ **Conclusions et perspectives**

Introduction et objectifs

- Etude mécanochimique des systèmes {métal+oxyde}
- Détermination des contraintes et déformations mécaniques en fonction du temps et de l'espace
- Etude de la déformation de croissance, et des relaxations dans les systèmes métal-oxyde
- Identification des paramètres thermo-mécano-chimiques dans ces systèmes en fonction de T

- Nécessité de mettre en œuvre plusieurs techniques expérimentales
- Nécessité d'une modélisation adaptée
- Nécessité d'une discussion entre expériences et modélisation

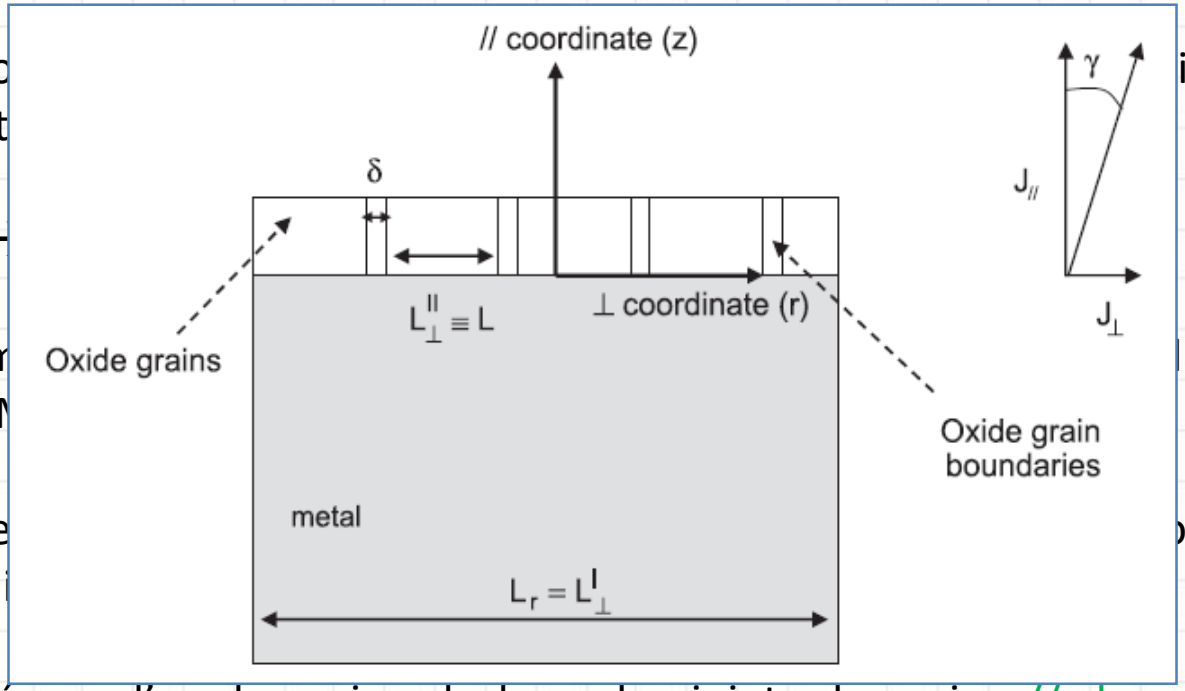
Rappels sur les différentes déformations

- Quelles déformations ?
  - Déformation élastique $\varepsilon^{el} = \frac{(1-v)}{E}\sigma$
  - Déformation viscoplastique $\dot{\varepsilon}^{vp} = signe(\sigma)\, J|\sigma|^{N}$
  - Déformation thermique $\varepsilon^{th} = \alpha \Delta T$
  - Déformation de croissance
  - Déformation liée à la diffusion des espèces chimiques…

Sources

Rappels sur les différentes déformations

- Qu'est-ce que la déformation de croissance ?



• Dissolutio ilité des volumes at

• Epitaxie –

• Transform llins de différents M

• Approche olaires à l'interface

• Possibilité que l'oxyde croisse le long des joints de grains // dans l'oxyde (Rhines et Wolf 1970, Clarke 2003, Panicaud et al. 2008 et 2013)

$$\dot{\varepsilon}_{ox}^{growth} = D_{ox}\dot{h}_{ox} = D_{ox}A_P/(2\sqrt{t}) \quad \text{avec} \quad D_{ox} = \frac{cste}{L_\perp}$$

Contraintes dans les oxydes : modélisation

Hyp : équilibre mécanique + continuité de l'interface + homogène par phase + oxydation symétrique + cinétique parabolique + isotherme

$$\Sigma^{ox} \approx -\frac{D_{ox} A_P E_Y^{ox}}{1-\nu_{ox}} \sqrt{t}$$

$$t_{\min} \approx \tau_{ox} / 2$$

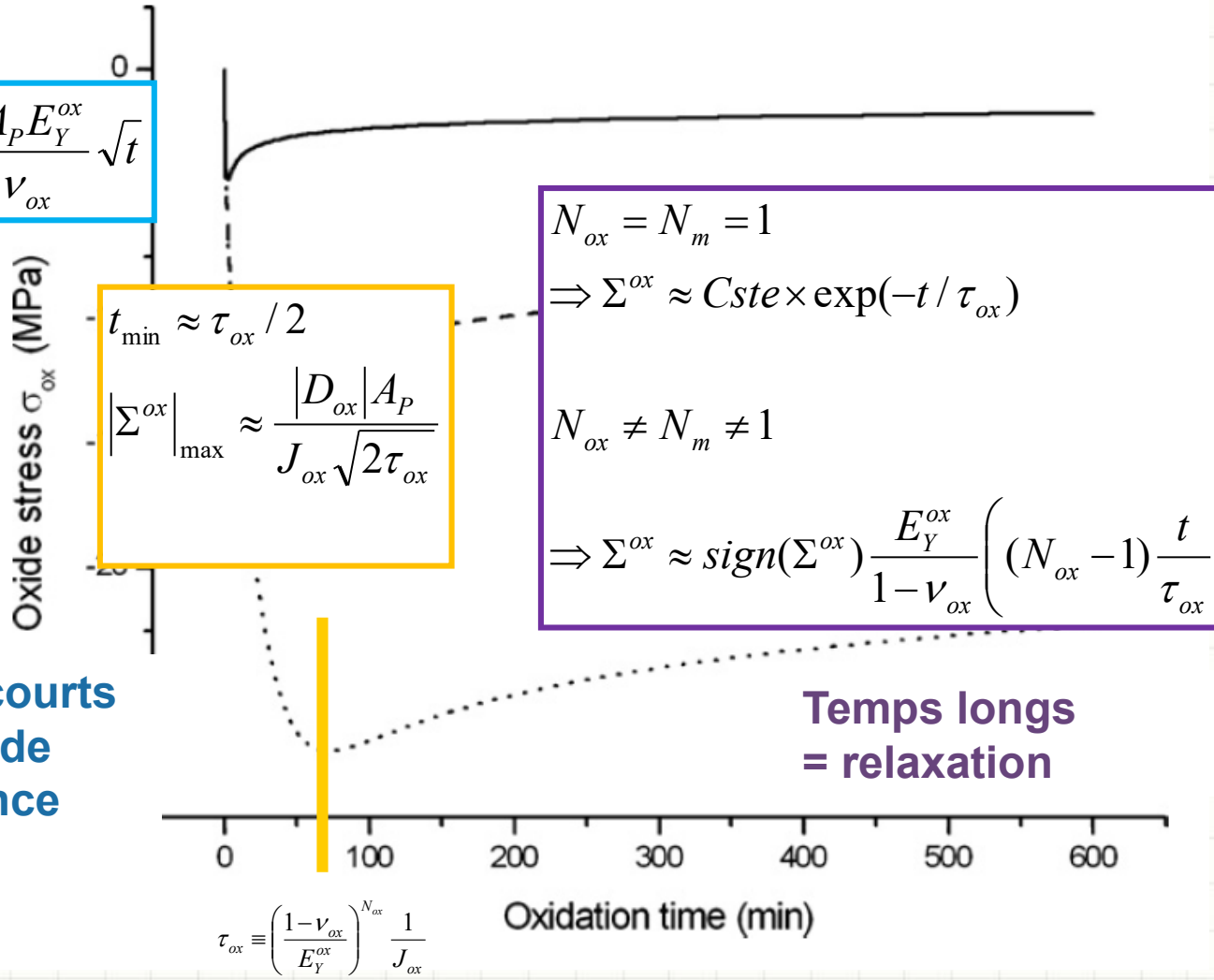
$$\left|\Sigma^{ox}\right|_{\max} \approx \frac{|D_{ox}| A_P}{J_{ox}\sqrt{2\tau_{ox}}}$$

$$N_{ox} = N_m = 1$$

$$\Rightarrow \Sigma^{ox} \approx Cste \times \exp(-t/\tau_{ox})$$

$$N_{ox} \neq N_m \neq 1$$

$$\Rightarrow \Sigma^{ox} \approx sign(\Sigma^{ox}) \frac{E_Y^{ox}}{1-\nu_{ox}} \left((N_{ox}-1)\frac{t}{\tau_{ox}} + Cste' \right)^{\frac{1}{1-N_{ox}}}$$

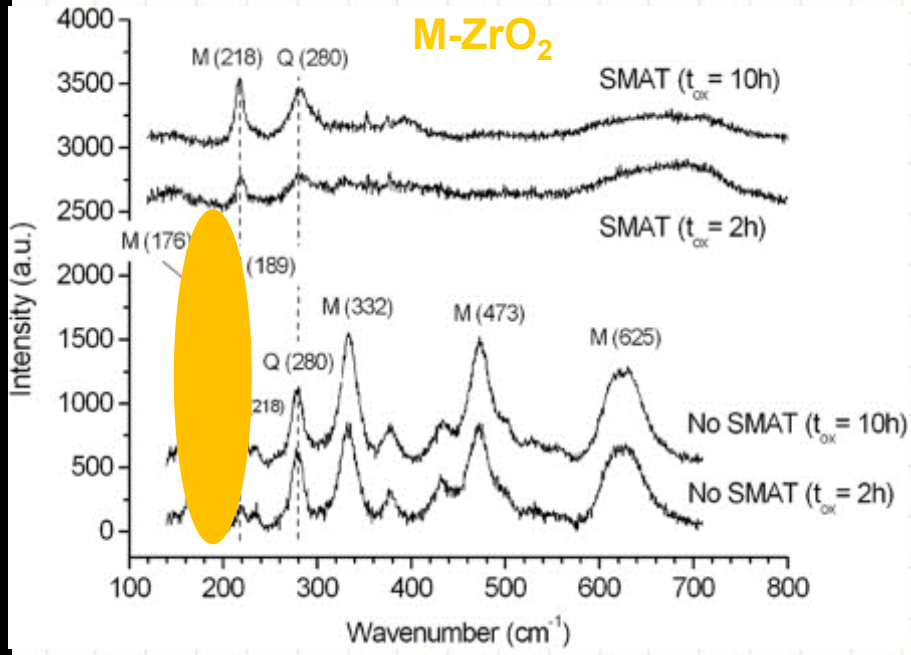


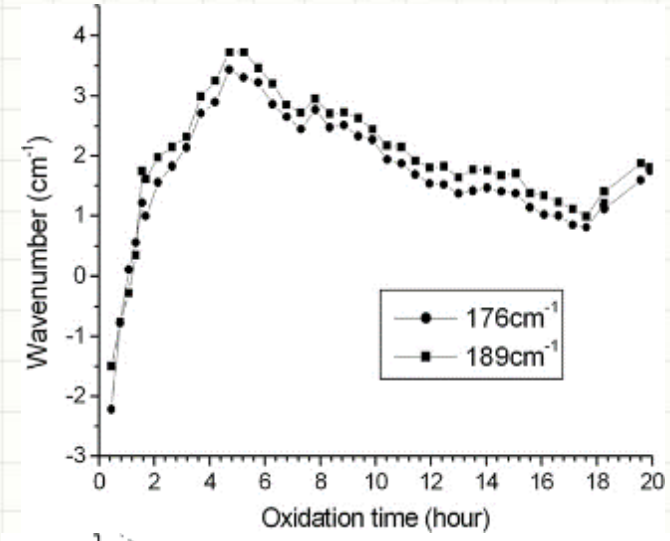
$$\tau_{ox} \equiv \left(\frac{1-\nu_{ox}}{E_Y^{ox}}\right)^{N_{ox}} \frac{1}{J_{ox}}$$

