

Rôle de la microstructure polycristalline à différentes échelles sur les premiers stades d'endommagement en fatigue: expériences et simulations en plasticité cristalline

Loïc Signor, Patrick Villechaise

Avec la contribution de:

Mikael GUEGUEN (IR CNRS), Jean DUMONCEL (IE), Emmanuel LACOSTE (post-doc),
Thomas GHIDOSSI, Van Truong DANG, Julien GENEÉ (doctorants), Samuel HEMERY (MCF)



Institut Pprime - UPR 3346 CNRS (INSIS, s9 et 10 et INP, s5)

Université de Poitiers (UFR SFA, ENSIP)

ISAE-ENSMA

CNU 26, 28, 30, 60, 61, 62, 63, 74

Plan de l'exposé

Premiers stades d'endommagement en fatigue au sein des alliages métalliques polycristallins : généralités, motivations

Calculs d'agrégats polycristallins par éléments-finis (EF) en fatigue : outils, méthodologies, verrous

Exemples d'études :

- aciers inoxydables austénitiques de type 316L(N)
- alliages de Titane TA6V

Plan de l'exposé

Premiers stades d'endommagement en fatigue au sein des alliages métalliques polycristallins : généralités, motivations

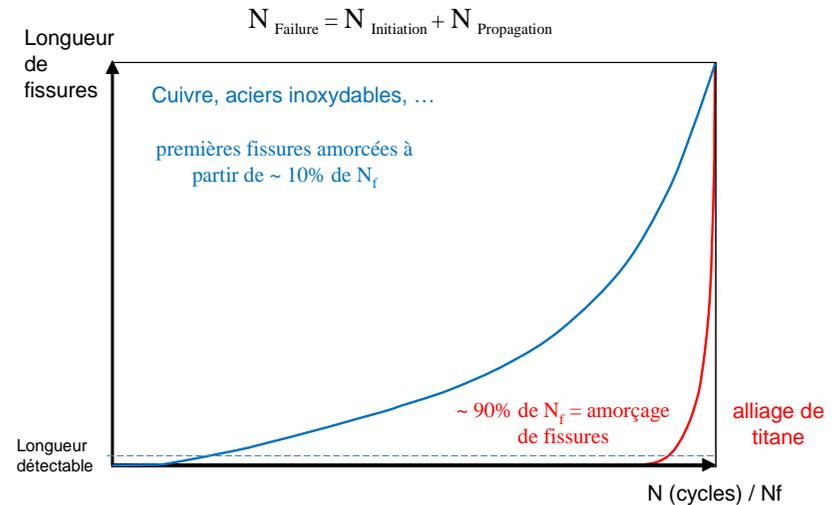
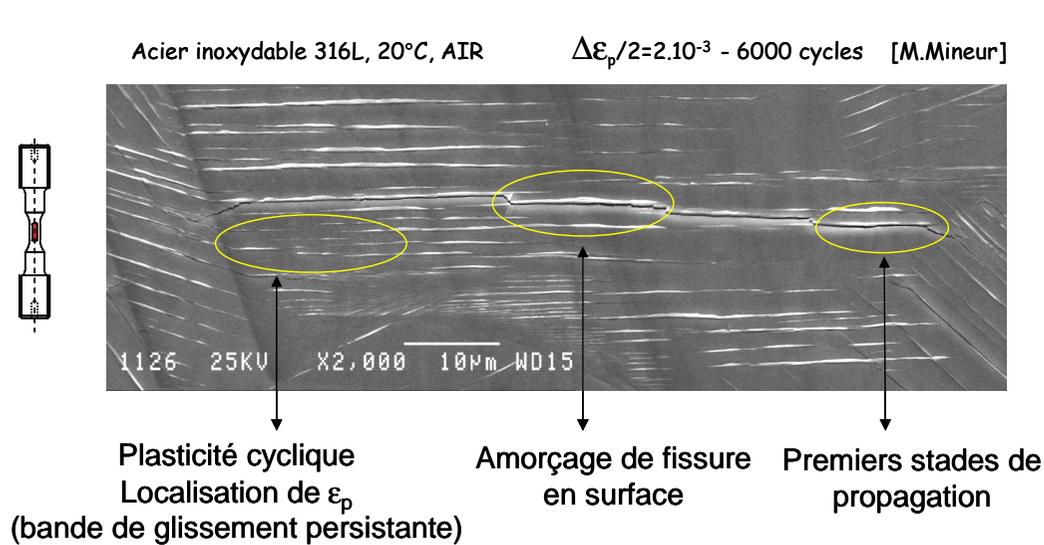
Calculs d'agrégats polycristallins par éléments-finis (EF) en fatigue : outils, méthodologies, verrous

Exemples d'études :

- aciers inoxydables austénitiques de type 316L(N)
- alliages de Titane TA6V

Généralités: différents stades de fatigue

Cas des alliages sans défaut interne (porosité, inclusion...)



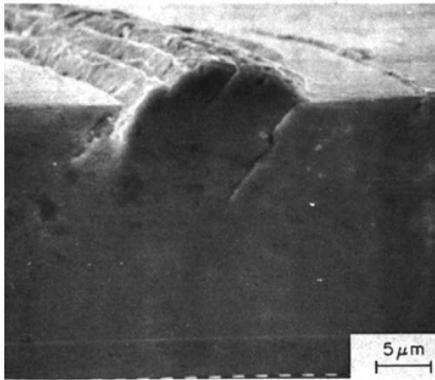
Etude de l'activation et du développement de la micro-plasticité à l'échelle du grain au sein d'un agrégat polycristallin

Généralités : mécanismes de formation des fissures

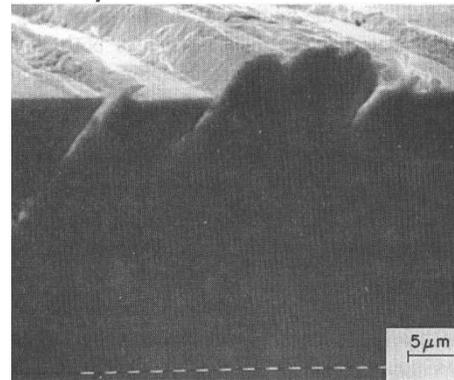
Cas 'école' des monocristaux de Cuivre (CFC):

Formation de Bandes de Glissements Persistantes (BGP)

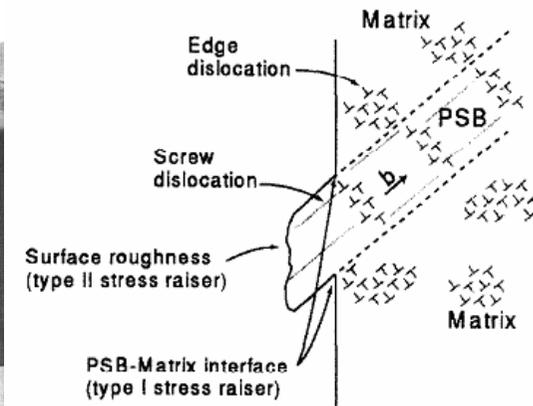
Amorçage par formation d'extrusions/intrusions



[Ma et Laird, 1989]



[Mughrabi et al., 1981]

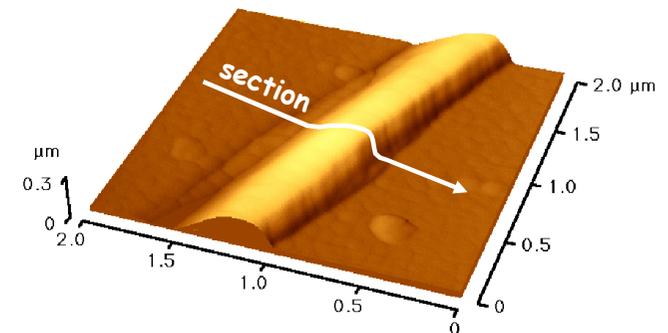


Critère d'amorçage: hauteur d'extrusion critique?