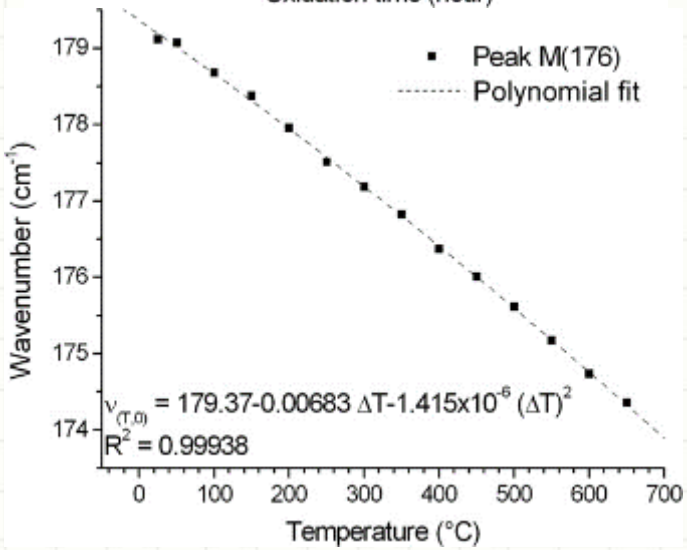
Temps courts = terme de croissance

Temps longs = relaxation

Résultats expérimentaux : spectro Raman





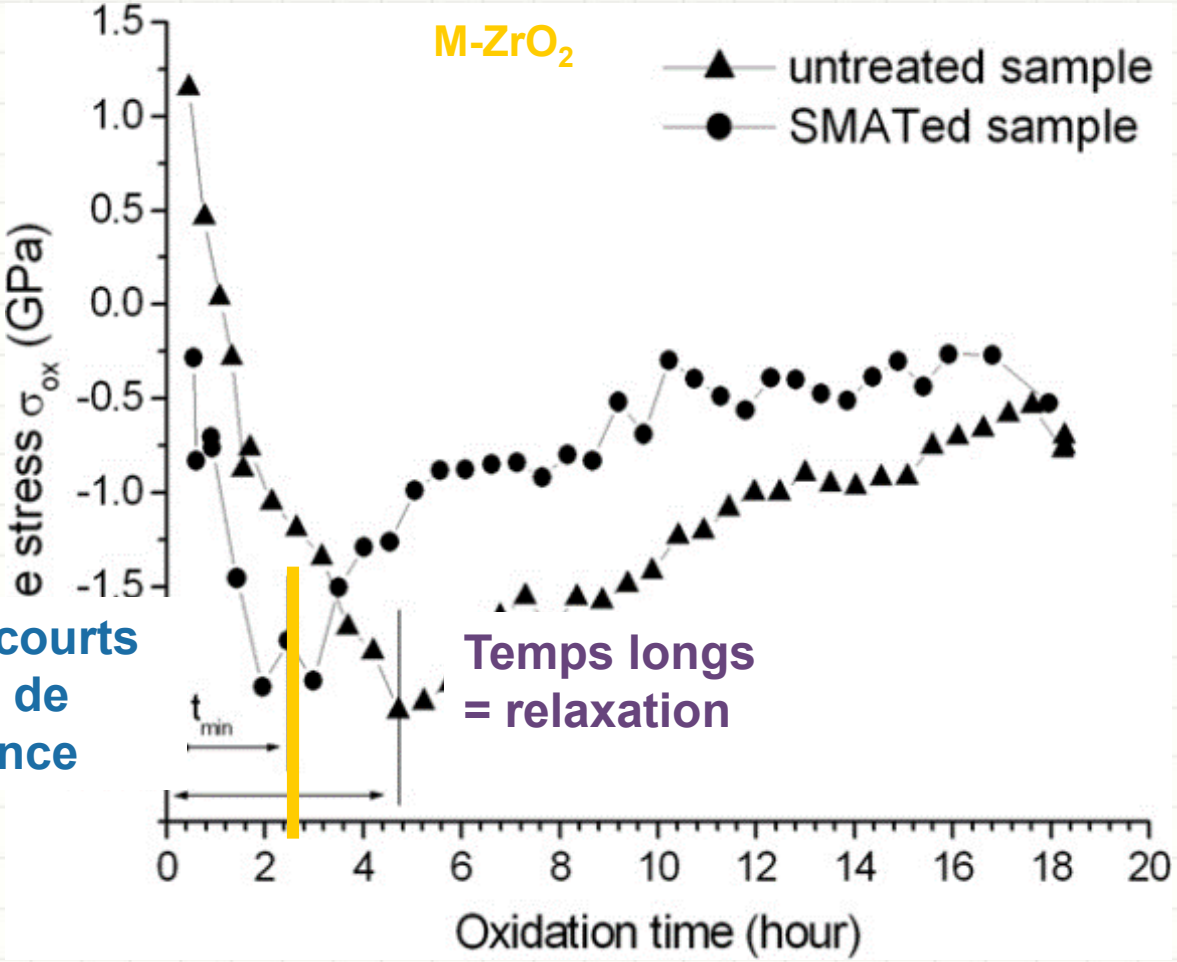


$$\text{Peak at} 176\ \text{cm}^{-1}\ \sigma_{ox} = -0.683\Delta\nu \pm 0.02$$

$$\text{Peak at}\ 189\ \text{cm}^{-1}\ \sigma_{ox} = -0.528\Delta\nu \pm 0.04$$

$$\text{Peak at}\ 219\ \text{cm}^{-1}\ \sigma_{ox} = -1.110\Delta\nu \pm 0.02$$

Résultats expérimentaux : spectro Raman



Temps courts = terme de croissance

Temps longs = relaxation

Identification des régimes et des paramètres

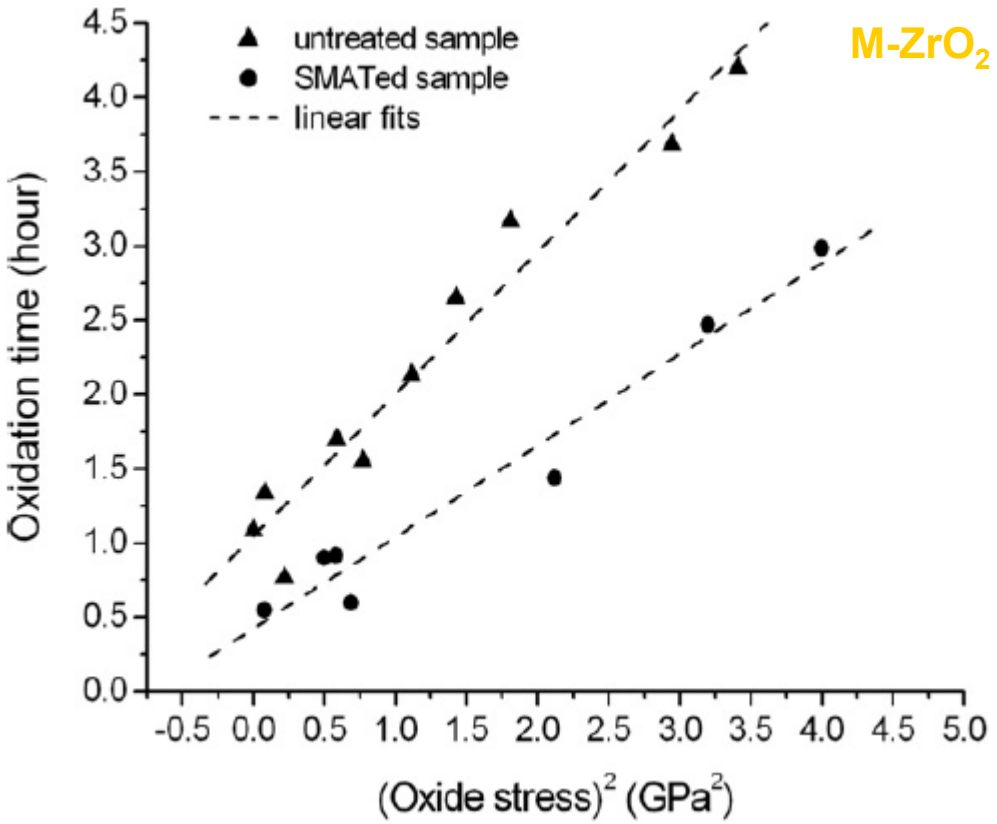
Démarche systématique :

Etape 1 : identification asymptotique aux temps courts

$$\left(\Sigma^{ox}\right)^2 = \left(\frac{D_{ox} A_P E_Y^{ox}}{1-\nu_{ox}}\right)^2 t$$

⇒ **Bonne concordance**

→ Via la cinétique, cela conduit à D_{ox}



Etape 1: identification de D_{ox}

Identification des régimes et des paramètres

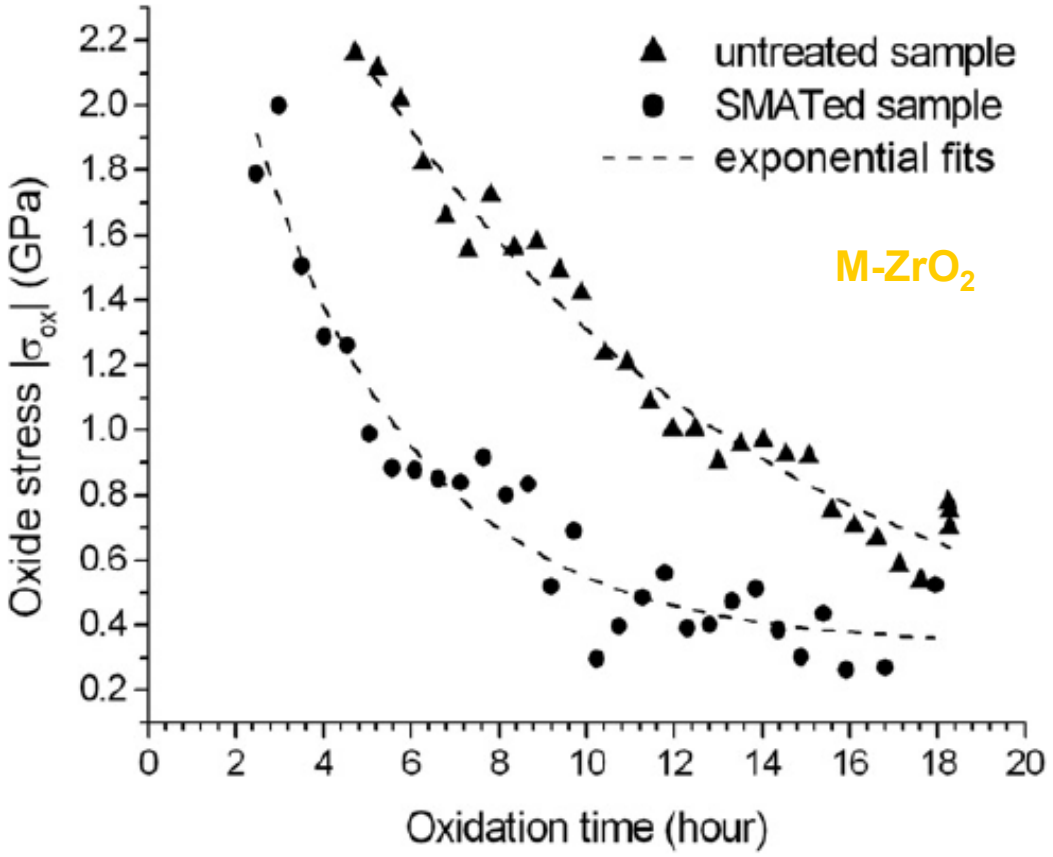
Démarche systématique :

Etape 2 : identification asymptotique aux temps longs

$$N_{ox} = N_m = 1$$
$$\Rightarrow \Sigma^{ox} \approx Cste \times \exp(-t/\tau_{ox})$$

⇒**Bonne concordance** (mauvaise si N ≠ 1)

→ Cela conduit à un ordre de grandeur de J_{ox}



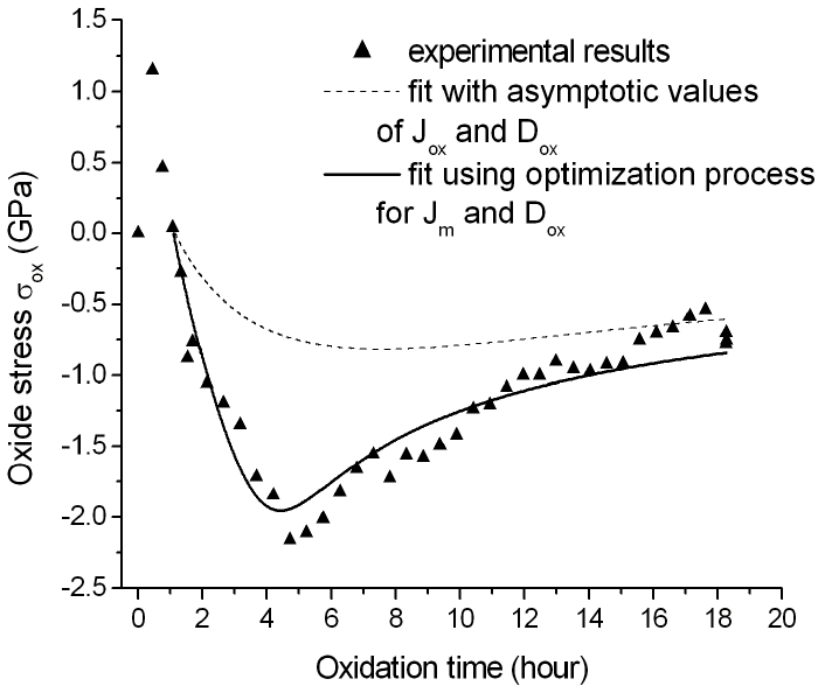
Etape 2: identification de J et N

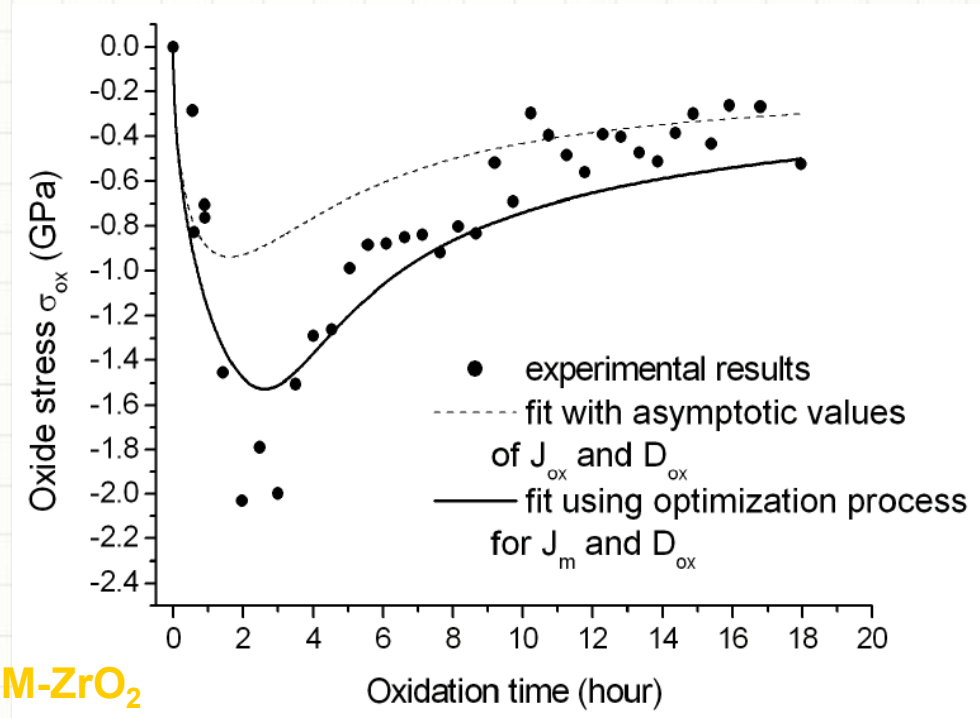
Identification des régimes et des paramètres

Démarche systématique :

$$(D_{ox}, J_m, J_{ox}, N_{ox}) = Inf\left(\sum_{j=1}^{n} \left(\Sigma_{\exp}^{ox}(t_j) - \Sigma_{th}^{ox}(t_j; (D_{ox}, J_m, J_{ox}, N_{ox})) \right)^2 \right)$$

= identification globale par optimisation (analyse inverse) dans le cas isotherme



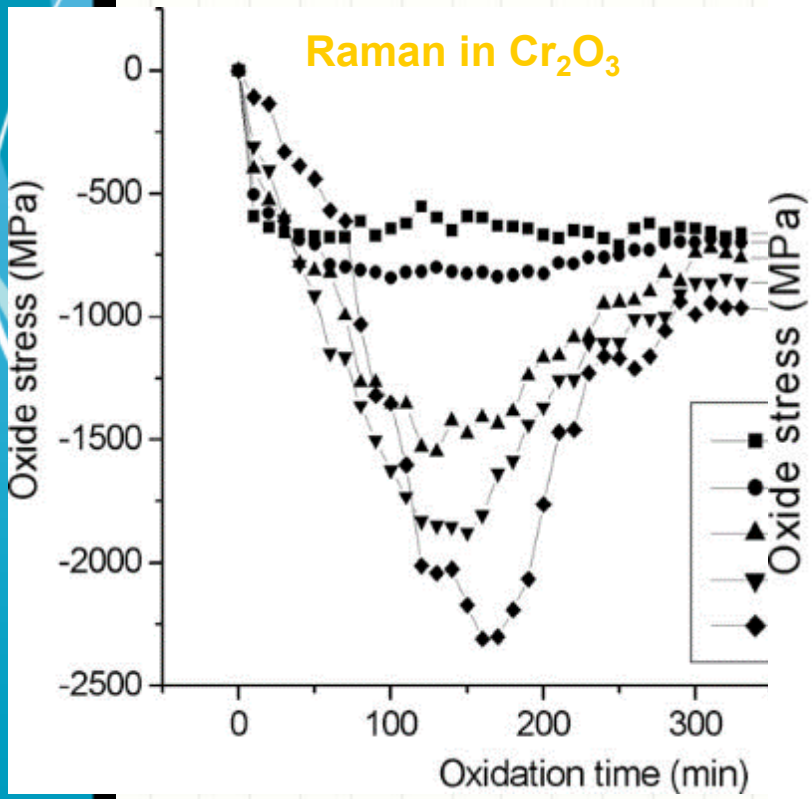


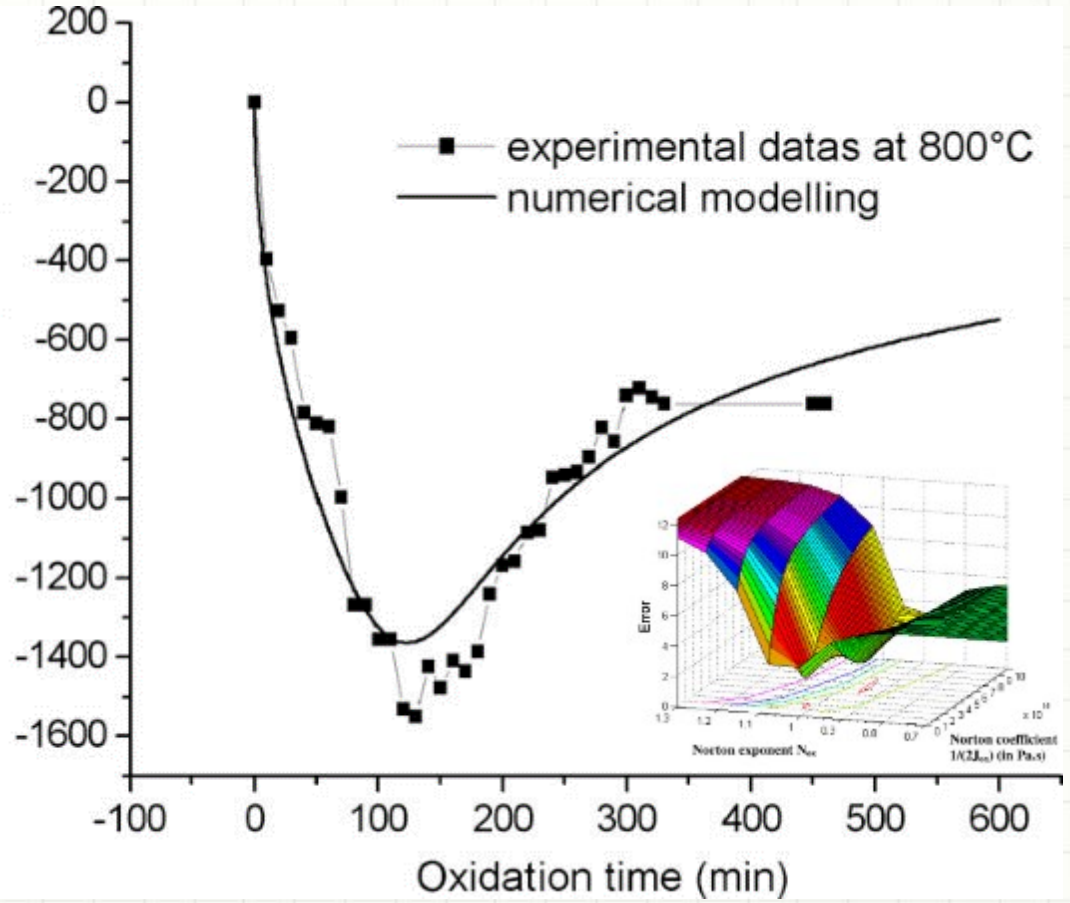
M-ZrO_2

[Panicaud et al. Corr. Sci. 2012]

Autres résultats expérimentaux

- Mesures par spectro Raman dans la chromine → optimisation des paramètres en condition isotherme pour ≠ T



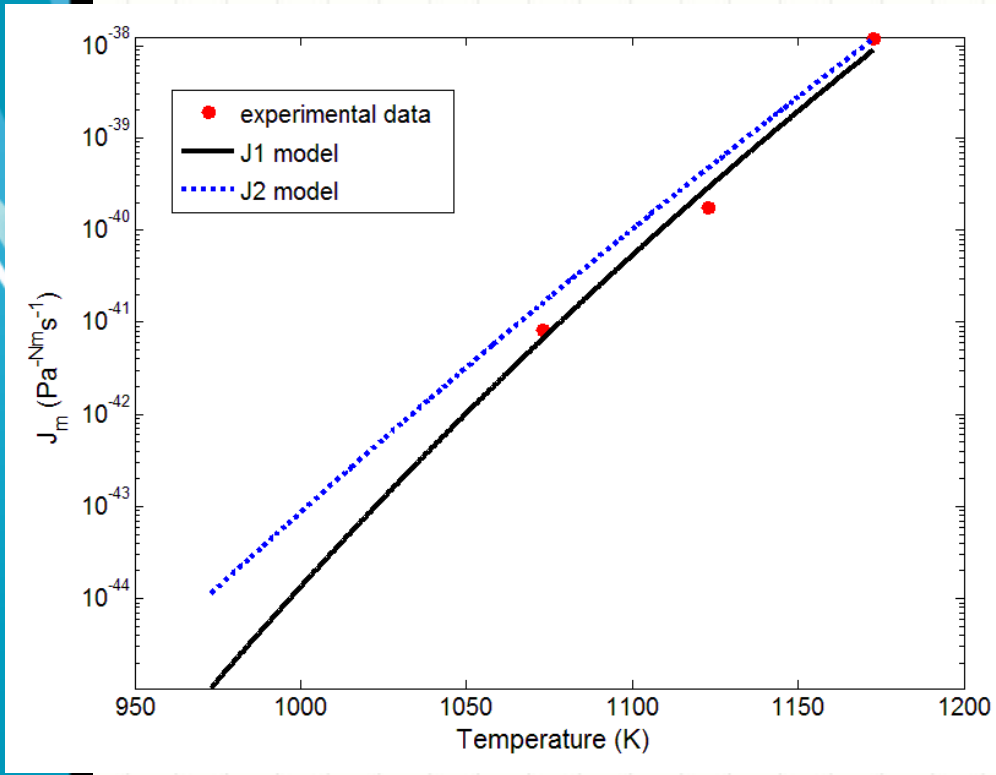


Modèles phys vs. maths pour identifier J(T)

Pour ≠ T, comparaison entre 2 approches

- Modèle 1 physique → type Nabarro-Herring ou Coble
- Modèle 2 mathématique

- Exemple pour le métal



- Modèle 1 (J1)

$$J_{m,1}(T) = \frac{Cste_{J1}}{T}\exp(-Q_{J1}/RT)$$

avec $Cste_{J1} = 0.14942 Pa^{-1}.s^{-1}.K$

$Q_{J1} = 767 kJ/mol \approx 8 eV/at$

- Modèle 2 (J2)

$$J_{m,2}(T) = C_A \times (T^n) + C_B$$

avec $C_A = 1.238 \times 10^{-266} Pa^{-1}.s^{-1}.K^{-n}$

$n = 74.28$

$C_B = 0 Pa^{-1}.s^{-1}$

⇒ L'approche physique semble un peu plus réaliste

Modèles phys vs. maths pour identifier $D_{ox}(T)$

- Mesures par spectro Raman dans la chromine → optimisation de D_{ox} en conditions isothermes (notamment aux temps courts)

$$\sigma^{ox} \approx \frac{D_{ox} A_P E_{ox}}{1-\nu_{ox}} \sqrt{t}$$

- Pour ≠ T, comparaison entre 2 approches :

  - Modèle 1 = régression math testée lors d'expériences sur d'autres matériaux

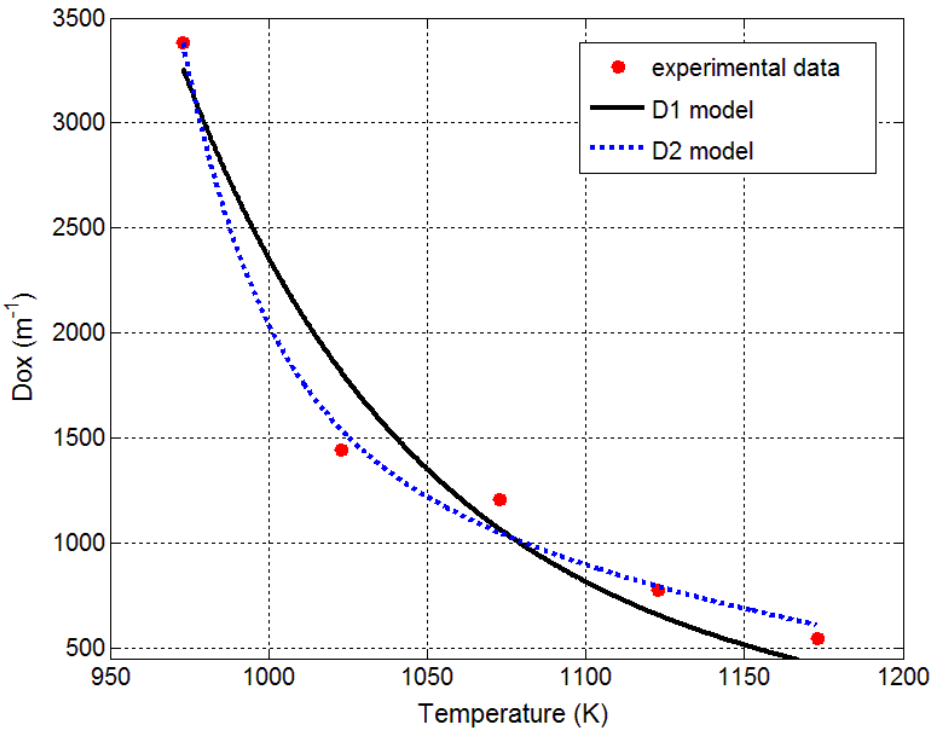
$$D_{ox}^{-1}(T) = D_0^{-1} \exp(-Q_{D1} / RT)$$

  - Modèle 2 = basé sur le modèle physique de Clarke *[Clarke. Acta Mat. 2003]*

$$D_{ox}(T) = C_1 \exp(C_2 \times T) + C_3 \exp(C_4 \times T)$$

Modèles phys vs. maths pour identifier $D_{ox}(T)$

- Seulement pour l'oxyde



- Modèle 1 (D1)

$$D_{ox,1}^{-1}(T) = D_0^{-1} \exp(-Q_{D1} / RT)$$

avec $D_0 = 0.02023 m^{-1}$

$Q_{D1} = 97 kJ/mol \approx 1 eV/at$

- Modèle 2 (D2)

$$D_{ox,2}(T) = C_1 \exp(C_2 \times T) + C_3 \exp(C_4 \times T)$$

avec

$C_1 = 2.305 \times 10^{20} m^{-1}$

$C_2 = -0.04056 K^{-1}$

$C_3 = 2.57 \times 10^{5} m^{-1}$

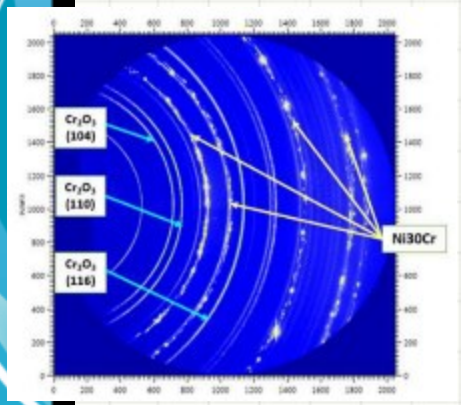
$C_4 = -0.005153 K^{-1}$

$\Rightarrow$ Plus difficile de décider sur la relation correcte

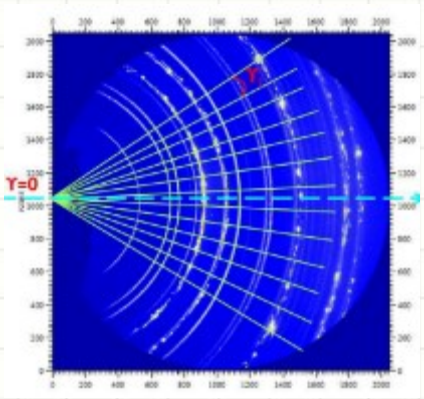
[Panicaud et al. Comp. Mat. Sci. 2009]

Mesures pour des conditions anisothermes par DRX au synchrotron

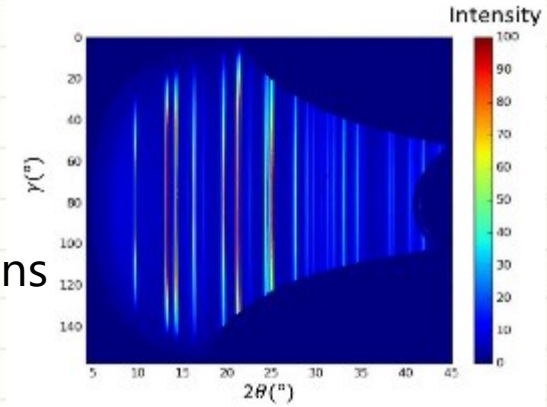
- Différentes étapes de traitement au synchrotron