Morphologie des extrusions/intrusions par AFM

[Sabatier, Villechaise, Girard]

Cf. exposé Maxime Sauzay



Généralités – Position de l'étude

De nombreux paramètres influents

- Chargement mécanique:

- simple : traction, traction/compression

- complexe (multiaxial, variable...)

- influence du niveau moyen, de la forme du cycle, du rapport R, de la fréquence.... pas ou peu étudié

- ~~▪ Température~~

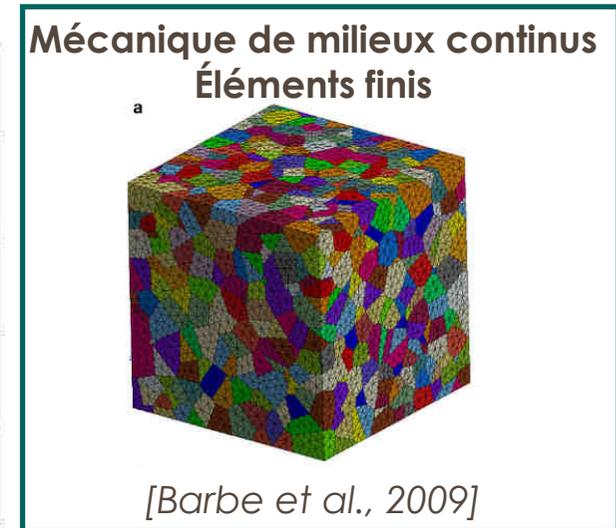
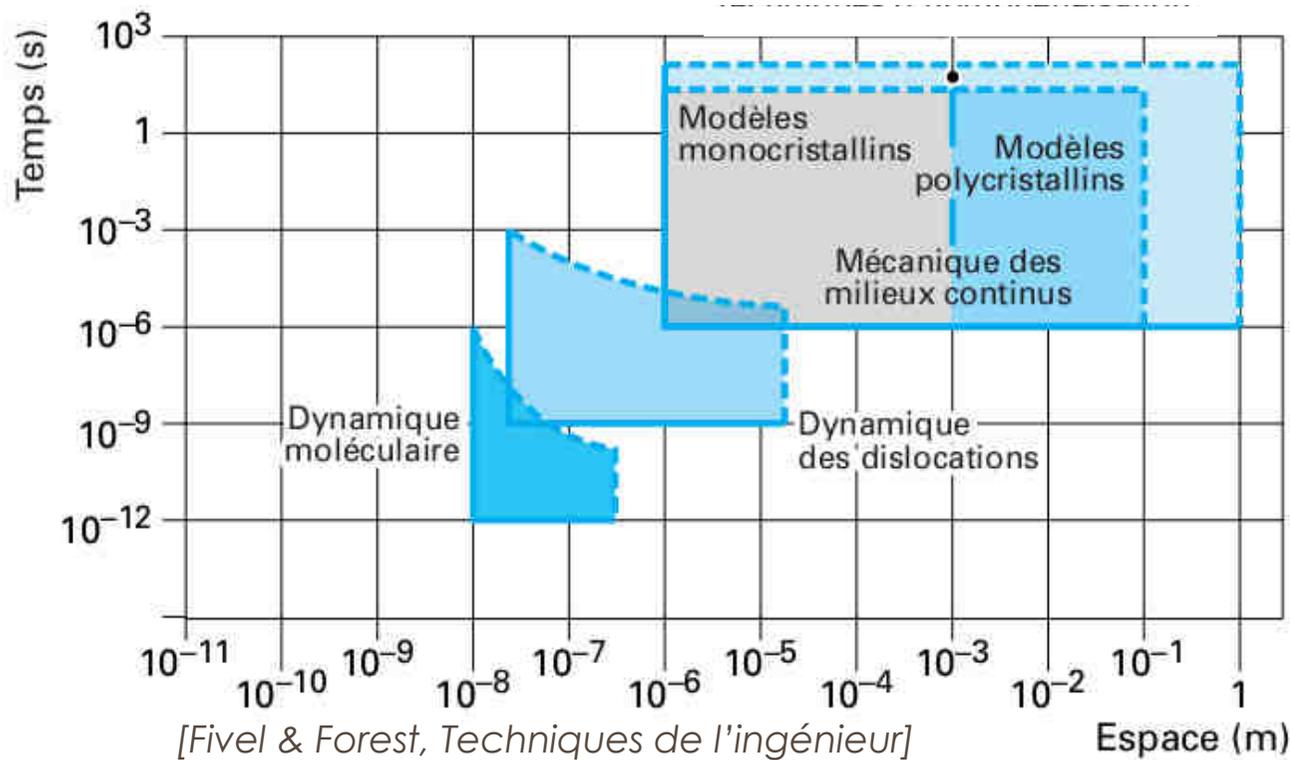
- ~~▪ Environnement~~

- ~~▪ Etat de surface~~

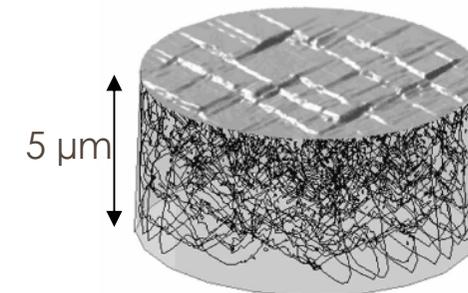
Cf. exposé Gilbert Henaff

pas étudiés

Généralités: Echelle pertinente vs. Approches théoriques/numériques



Dynamique des dislocations



[Robertson et al., 2001]

Thèse: Christophe Depres

Vers un couplage DD – EF ?

Outils développés à SIMAP – Centre des Matériaux

Dans le cadre du programme ANR AFGRAP (pilote EdF)

Motivations & Démarche

Expériences

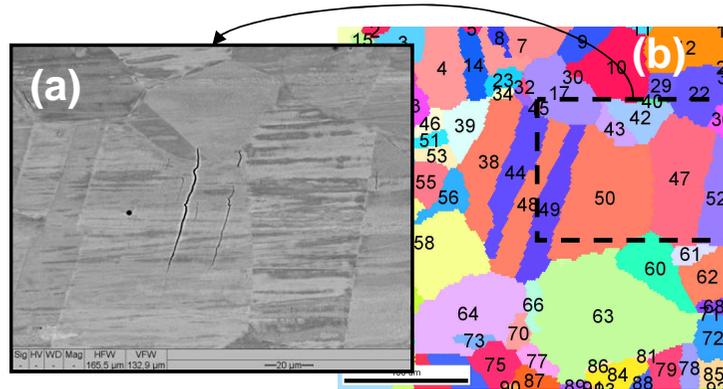
Essais mécaniques monotones et cycliques

Modes de déformation et d'endommagement

Observation MEB (traces glissement, fissures)

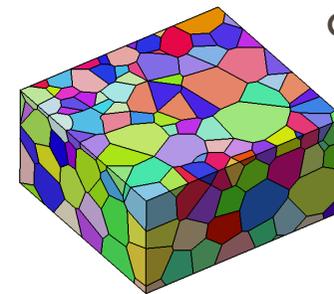
Caractérisation microstructurale

Cartes EBSD d'orientation cristalline



Simulations numériques (EF)

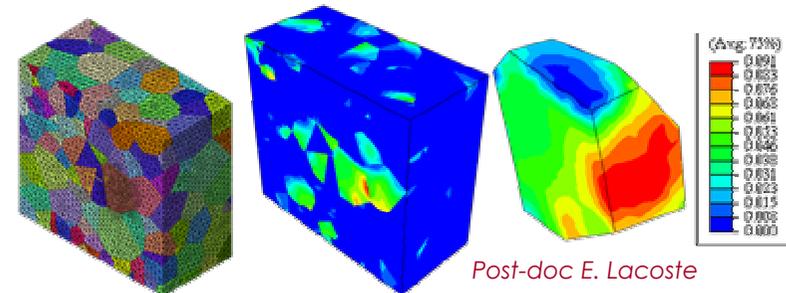
Approche de type plasticité cristalline



Génération/reconstruction et maillage de microstructures polycristallines 3D

Loi de comportement élasto-(visco-)plastique cristalline

Simulation EF



Post-doc E. Lacoste

Analyse/Post-traitement - critères/indicateurs d'amorçage

Différents alliages (titanes, aciers inox., superalliages base Ni) : matériaux industriels et/ou modèles

But: comprendre les mécanismes et identifier les configurations cristallographiques locales critiques

→ pistes d'optimisation des matériaux

→ définition d'indicateurs d'amorçage par fatigue → étape suivante : outils prédictifs?

Plan de l'exposé

Premiers stades d'endommagement en fatigue au sein des alliages métalliques polycristallins : généralités, motivations

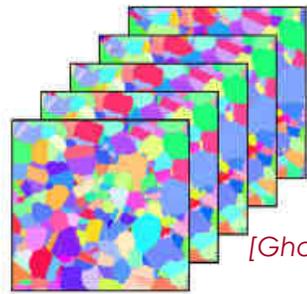
Calculs d'agrégats polycristallins par éléments-finis (EF) en fatigue : outils, méthodologies, verrous

Exemples d'études :

- aciers inoxydables austénitiques de type 316L(N)
- alliages de Titane TA6V

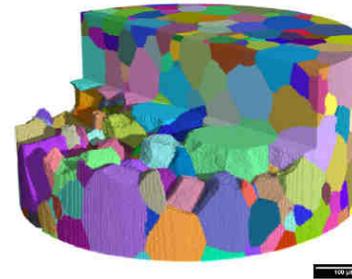
Génération/Reconstruction et maillage d'agrégats 3D

Caractérisation expérimentale 3D de la microstructure cristalline



**EBSD + Serial sectionning
(FIB, polishing, laser ablation)
= destructive**

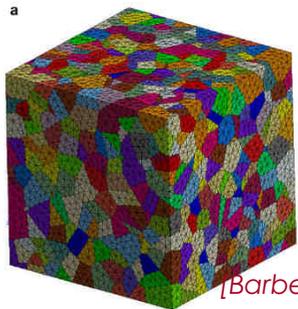
[Ghosh et al., 2008]



**X-ray DCT
(diffraction contrast
tomography)**

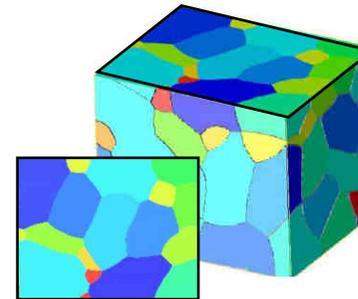
[King et al., 2010]

Modèles et algorithmes de génération de microstructures



**Voronoi, Laguerre-Voronoi,
Johnson-Mehl...**

[Barbe et al., 2009]



**Approches « mixtes »
Cartes EBSD
= faces contraintes**

[St-Pierre et al., 2008]

Un verrou: description des joints de grains et maillage

Approche 'CAO' (surfaces NURBS) [Ghosh, 2008],

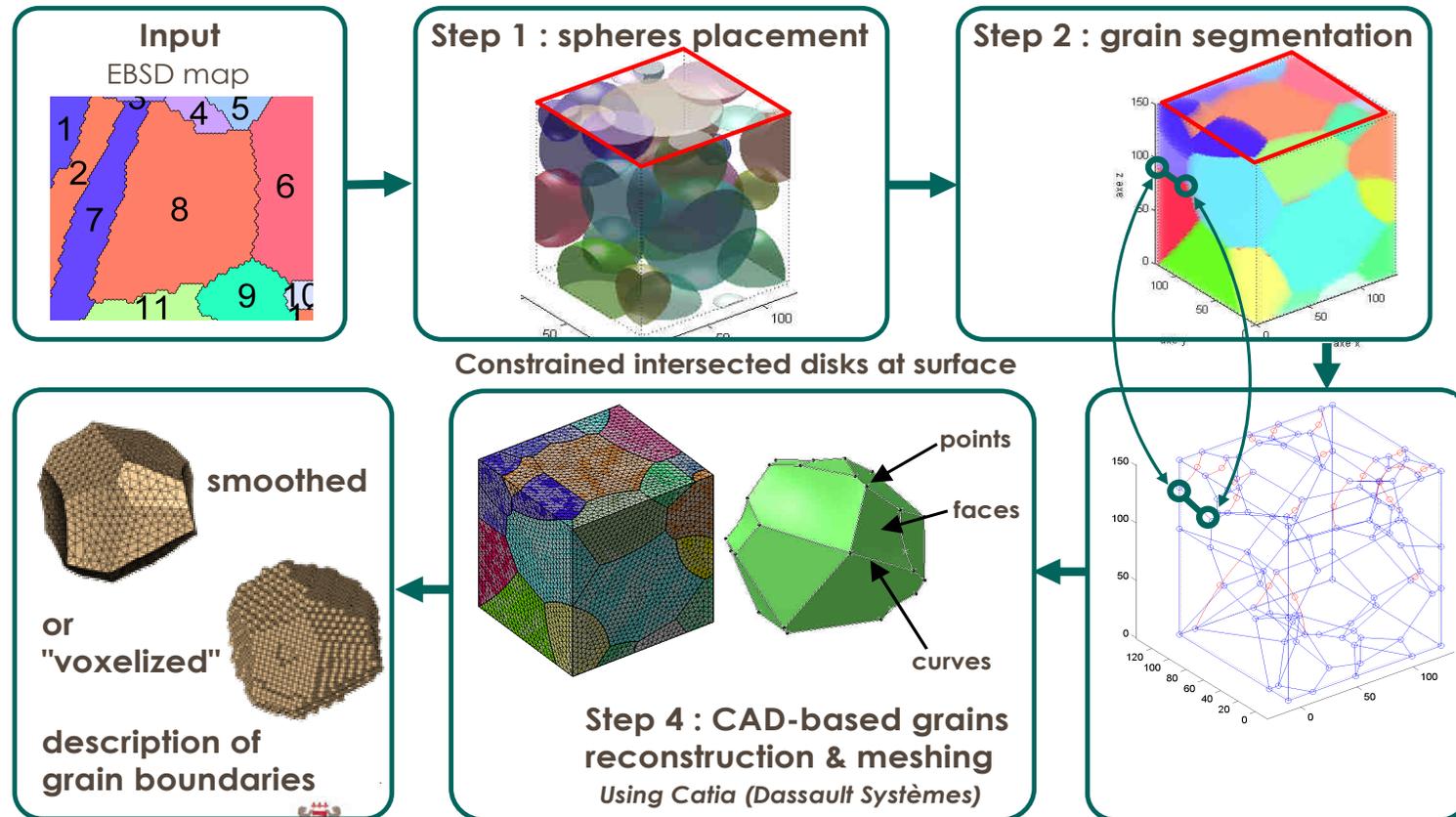
Approche par 'marching-cubes' [Dream3D]