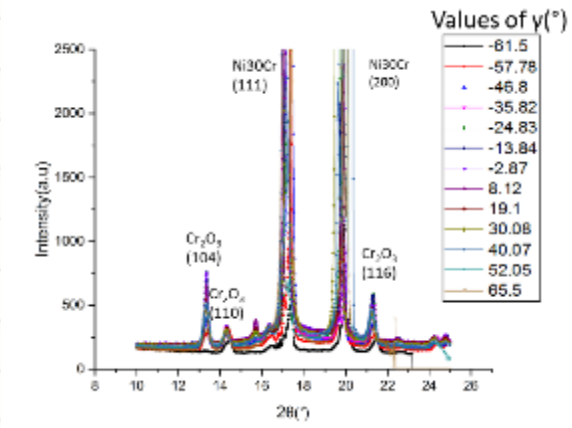
Caking



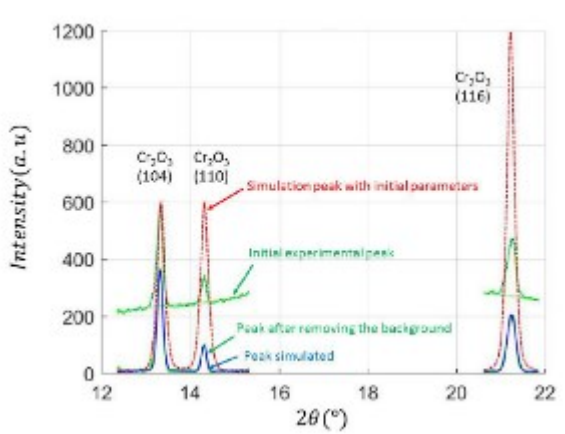
Corrections



Intégration le long de chaque γ



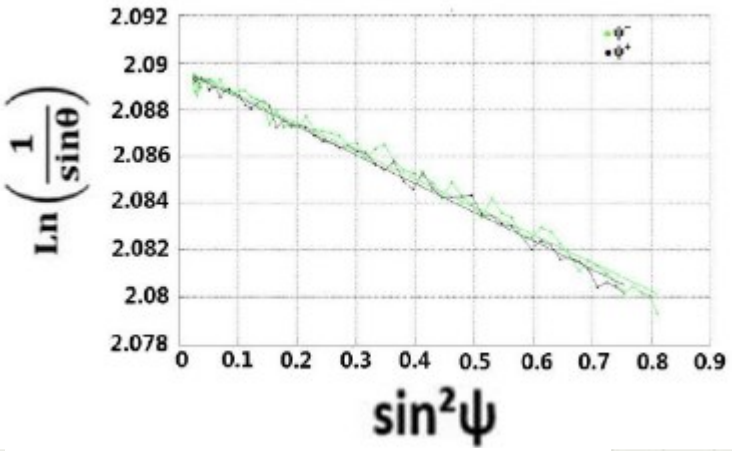
Fitting des pics



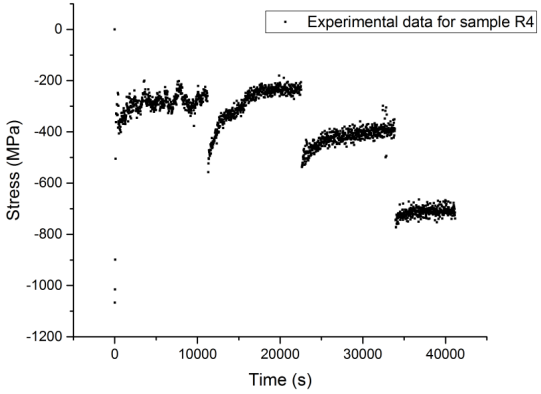
Mesures pour des conditions anisothermes par DRX au synchrotron

- Différentes étapes de traitement au synchrotron

Pour différents γ

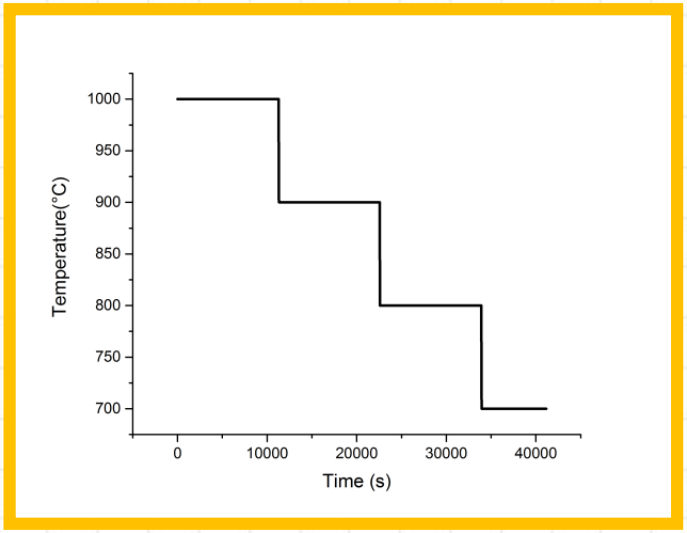


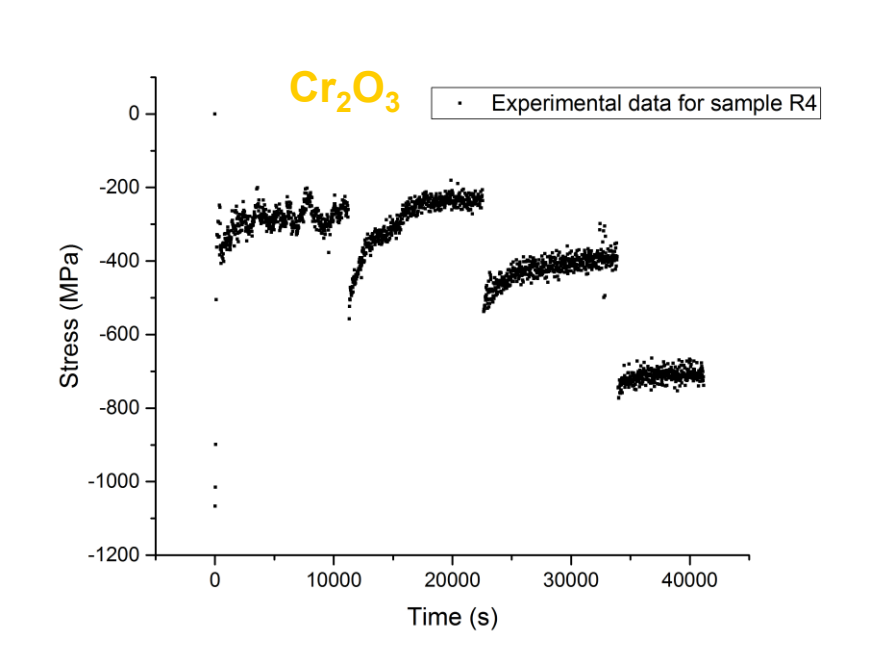
Pour différents temps



- Plusieurs millions de pics fittés
- Problématique d'incertitudes sur des mesures non-standards

Identification des régimes et des paramètres





- Optimisation globale avec 22 paramètres en anisotherme
- Simplification en en fixant certains, ou par palier de T

$$(Q_D, D_0, Cste_{J2}, Q_{J2}) = Inf_k \left(\sum_j \left\{ \sigma_{\exp}(t_j) - \sigma_{th}(t_j; (Q_D, D_0, Cste_{J2}, Q_{J2})_k) \right\}^2 \right)$$

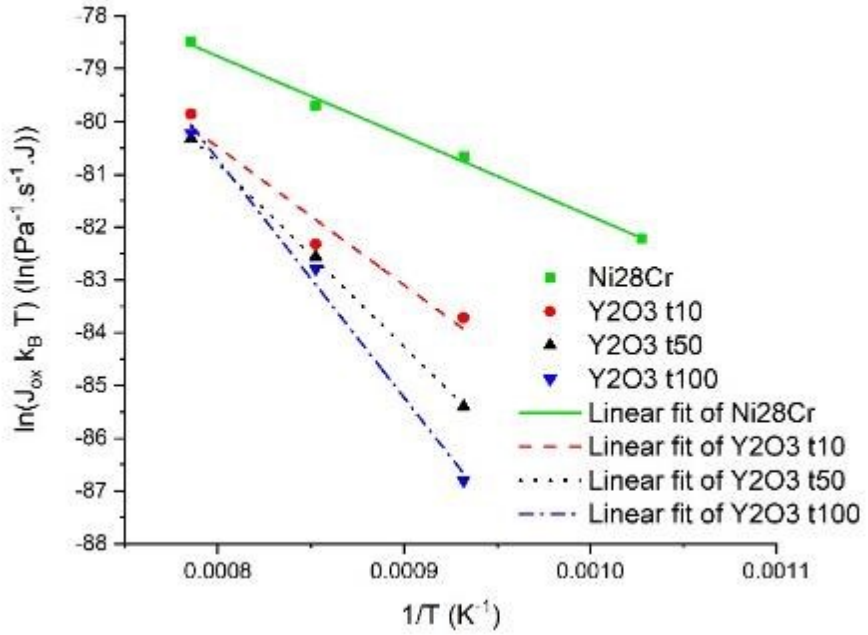
- Est-ce que la simulation est physiquement cohérente ?

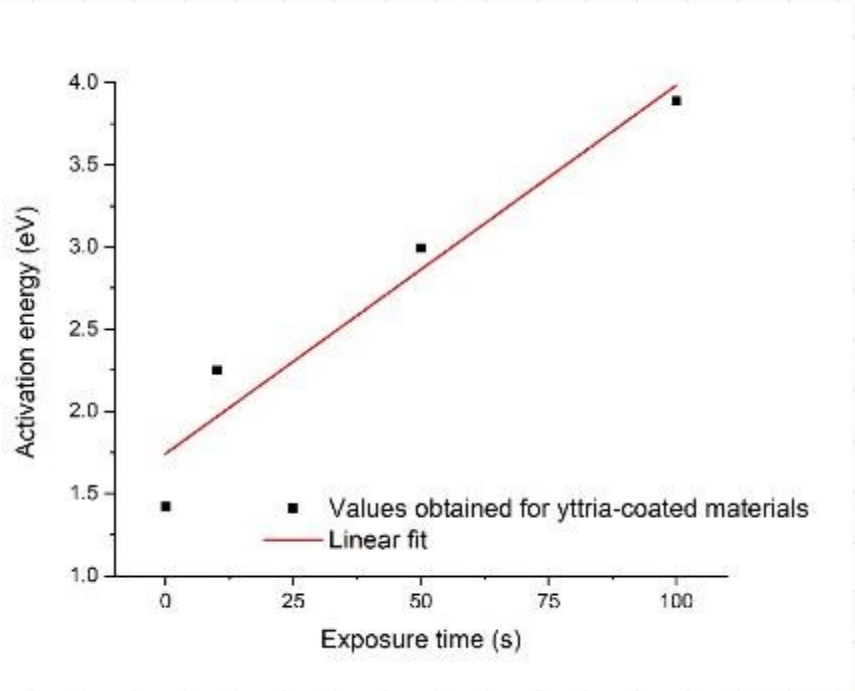
Identification des régimes et des paramètres

- Résultats obtenus pour différents matériaux

Cas des systèmes dopés avec Y_2O_3 : Ni28Cr/Cr_2O_3

[Wang, PhD Thesis 2021]





Le coefficient de fluage dans l'oxyde Cr_2O_3

- augmente avec la température
- diminue avec le temps de dépôt de Y_2O_3

+ l'énergie d'activation augmente avec ce temps

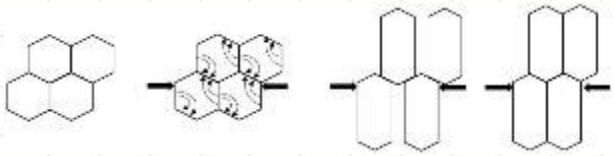
Y_2O_3 limite la diffusion de Cr responsable de la cinétique de croissance

Et favorise la diffusion de O responsable de la relaxation mécanique

Vers les mécanismes locaux

Echelle des grains : déformation par glissement aux joints de grains des céramiques massives

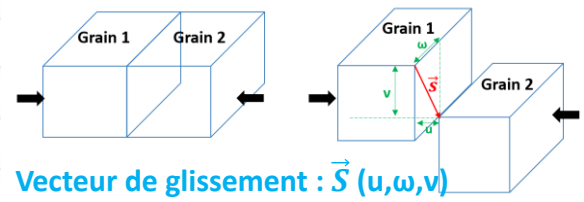
Fluage-diffusion accompagné d'un mécanisme de glissement aux joints de grains



Maintien la cohésion entre grains dans les matériaux polycristallins

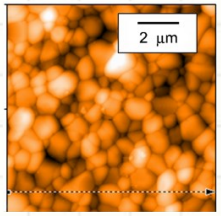
[Evans Progr.Mat.Sci.1976]

Illustration du glissement entre 2 grains voisins



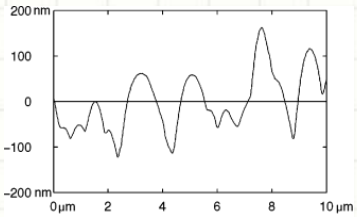
Vecteur de glissement : $\vec{S}$ (u,ω,v)

Mesure de la composante verticale v



Topographie de surface AFM

[Kini J. Am. Ceram. Soc. 2010]



Profil de surface

Relation de Langdon :

$$\varepsilon_{gbs}\,(\%) = \phi\left(\frac{v_{eff}}{L}\right)$$

[Langdon Met. Trans. 1972]

ϕ: constante géométrique

$v_{eff} = v - v_0$ (différence de hauteur entre grains voisins après et avant essai de fluage)

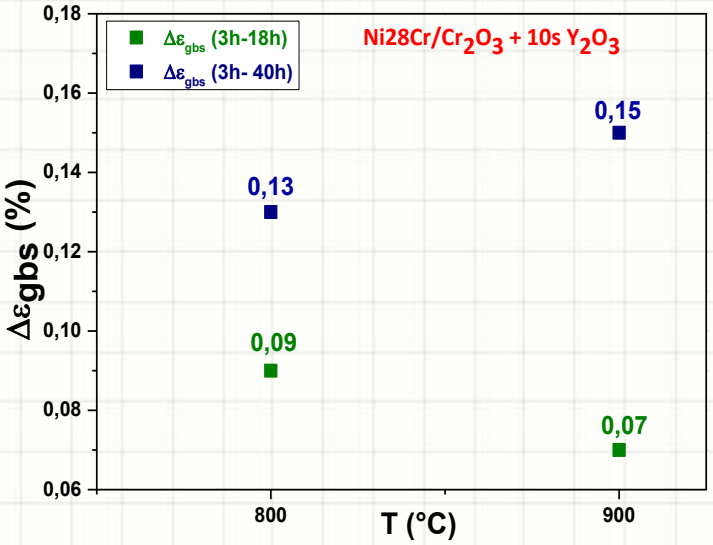
L: taille de grains

Vers les mécanismes locaux

[Rakotovao, PhD Thesis 2016]

Cas des systèmes dopés avec Y_2O_3 : Ni28Cr/Cr_2O_3

Glissement aux joints de grains pour (Ni28Cr + 10s Y_2O_3)/Cr_2O_3 pour 800 et 900°C



- $\Delta\varepsilon_{GBS}$ (3h-18h) > 0 → glissement aux joints de grains reste activé avec Y_2O_3
- $\Delta\varepsilon_{GBS}$ (3h-18h) (avec Y_2O_3) < $\Delta\varepsilon_{GBS}$ (3h-18h)(référence)
- $\Delta\varepsilon_{GBS}$ (3h-40h) (avec Y_2O_3) ≈ $\Delta\varepsilon_{GBS}$ (3h-18h)(référence)