Génération/Reconstruction et maillage d'agrégats 3D

Des logiciels:

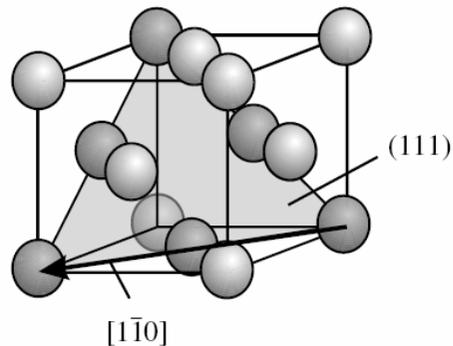
- Neper : Voronoï et 'dérivés', maillage optimisé [Quey et al., 2011]
- Dream3D : analyse/contrôle des caractéristiques microstructurales [Groeber et al., 2008]

Développement d'un code interne S2M-3D (python) Contributeurs principaux: Mikaël Gueguen (IR), Loïc Signor



Loi de comportement : élasto-visco-plasticité cristalline

Faced-centered cubic material (FCC)



- cubic elasticity (anisotropic)
- 12 slip systems $\{111\}\langle 110\rangle$
 - slip plane normal \underline{n}^α
 - slip direction \underline{s}^α

| α | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 |
|------------------------|---------------|---------|---------|---------------|---------------|---------------|---------------------|---------|---------------|---------------|---------------|---------|
| Schmid & Boas notation | A2 | A3 | A6 | B2 | B4 | B5 | C1 | C3 | C5 | D1 | D4 | D6 |
| slip plane | $(\bar{1}11)$ | | | (111) | | | $(\bar{1}\bar{1}1)$ | | | $(1\bar{1}1)$ | | |
| slip direction | $[0\bar{1}1]$ | $[101]$ | $[110]$ | $[0\bar{1}1]$ | $[\bar{1}01]$ | $[\bar{1}10]$ | $[011]$ | $[101]$ | $[\bar{1}10]$ | $[011]$ | $[\bar{1}01]$ | $[110]$ |

Plastic strain rate

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p = \sum_{\alpha} \dot{\gamma}^{\alpha} (\underline{s}^{\alpha} \otimes \underline{n}^{\alpha})_s$$

Resolved shear stress (Schmid law)

$$\underline{\underline{\tau}}^{\alpha} = \underline{\underline{\sigma}} : (\underline{s}^{\alpha} \otimes \underline{n}^{\alpha})_s$$

Loi de comportement : élasto-visco-plasticité cristalline

- Domaine d'élasticité : $\tau^\alpha < \tau_c^\alpha \quad \alpha = 1 \dots 12$
- Loi d'écoulement : $\dot{\gamma}^\alpha = f(\tau^\alpha; \text{var.int} \dots)$

phénoménologique
p. ex. [Meric & Cailletaud, 1991]

$$\dot{\gamma}^\alpha = \left\langle \frac{|\tau^\alpha - x^\alpha| - \tau_c^\alpha}{k} \right\rangle^n \text{signe}(\tau^\alpha - x^\alpha)$$

basée sur densité de dislocations
[Tabourot et al. 1997]

- 2 grands verrous :
identification des paramètres
(difficultés des essais sur monocristaux)
en 1er lieu: constantes d'élasticité et cission critique

localisation en bande de
glissement persistante
cf. exposé Maxime

Difficultés numériques

- Nombre de variables internes important
- Taille des agrégats, nombre d'agrégats (notion de VER en fatigue?)
- Quantité de données à analyser / post-traiter
- **Accès à un nombre de cycles significatif ?**

Plan de l'exposé

Premiers stades d'endommagement en fatigue au sein des alliages métalliques polycristallins : généralités, motivations

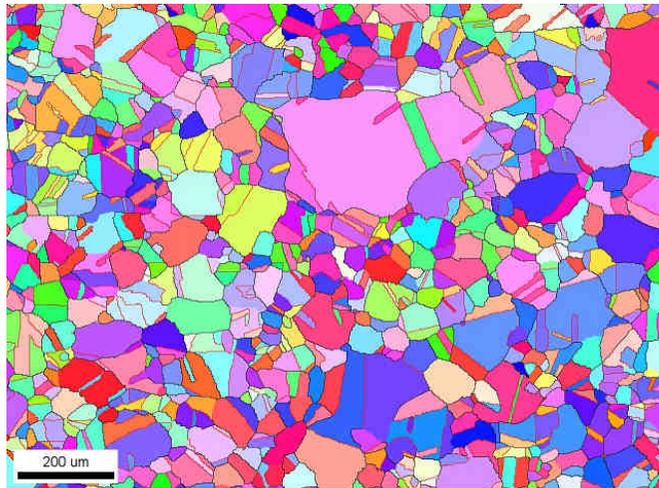
Calculs d'agrégats polycristallins par éléments-finis (EF) en fatigue : outils, méthodologies, verrous

Exemples d'études :