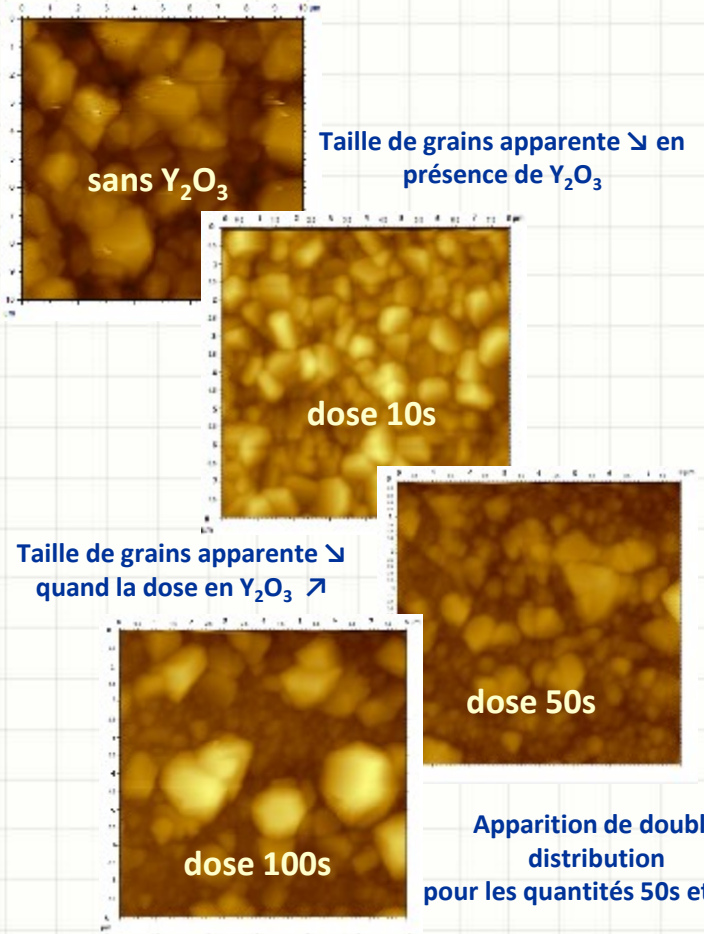
→ Glissement aux joints de grains retardé ou diminué en présence de Y_2O_3

Vers les mécanismes locaux

2. Cas des systèmes dopés avec Y_2O_3 : Ni28Cr/Cr_2O_3

[Rakotovao, PhD Thesis 2016]

Microstructure et différence de hauteur entre grains voisins pour (Ni28Cr +Y_2O_3)/Cr_2O_3, pour les différentes doses (10s, 50s et 100s), déterminées par AFM

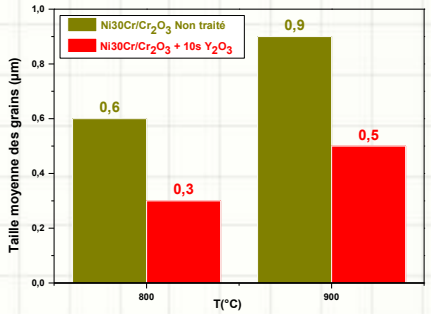


Taille de grains apparente ↘ en présence de Y_2O_3

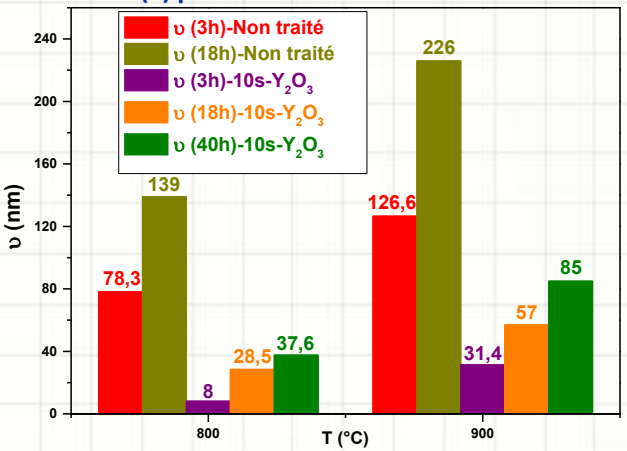
Taille de grains apparente ↘ quand la dose en Y_2O_3 ↗

Apparition de double distribution pour les quantités 50s et 100s

Taille de grains vs T (°C) pour la dose de 10s



ν (T) pour la dose de 10s à 800 et 900°C



ν ↘ en présence de Y_2O_3

Etude aux échelles locales avec des micro/nano-plots

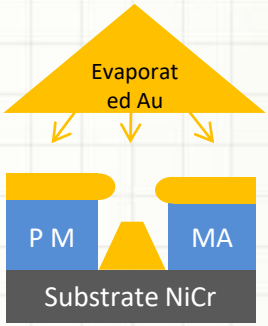
Procédés d'étude en 4 étapes

- ✓ **Fabrication de réseaux périodiques avec des plots cylindriques** *(UTT L2n)*
- ✓ **Suivi in-situ HT par microscopie confocale** *(IJL Nancy)*
- ✓ **Identification du centre des plots par transformation de Hough** *(UTT Lasmis)*
- ✓ **Traitement des données pour obtenir les déformations dans les plots, puis d'autres grandeurs thermo-mécano-chimiques dans les différentes phases** *(UTT Lasmis)*

Etape 1 fabrication des réseaux

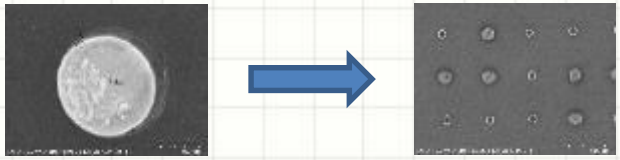
Plusieurs contraintes de fabrication fortes

- ✓ Plots les plus petits possibles pour ne pas perturber la mesure, pour augmenter la résolution de la méthode
- ✓ Plots plus hauts possibles pour éviter le recouvrement par l'oxyde, plus larges possibles pour la stabilité de plots hauts, pour la fabrication de plots hauts, pour la visualisation des plots avec suffisamment de pixels pour une résolution donnée
- ✓ Plots devant tenir une température max de 800°C à 1000°C

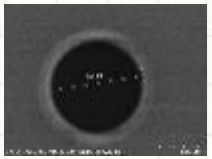




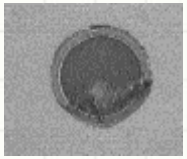
Pd à 900°C durant 30 min



Au à 900°C durant 30 min



SiO_2

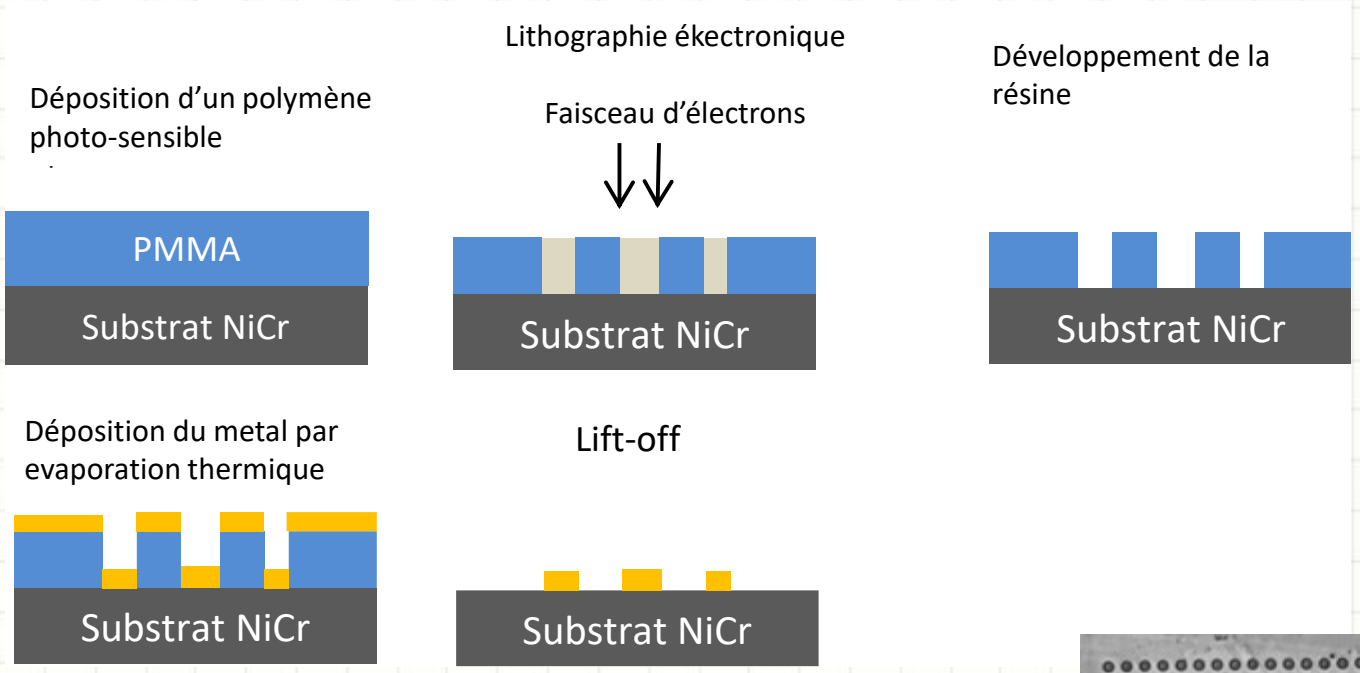


SiC

- ✓ Plots avec un contraste suffisant → nouvelles techniques de dépôt avec des plots composites SiC-Pd-SiC

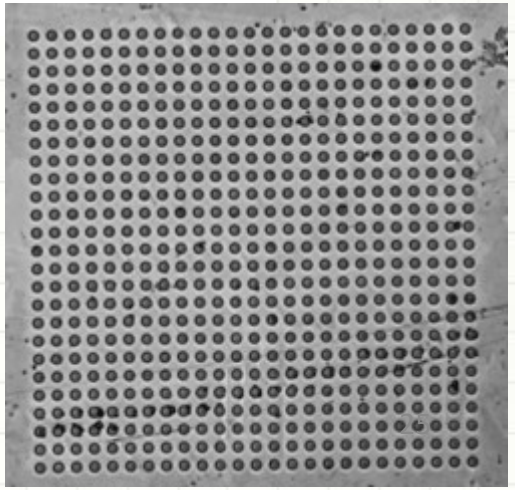
Etape 1 fabrication des réseaux

- ✓ Procédé de lithographie électronique



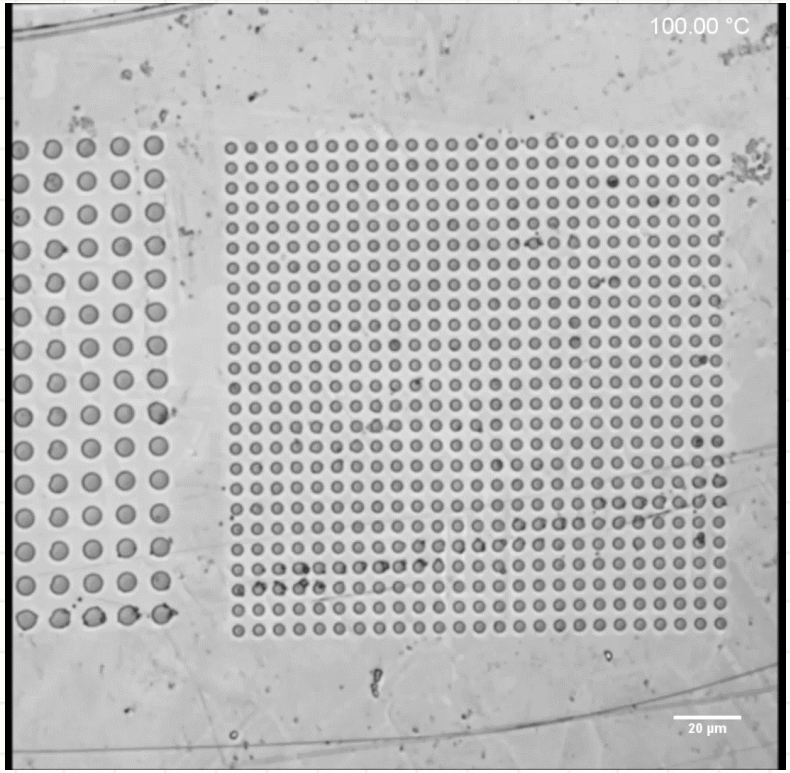
- ✓ Réalisation de grilles de 140µm par 140µm avec 25 plots par ligne et 25 plots par colonne

- ✓ Plots micrométriques de **Ti** (diamètre 3µm, hauteur 300nm)



Etape 2 suivi par microscopie confocale

- ✓ **Mesures in-situ** durant l'oxydation HT avec suivi optique des plots → attention au recouvrement des plots
- ✓ Images obtenues avec le microscope (plots de Ti)



Objectif	x20
Zoom	1,4
Taille image	228,4 µm x 228,4 µm
Résolution	1024 x 1024
Taille pixel	0,223 µm
Vitesse de balayage	1 image par 1,56s

- ✓ Chargement thermique

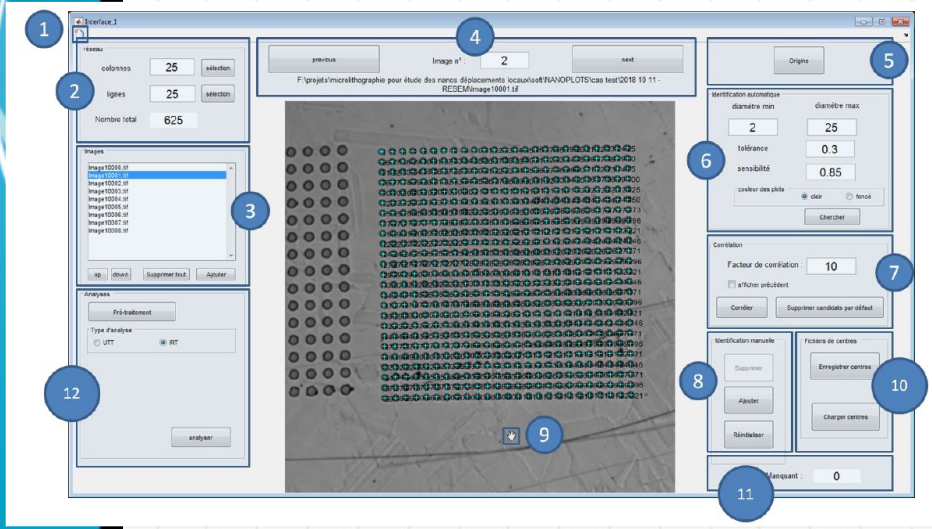
→ Oxydation HT du Ni38Cr à 800°C

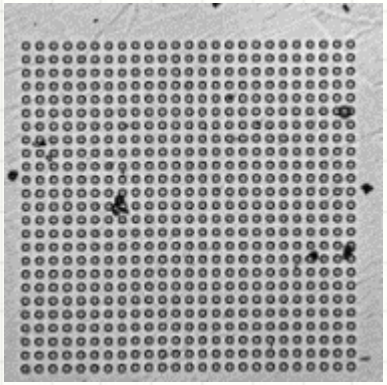


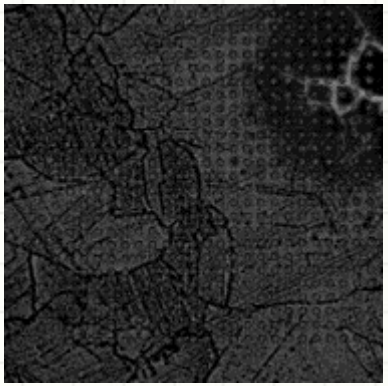
Platine chauffante

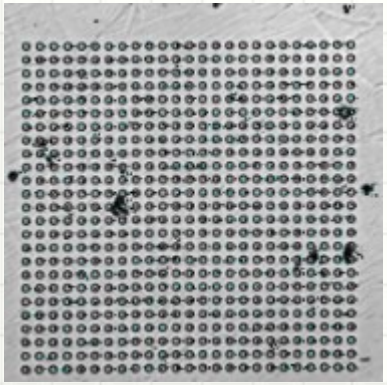
Etape 3 identification du centre des jauges