- **aciers inoxydables austénitiques de type 316L(N)**
- alliages de Titane TA6V

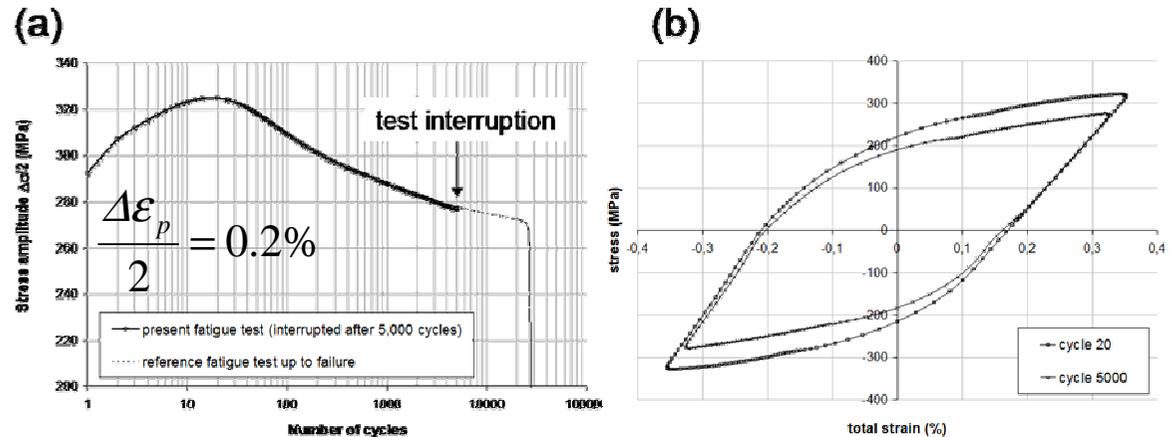
Exemple 1: Acier inoxydable austénitique 316LN

Microstructure polycristalline
(carte EBSD, ~1000 grains)



— grain boundary — twin boundary
mean grain size : 55μm ; weak texture

Traction / compression cyclique (R=-1)
(amplitude de déformation plastique imposée, air, 20° C)



Essai interrompu à 5000 cycles (~20% durée de vie)

Travaux réalisés dans le cadre du Programme ANR AFGRAP

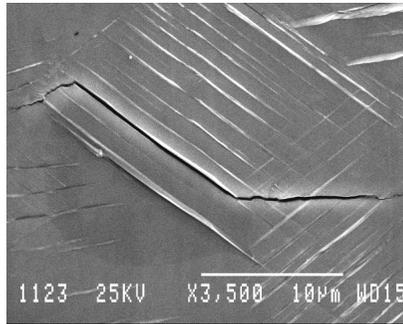
(Amorçage d'une fissure de Fatigue dans un Grain d'Agrégat polycristallin et Propagation dans les grains adjacents)

EdF (pilote), Areva, CEA, Centre des Matériaux, LMSSMat, SiMaP, SYMME, Institut Pprime

Analyse des fissures amorcées en surface (région ~1000 grains)

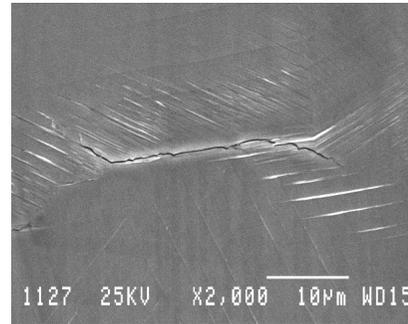
Différents modes d'amorçage en compétition

[Mineur et al., 2002]



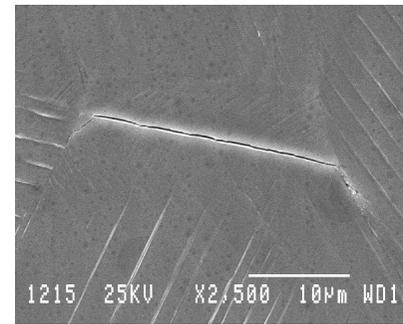
Bandes de glissement

66%



Joints de grains

19%



Macles

15%

**143 fissures détectées
(110 fissures / mm²)**

Amorçage le long de BGP prépondérant et conduisant à la fissure fatale dans les conditions étudiées

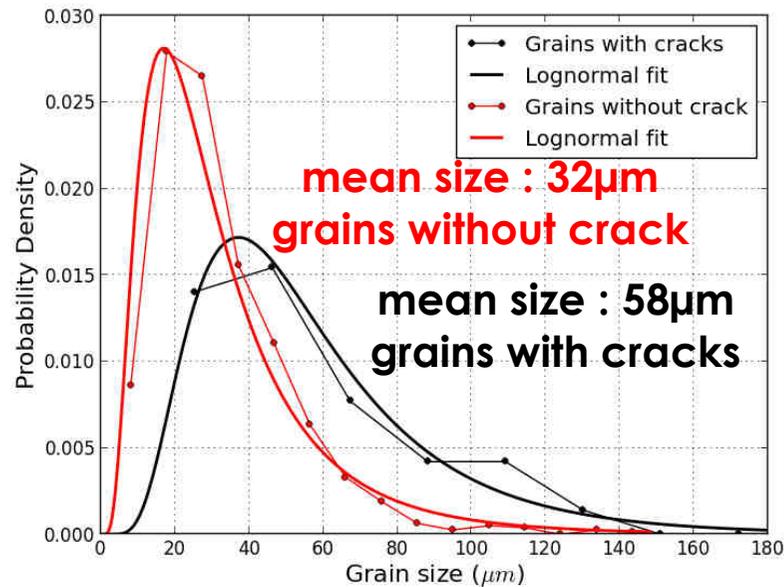
Analyse des conditions d'amorçage des fissures transgranulaires

- taille de grain
- orientation du système de glissement activé

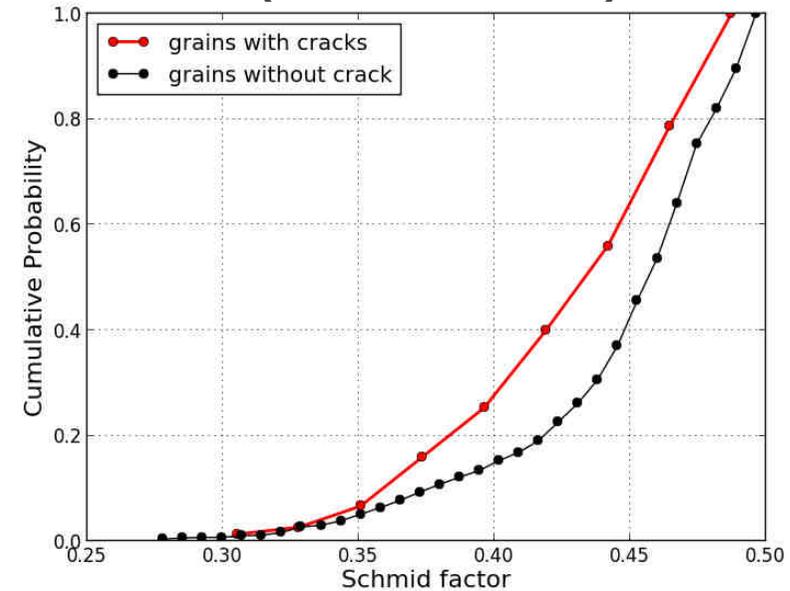
(analyse des traces de glissement par MEB/EBSD)

Analyse des fissures amorcées en surface (région ~1000 grains)

Taille de grain



Orientation cristalline / axe de sollicitation
(facteur de Schmid)



Influence notable de la taille de grain (amorçage dans gros grains)

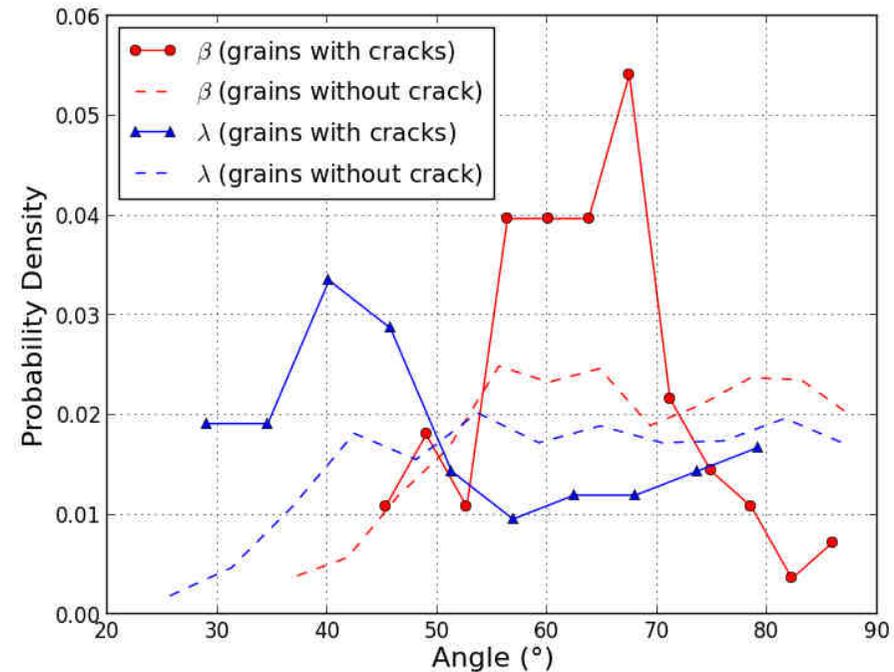
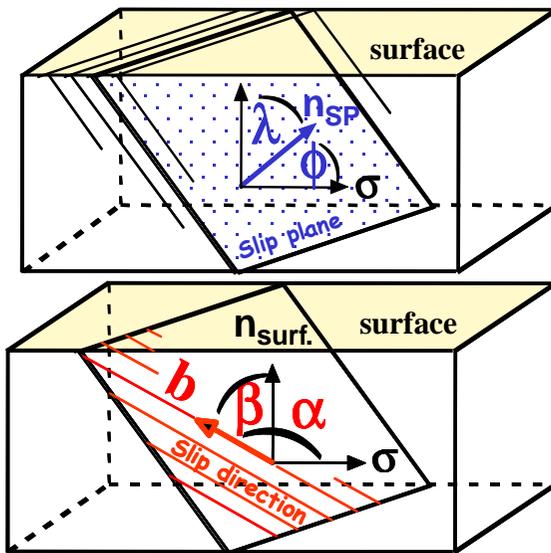
Pas ou peu d'influence du facteur de Schmid

... mais aucun critère!

[Signor et al., 2016]

Analyse des fissures amorcées en surface (région ~1000 grains)

Orientation cristalline / surface libre



Domaines favorisant l'amorçage $\lambda \in [30 - 50^\circ]$ $\beta \in [50 - 70^\circ]$

Inclinaison de la bande / surface : capacité à induire un relief

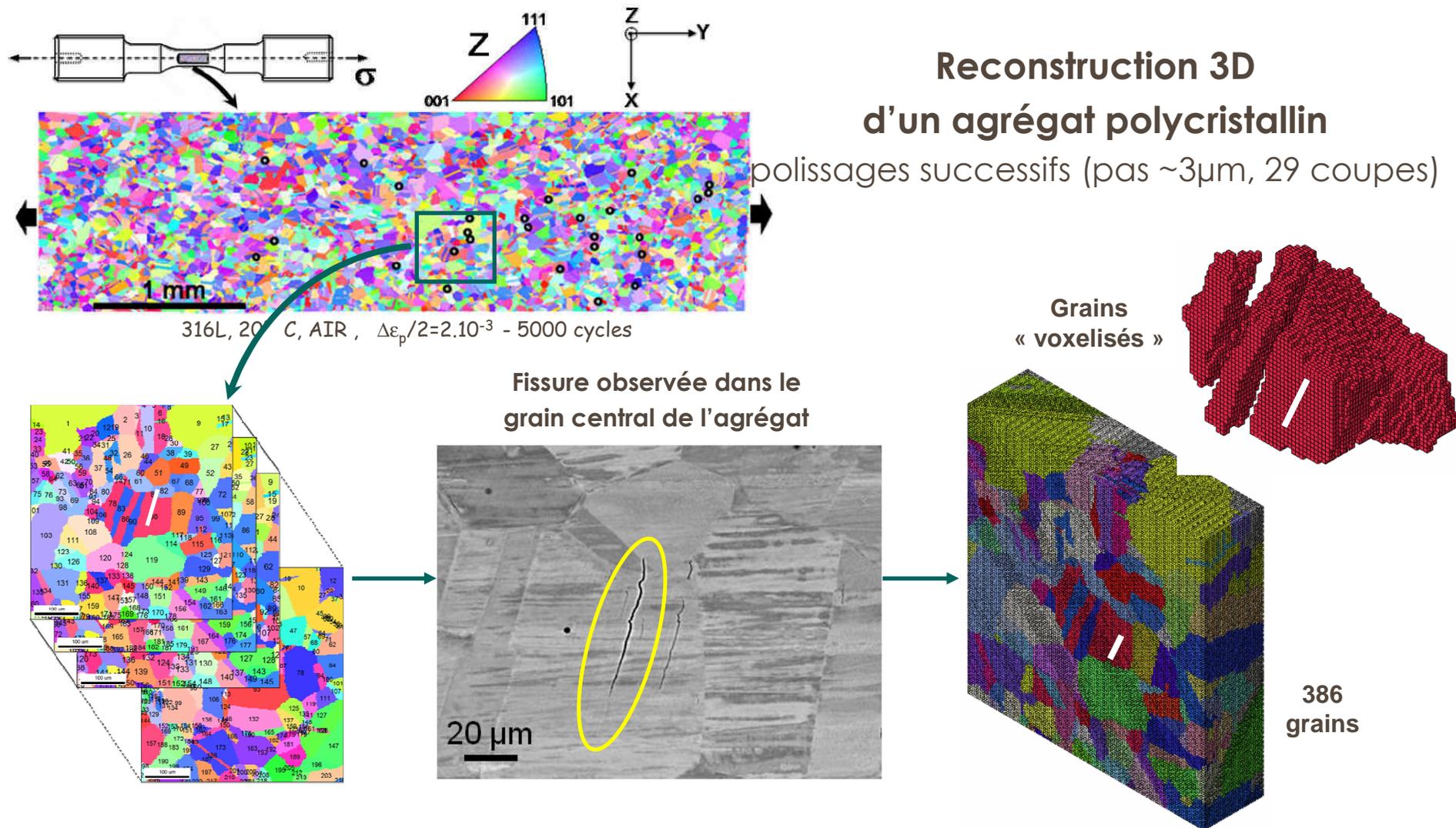
... mais aucun critère!