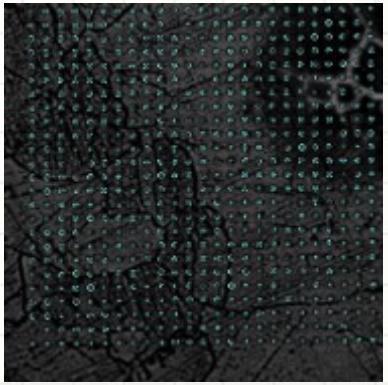
Utilisation d'un logiciel développé pour l'identification des centres (reconnaissance des formes avec la transformée de Hough)











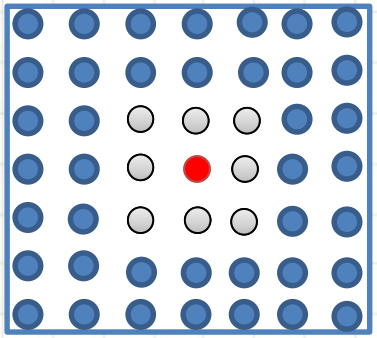
Difficultés à l'identification manuelle des plots → gain de temps via ce processus

Etape 4 traitement des données

Hypothèses

Propre aux systèmes oxydés

- ✓ L'oxydation des plots n'a pas d'influence sur l'état et l'équilibre mécanique
- ✓ L'oxyde de chrome ne se forme pas en dessous des plots
- ✓ Les plots restent cylindriques à base ellipsoïdale
- ✓ La déformation d'un plot est la même que celle de ses proches voisins → calcul de la déformation par le déplacement des voisins (transformations finies Euler)
- ✓ La déformation hors-plan est faible et donc négligeable → 2D



dérivation à 3 points

$$\frac{\partial U^k x(i,j)}{\partial x} = \frac{U^k x(i+1,j) - U^k x(i-1,j)}{\Delta_x}$$

[Djouda et al. MOM 2017, Djouda et al. MSEA 2018]

$$H^k_{xx}(x_i, y_i) = \frac{\partial u^k_x(x_i, y_i)}{\partial x}$$

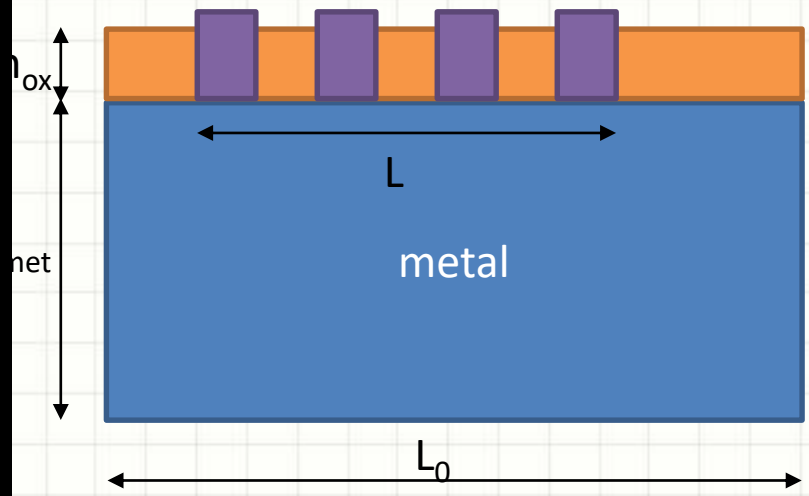
$$H^k_{xy}(x_i, y_i) = \frac{\partial u^k_x(x_i, y_i)}{\partial y}$$

$$H^k_{yy}(x_i, y_i) = \frac{\partial u^k_y(x_i, y_i)}{\partial y}$$

On calcule ensuite l'ensemble des grandeurs cinématiques dans le plan (déformation, distorsion, rotation rigide…)

Etape 4 traitement des données

✓ **Modélisation du comportement thermomécanique de l'oxyde et du métal en présence des N plots**



Hypothèses

- 2D + oxydation symétrique
- **Métal** et **oxyde** : élasto-viscoplastique + déformations thermique + croissance
- **Plots** : élastique + déformation thermique
- On se donne les géométries et les coefficients thermiques et élastiques
- Déformations inélastiques inconnues dans oxyde et métal

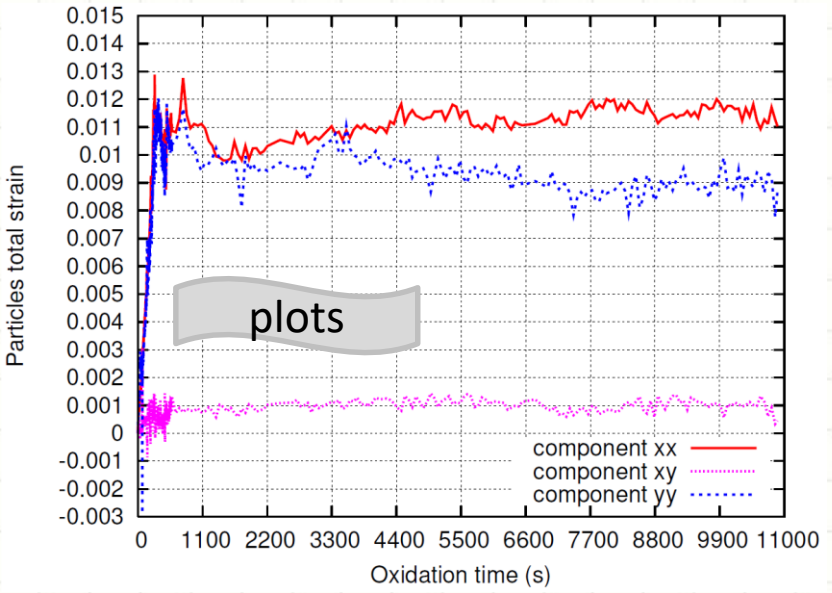
✓ **Tous les champs sont obtenus à partir des déformations dans les plots et de la différence de température**

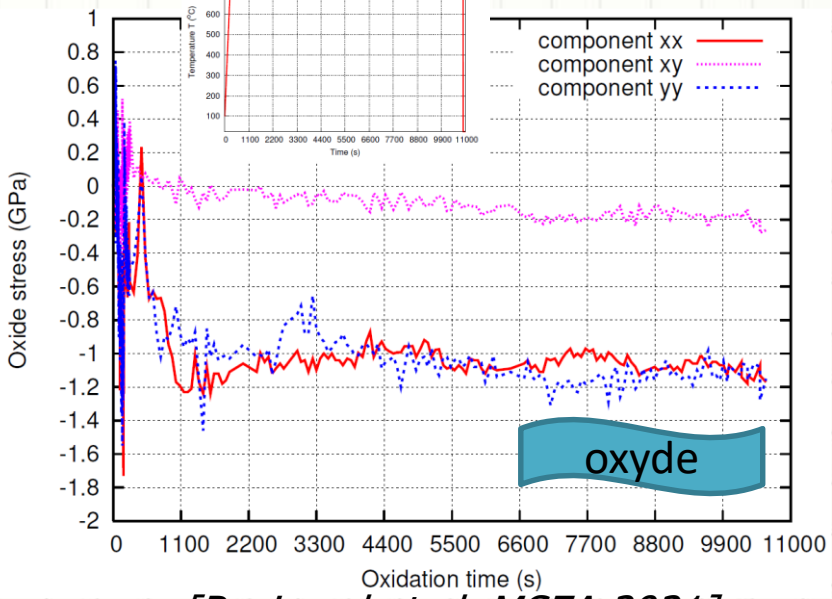
→ Calcul des composantes 11, 12, 22 du tenseur des contraintes dans chaque phase

$$\sigma_{ox}^{ij} = \tilde{E}_{ox}\varepsilon_{ox}^{e,ij} = \tilde{E}_{ox}\left(\frac{\frac{\tilde{E}_{part}H}{\tilde{E}_{ox}h_{ox}(t)} + \frac{NL}{L_0}\left(1 - \frac{\tilde{E}_{part}H}{\tilde{E}_{ox}h_{ox}(t)}\right)}{1 - \frac{NL}{L_0}\left(1 - \frac{\tilde{E}_{part}H}{\tilde{E}_{ox}h_{ox}(t)}\right)}\right)\left(\varepsilon_{part}^{t,ij} - \alpha_{part}\delta^{ij}\Delta T(t)\right)$$

Résultats et analyses

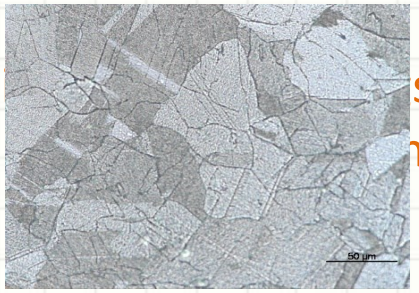
✓ Contrainte (moyenne sur tous les plots) dans l'oxyde durant 3 heures (sans le refroidissement)





[Panicaud et al. MSEA 2021]

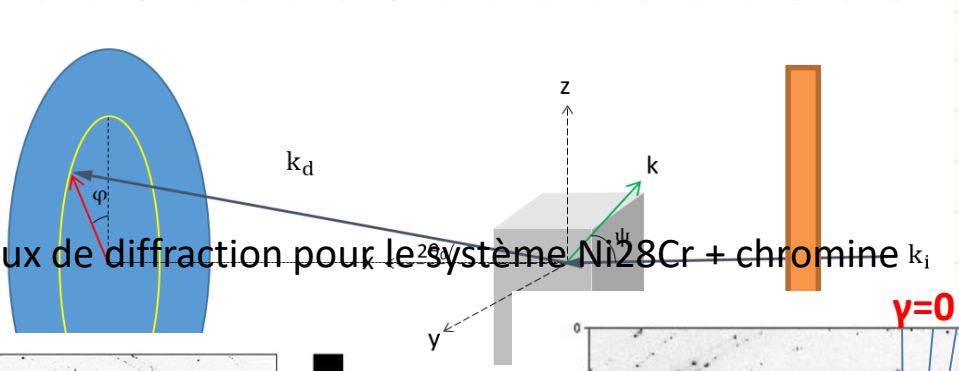
- Contrainte dans l'oxyde assez importante, surtout aux temps courts
- Dox = 4,63*10^4 m^{-1} → Dox^{-1} = 21,6 µm, interprétable en lien avec la taille du substrat sous-jacent (d = 25 µm)
- Evolution importante aux temps courts, puis relaxat s
- Très faible anisotropie dans la couche d'oxyde à nant plus élevée à long terme



Mesure des gradients dans le métal

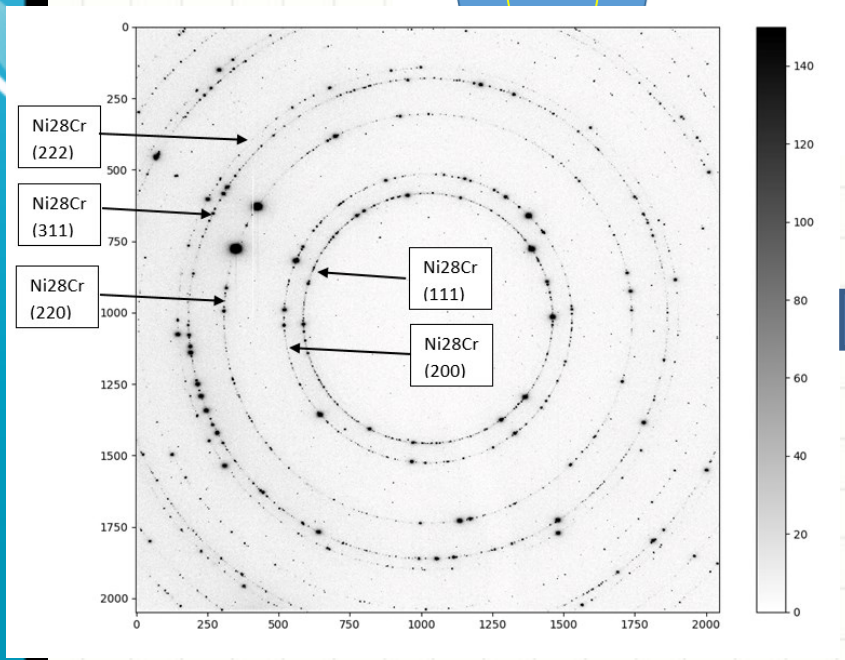
- Diffraction des rayons X en mode transmission

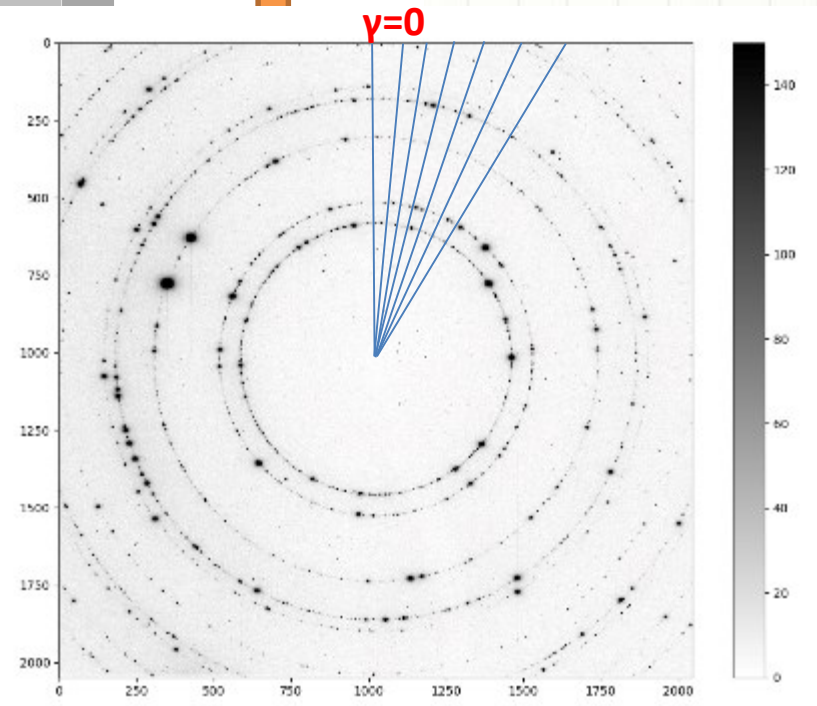
Les expériences ont été réalisées à PETRA P07-EH2 beamline (DESY-Petra III, Hamburg, Germany).