Statistiques cohérentes avec travaux passés (à part facteur de Schmid)

[Mineur et al., mat. sci. eng. A, 2000] ; [Mu et al., mat. sci. eng. A, 2013]

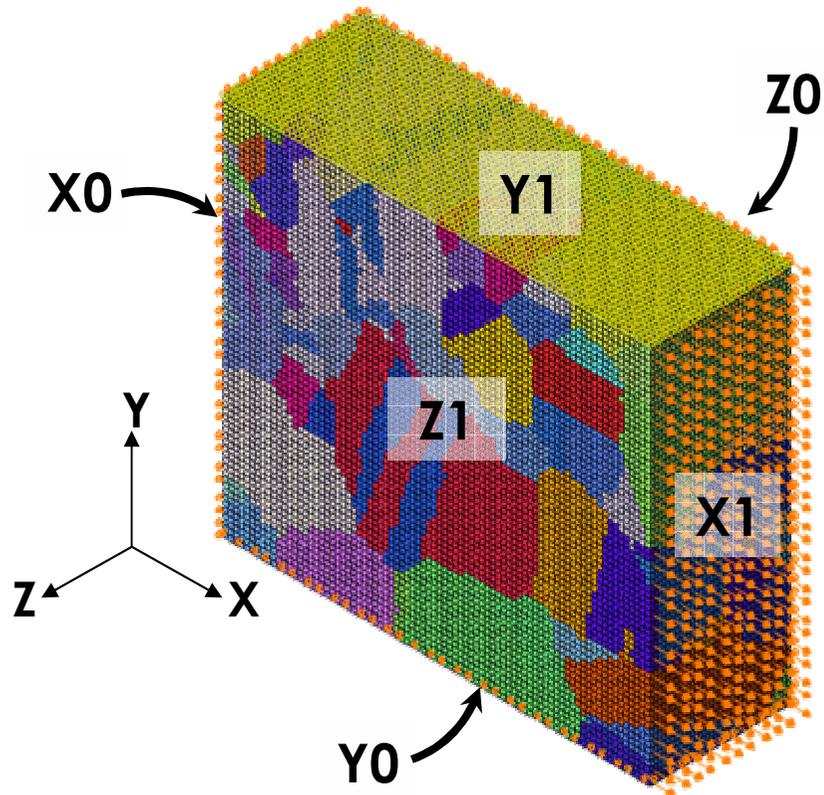
[Signor et al., 2016]

Reconstruction d'un agrégat 3D « fatigué »



Observation MEB de la fissure à chaque étape (profondeur $\sim 30\mu\text{m}$)

Simulations: maillage et conditions aux limites



Petit agrégat: 157 grains (320 x 284 x 117 μm^3)
221 520 EF, 233 280 noeuds

Gros agrégat: 386 grains (464 x 488 x 117 μm^3)
551 928 EF, 575 640 noeuds

Éléments-finis C3D8R ; Solveur Abaqus Implicit

▪ X0: $U_x=0$

▪ Y0: $U_y=0$

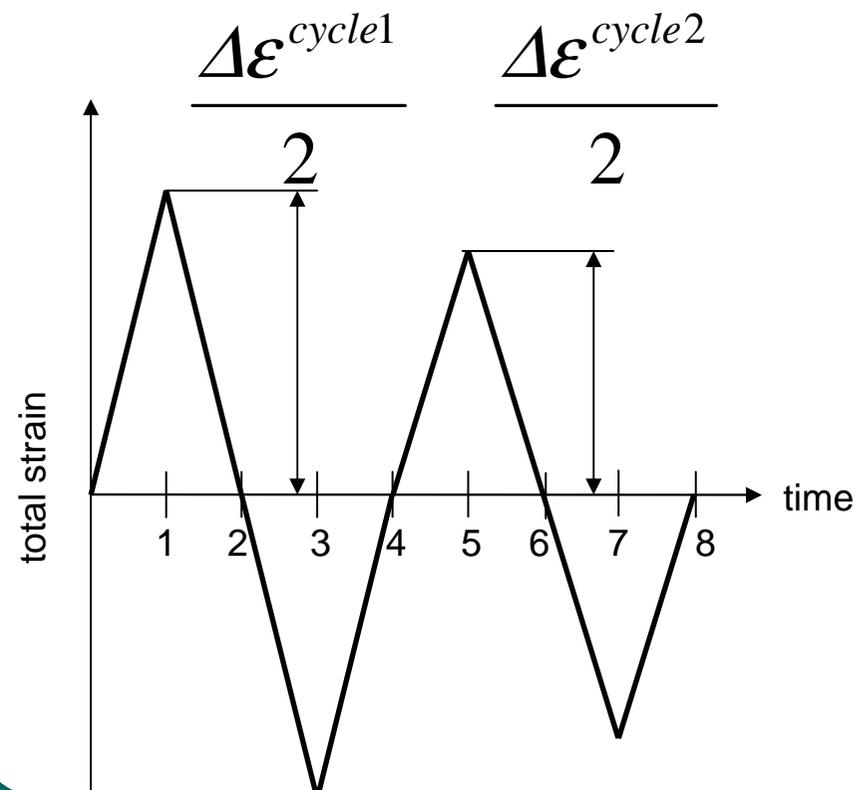
▪ Z0: $U_z=0$

▪ X1: $U_x=U(t)$

▪ Y1: $U_y=cst$

▪ Z1: traction free

Uniform prescribed displacement at X1



Simulations: Loi de comportement

- Flow rule

$$\dot{\gamma}^s = \dot{\gamma}_0 \left\langle \frac{|\tau^s|}{\tau_c^s} \right\rangle^n \text{signe}(\tau^s - x^s)$$

- Isotropic hardening

$$\tau_c^s = \tau_0 + \mu b \sqrt{\sum_u h^{su} \rho^u}$$

$$\dot{\rho}^s = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{K} \sqrt{\sum_{u \neq s} \rho^u} + \frac{1}{D} - g_c \rho^s \right) |\dot{\gamma}^s|$$

Implemented in Abaqus - UMAT FORTRAN Subroutine

Developped by LMSSMat UMR 8579 Ecole Centrale Paris (France)

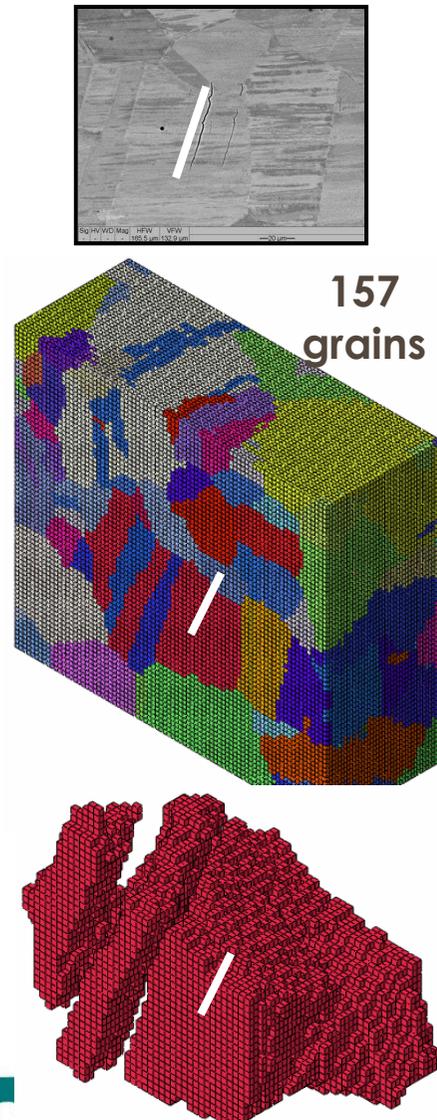
Kindly provided in the framework of the AFGRAP project benchmark

| C11 | C12 | C44 | a ₀ | a ₁ | a ₂ | a ₃ | $\dot{\gamma}_0$ | n |
|---------|---------|---------|----------------|----------------|----------------|----------------|------------------|----|
| 198 000 | 125 000 | 122 000 | 0.02 | 0.08 | 0.18 | 0.3 | 4e-11 | 73 |
| MPa | MPa | MPa | - | - | - | - | s ⁻¹ | - |