Pas de 1µm
E ≈ 100 keV

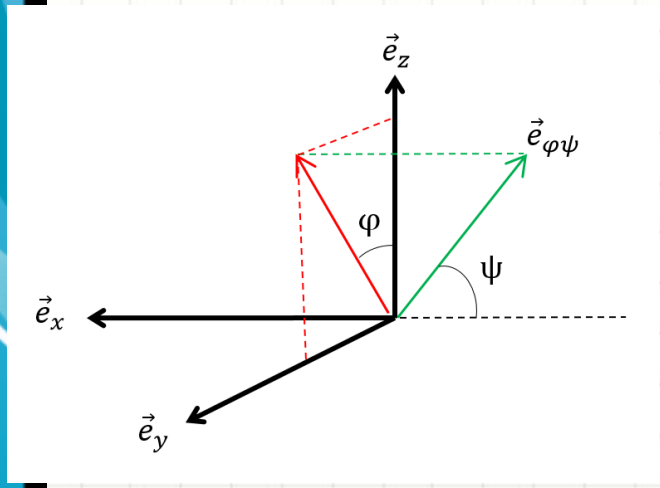
Images des anneaux de diffraction pour le système Ni28Cr + chromine





Mesure des gradients dans le métal

Sin²φ method



Modèle de Hooke

$$\varepsilon_{\psi\varphi} = \vec{e}_{\varphi\psi}\,\bar{\bar{\varepsilon}}\,\vec{e}_{\varphi\psi}$$

$$\bar{\bar{\varepsilon}} = \frac{1+\nu}{E}\bar{\bar{\sigma}} - \frac{\nu}{E}\mathrm{trace}(\bar{\bar{\sigma}})\bar{\bar{I}}$$

$$\vec{e}_{\varphi\psi} = -\cos\psi\vec{e}_x + \sin\psi\sin\varphi\vec{e}_y + \sin\psi\cos\varphi\vec{e}_z$$

$$\bar{\bar{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma\varepsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_N\varepsilon_{zz} \end{pmatrix}$$

$$\varepsilon_{\psi\varphi} = \cos^2\psi\varepsilon_{xx} + \sin^2\psi\sin^2\varphi\varepsilon_{yy} + \cos^2\psi\varepsilon_{zz}$$

$$\varepsilon_{\psi\varphi} = \frac{1}{2}S_{2(hkl)}(\sigma\sin^2\psi\sin^2\varphi + \sigma_N\cos^2\psi) + S_{1(hkl)}(2\sigma + \sigma_N)$$

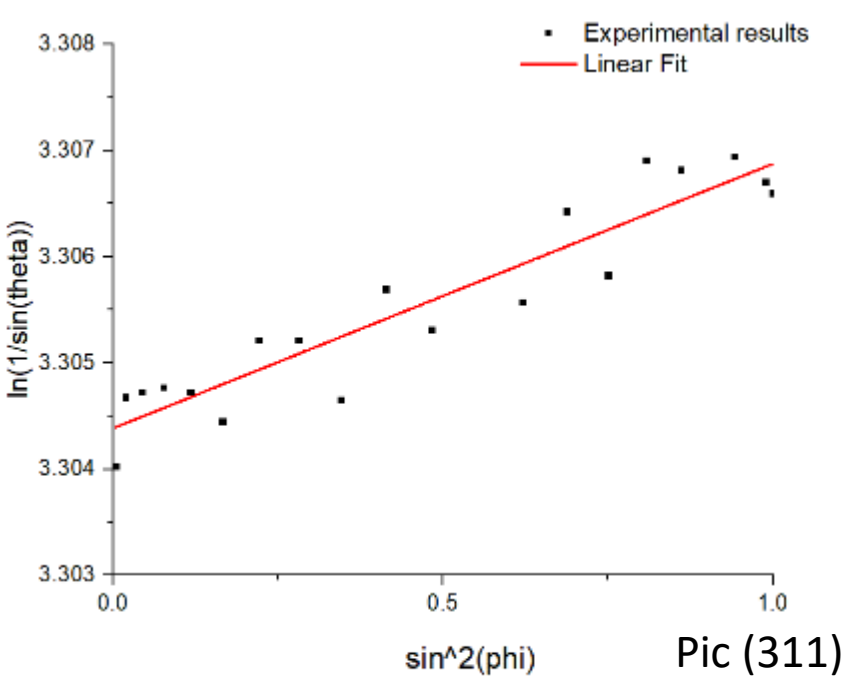
$$\ln\left(\frac{1}{\sin\theta}\right) = \ln\left(\frac{d}{d_0}\right) = \ln\left(\frac{\sin\theta_0}{\sin\theta}\right)$$

$$+\frac{1}{2}S_{2(hkl)}(\sigma_N - \sigma)\cos^2\theta_0 - \ln(\sin\theta_0)$$

where $\frac{1}{2}S_{2(hkl)} = \frac{1+\nu}{E}$ and $S_{1(hkl)} = -\frac{\nu}{E}$

Mesure des gradients dans le métal

Méthode des $\sin^2\varphi$



Pic (311)

$$Slope: A = \frac{1}{2} S_{2(hkl)} (\sigma - \sigma_N) cos^2\theta_0$$

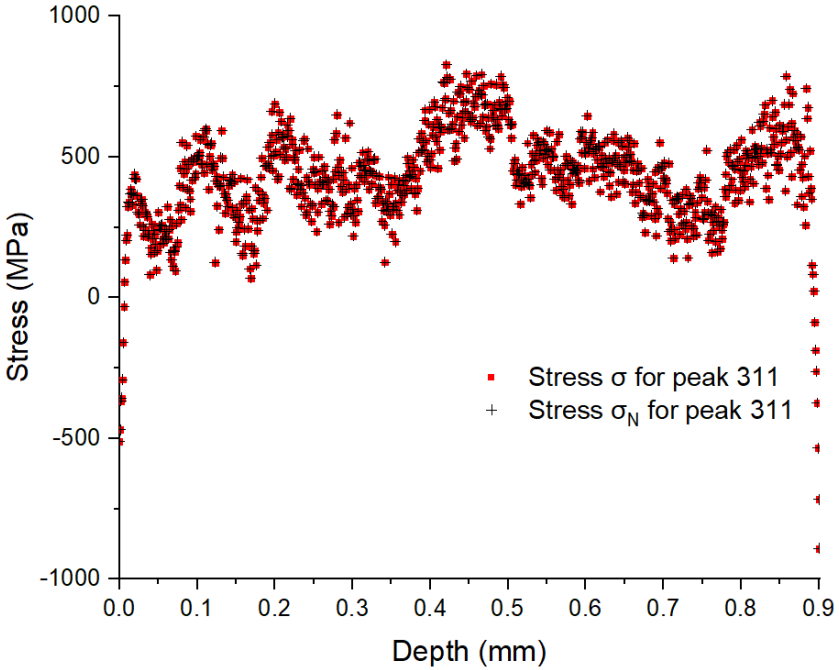
$$Intercept: B = \frac{1}{2} S_{2(hkl)} \sigma + S_{1(hkl)} (2\sigma + \sigma_N) + \frac{1}{2} S_{2(hkl)} (\sigma_N - \sigma) cos^2\theta_0 - ln(sin\theta_0)$$

$$\begin{cases} \sigma_N = \dfrac{B + ln(sin\theta_0) - \dfrac{\beta_2 A}{\beta_1}}{\beta_2 + \beta_3} \\ \sigma = \sigma_N + \dfrac{A}{\beta_1} \\ \beta_1 = \dfrac{1}{2} S_{2(hkl)} cos^2\theta_0 \\ \beta_2 = 2S_{1(hkl)} + \dfrac{1}{2} S_{2(hkl)} (1 - cos^2\theta_0) \\ \beta_3 = S_{1(hkl)} + \dfrac{1}{2} S_{2(hkl)} cos^2\theta_0 \end{cases}$$

Mesure des gradients dans le métal

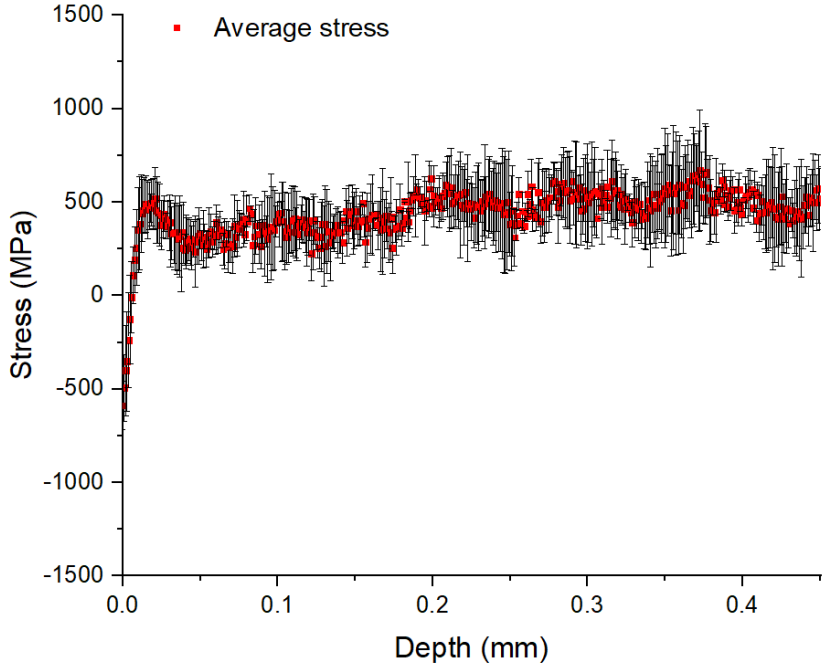
Résultats obtenus dans le métal

Comparaison des contraintes dans le plan σ and des contraintes normales σ_N



Echantillon cylindrique chauffé à 1000°C pendant 1h

Comparaison des contraintes pour 3 directions de pénétration des X



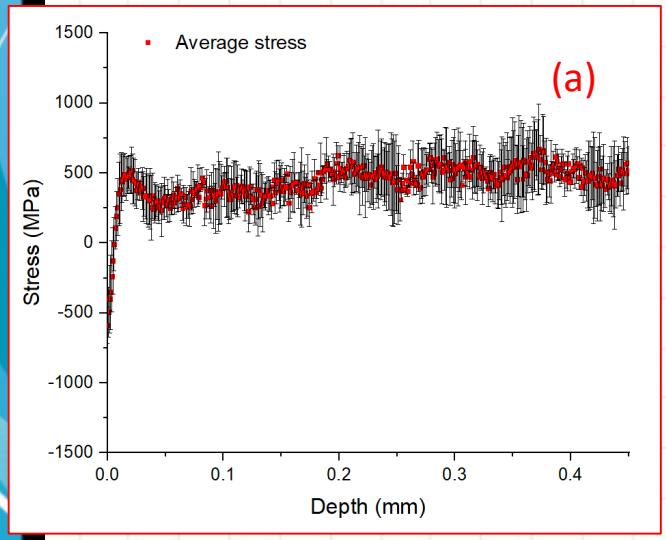
Echantillon cylindrique chauffé à 1000°C pendant 1h

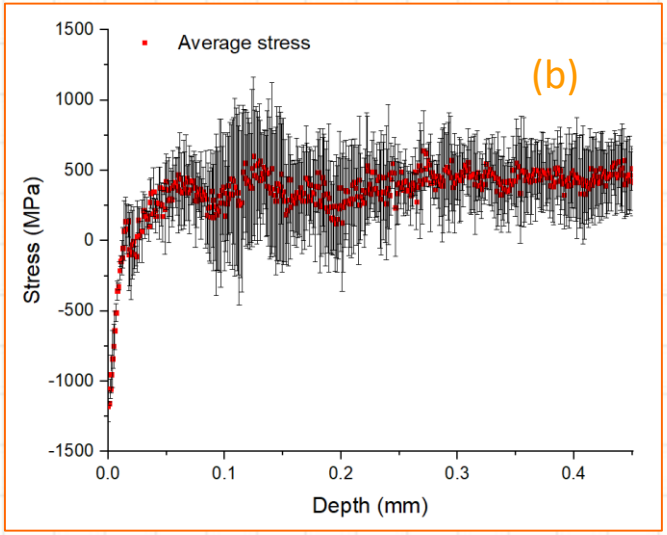
- Présence d'un gradient de contrainte à l'interface métal-oxyde
- Contrainte de traction au loin et en compression proche de l'interface
- Pas de différence entre la contrainte dans le plan et la contrainte normale

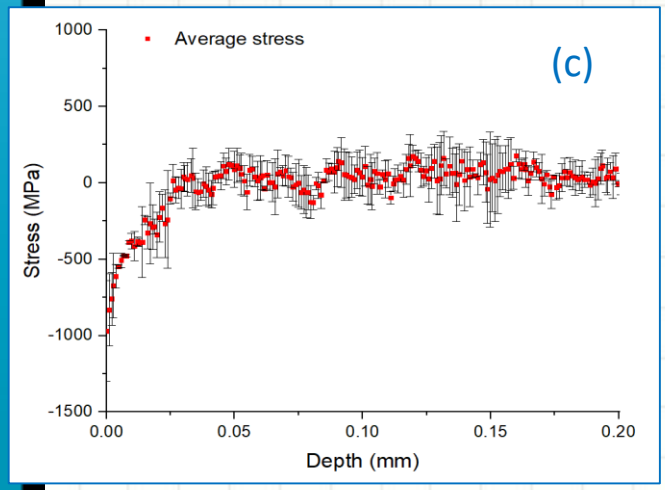
Mesure des gradients dans le système

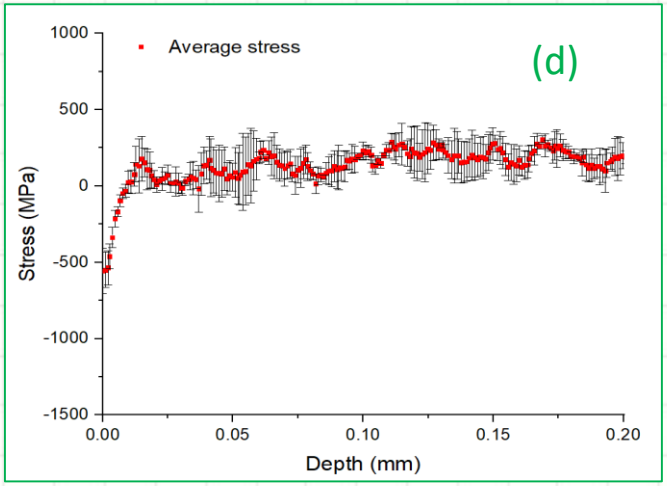
Résultats obtenus dans le métal

[Wang et al. JALCOM. 2021]



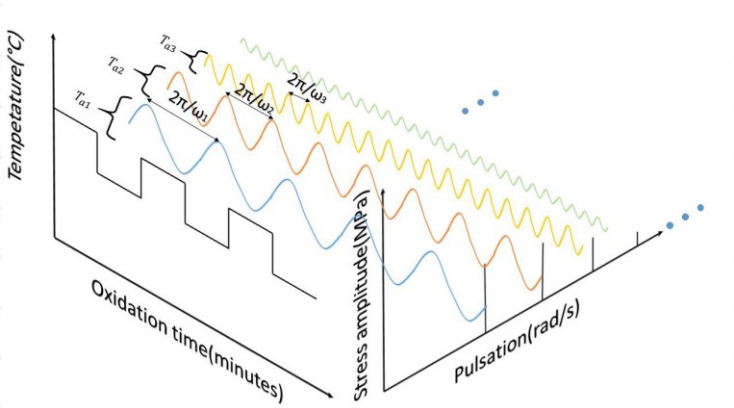


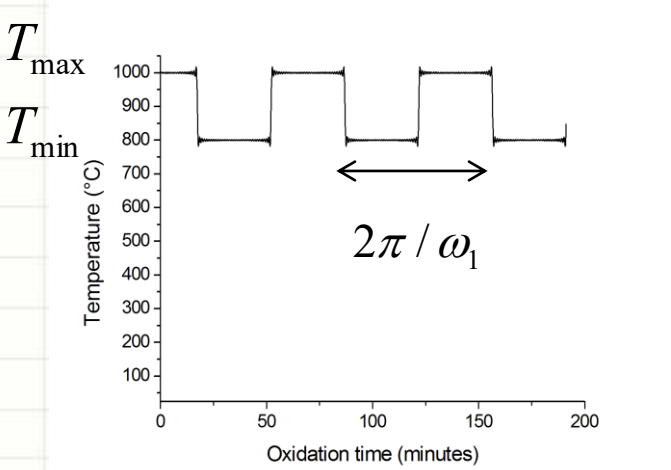




Moyenne des contraintes dans les 3 directions en function de la profondeur pour les échantillons Cyl_T1000_1h (a), Cyl_T1000_5h (b), Rec_T900_10h (c), Rec_T800_10h (d).

Analyse fréquentielle des contraintes





Chargement thermique

$$T = \frac{T_{max} + T_{min}}{2} + \sum_{m=0}^{\infty} \frac{T_{max} - T_{min}}{\pi(2m+1)} 2(-1)^m \cos\left((2m+1)\omega_1 t\right)$$

$$\sigma_{ox} \approx \overline{\sigma_{ox}}(t) + \sum_{n=1}^{\infty} \sigma_{an} \cos(\omega_n t + \varphi_{\sigma n})$$

Analyse fréquentielle des contraintes

ypothèses

- Paramètres indépendants de la température
- Petites perturbations + découplage des m modes
- Contraintes de compression dans l'oxyde
- Relaxation de Herring-Nabarro ou de Coble dans l'oxyde
- θ >> 1 avec $\theta = \frac{H_1}{h_{ox}(t)} = \frac{H_1}{H_2(t) - H_1}$

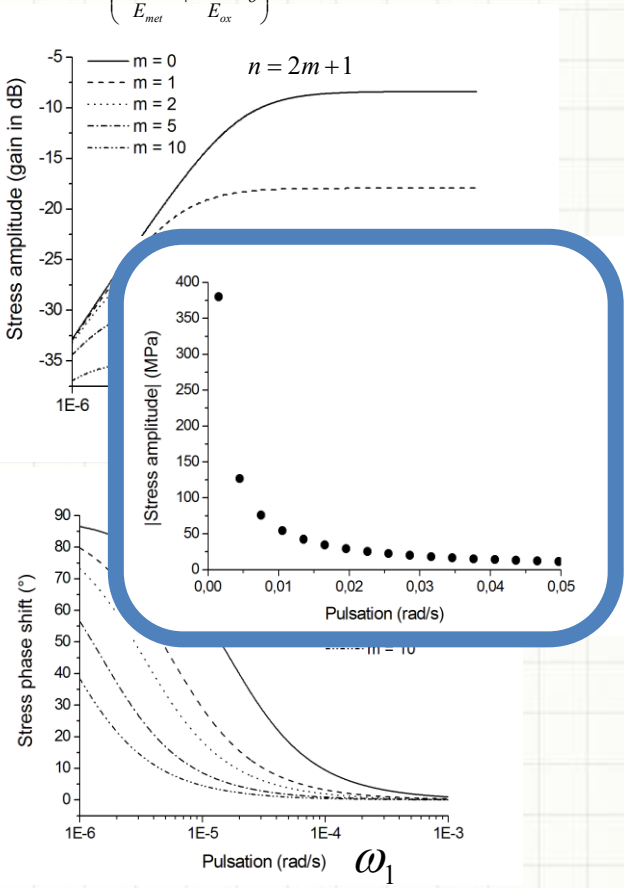
$$\frac{d\sigma_{ox}}{dt} = \frac{\left(\begin{array}{l} (\alpha_{met} - \alpha_{ox}) \frac{dT}{dt} \theta - D_{ox} \frac{dh_{ox}}{dt} \theta + \frac{\sigma_{ox}}{\theta} \frac{1-\nu_{met}}{E_{met}} \frac{d\theta}{dt} \\ - sign(\sigma_{ox}) \frac{1}{2} \left(\frac{|\sigma_{ox}|}{K_{ox}} \right)^{N_{ox}} \theta + - sign(\sigma_{ox}) \frac{1}{2} \left(\frac{|\sigma_{ox}|}{K_{met}} \right)^{N_{met}} \theta^{1-N_{met}} \end{array} \right)}{\left(\frac{1-\nu_{met}}{E_{met}} + \frac{1-\nu_{ox}}{E_{ox}} \theta \right)}$$

$$\sigma_a \Big/ \left(\left(\frac{E_{ox}}{1-\nu_{ox}} \right) \Delta\alpha \right) = f_\sigma(\Delta T, \tau\omega_1)$$

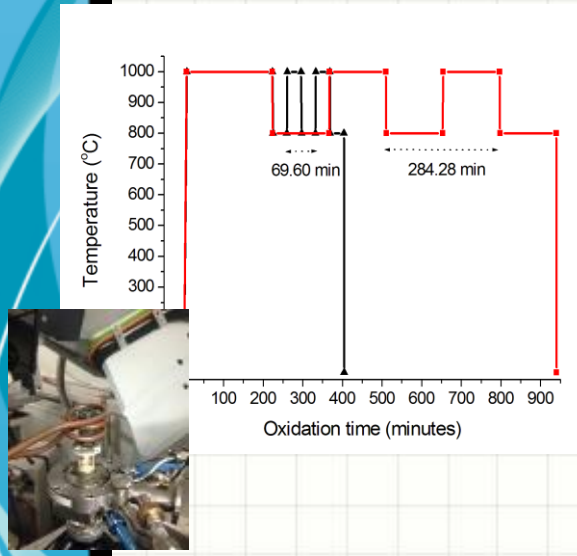
$$\Rightarrow \sigma_{am} = \left(\frac{E_{ox}}{1-\nu_{ox}} \right) (\alpha_{met} - \alpha_{ox}) \frac{T_{\max} - T_{\min}}{\pi(2m+1)} 2(-1)^m \sin\left(\arctan\left((2m+1)\tau\omega_1\right)\right)$$

$$\varphi = f_\varphi(\tau\omega_1) \text{ with } \tau = 2K_{ox} \left(\frac{1-\nu_{ox}}{E_{ox}} \right)$$

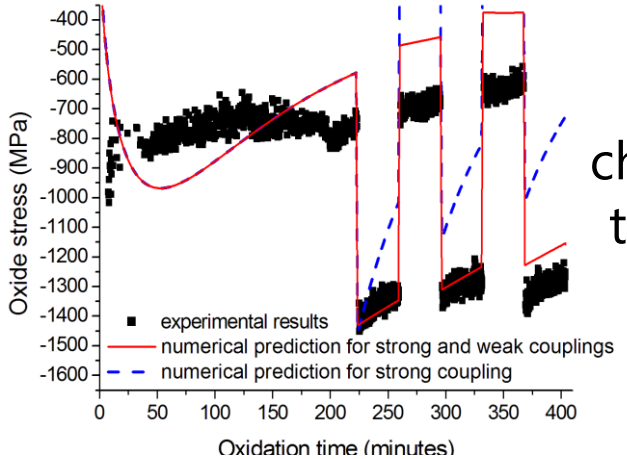
$$\Rightarrow \varphi_{\sigma m} = \frac{\pi}{2} - \arctan\left((2m+1)\tau\omega_1\right)$$



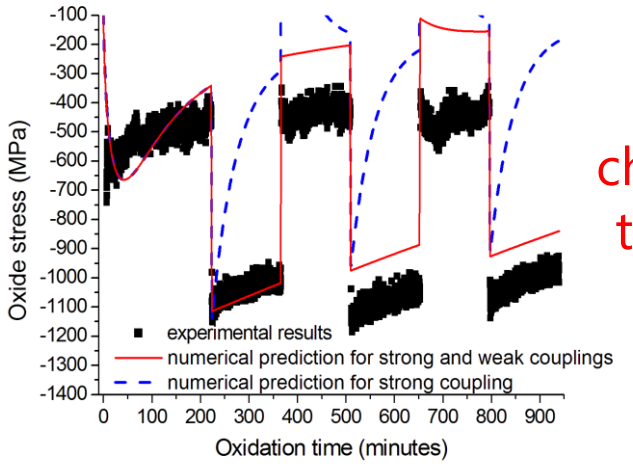
Analyse fréquentielle des contraintes



Data treatment



1er chargement thermique



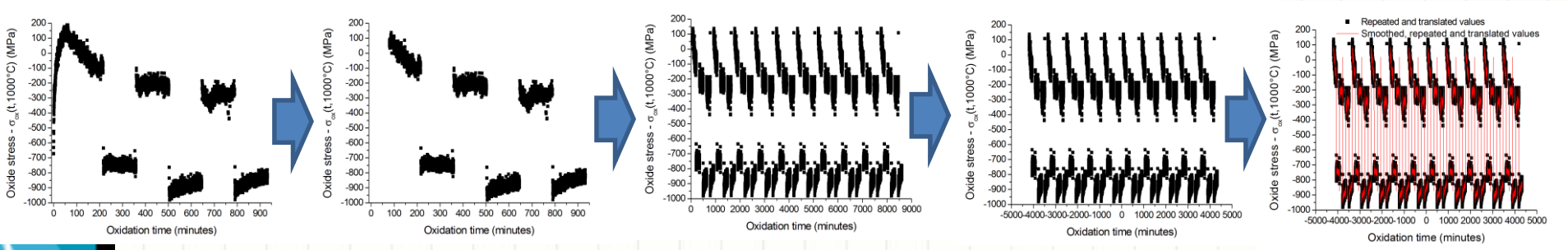
2ème chargement thermique

Meilleures simulations avec tous les paramètres dependants de T, typiquement

- Creep $J(T) \approx \frac{Cste_{J1}}{T} \exp(-Q_{J1} / RT)$
- TEC $\alpha(T) = b_0 - b_1 T - b_2 T^2$

Analyse fréquentielle des contraintes

Post-traitement des données



Soustraction de la partie isotherme

Enlève le début = partie de croissance

Répétition du motif pour périodicité

Translation des données pour fonction paire

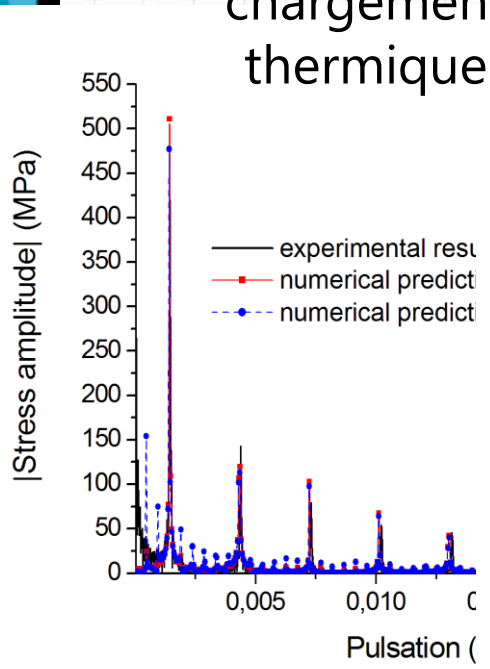
Lissage des données

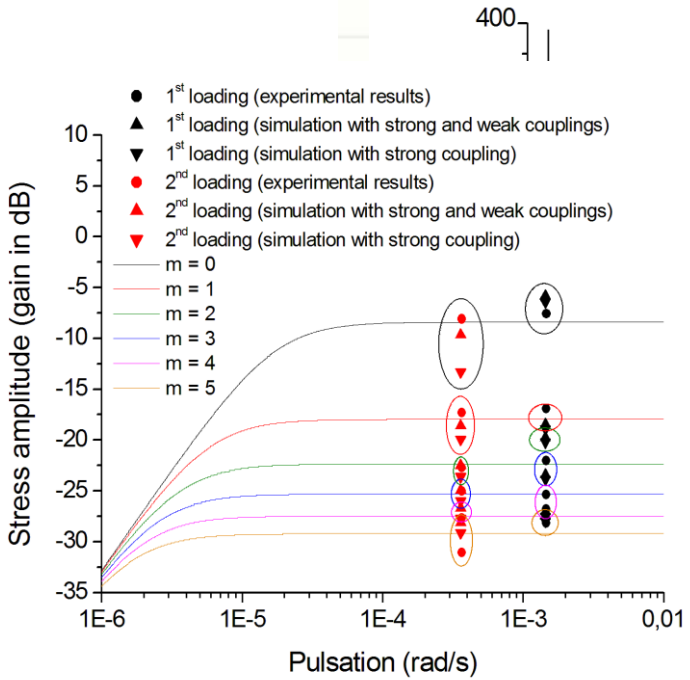
Transformée de Fourier rapide

Analyse fréquentielle des contraintes

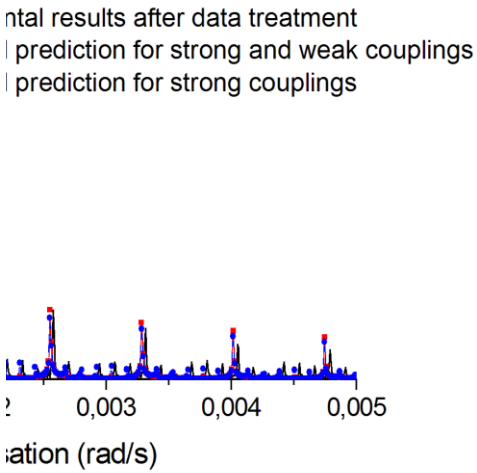
Analyse fréquentielle pour les données expérimentales et simulées

1er chargement thermique





2ème chargement thermique



[Panicaud et al. Acta Mech. 2017]

Conclusions et perspectives

- Les méthodes expérimentales couplées aux modélisations → dynamique temporelle des contraintes
- Les moteurs de la contrainte en plus de $\Delta\alpha\Delta T$ sont liés à la croissance dans l'oxyde aux temps courts en isotherme
- Le paramètre D_{ox} reliable à la taille des grains du métal (permet de calculer ε^{growth}) ; à confirmer pour d'autres systèmes
- Les gradients spatiaux dans le métal en compression sont en partie reliés à la déformation chimique

FIN

Merci pour votre attention