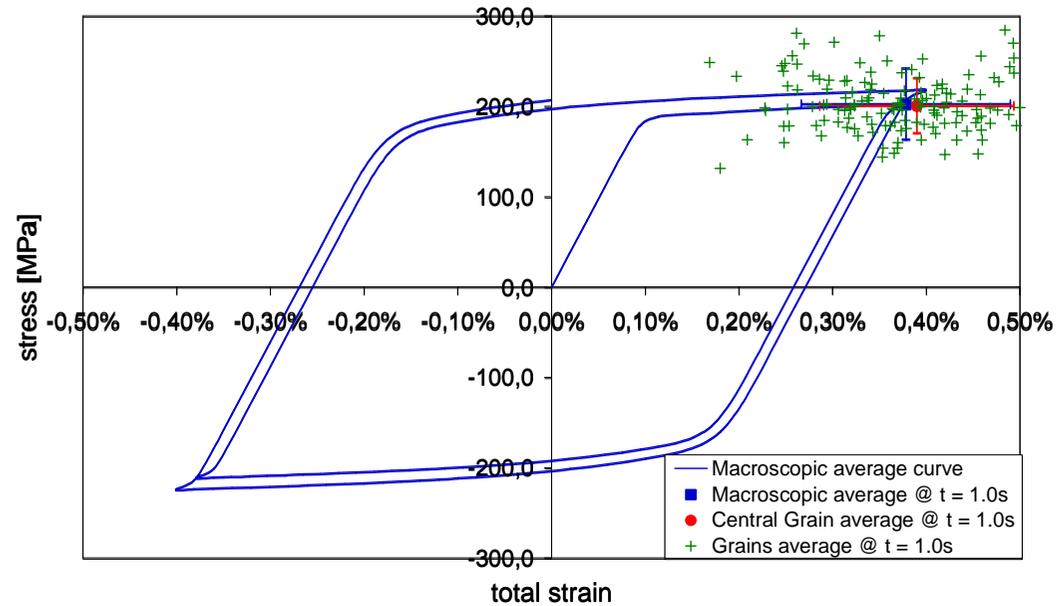
| g_c | K | D | τ_0 | ρ_0 | b |
|---------|----|------|----------|------------------|---------|
| 3.86e-6 | 42 | 1000 | 25.46 | 1770000 | 2.54e-7 |
| mm | - | mm | MPa | mm ⁻² | mm |

Simulations: Résultats

Contraintes et déformations moyennes dans l'agrégat et par grain



157
grains



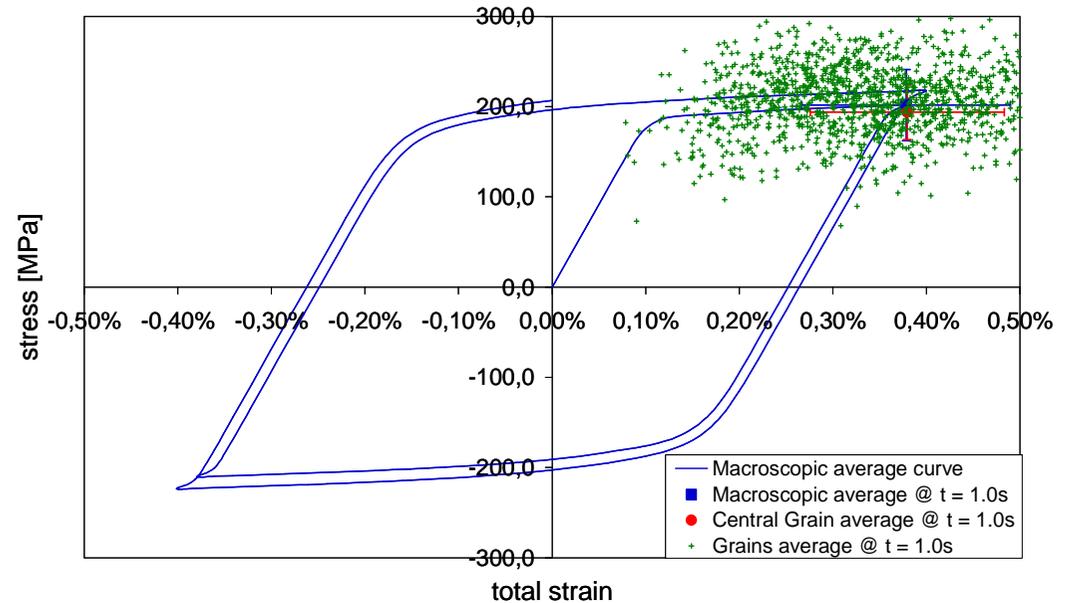
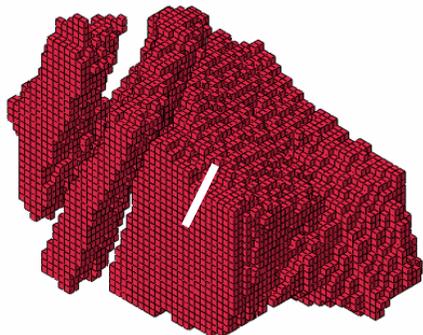
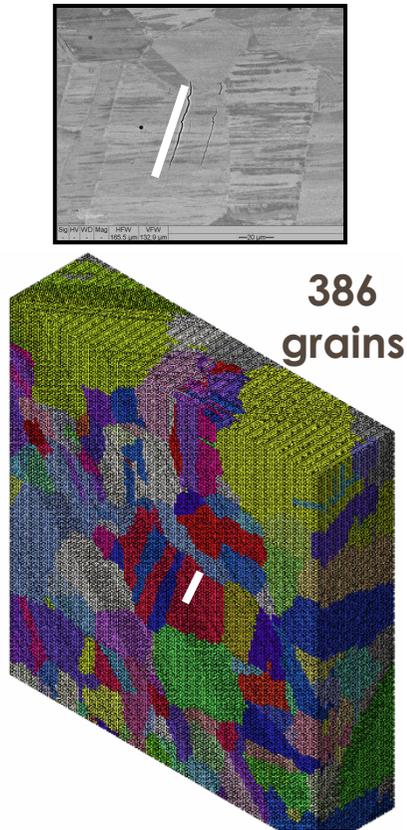
| Mean stress (MPa) | σ_{11} | σ_{22} | σ_{33} | σ_{12} | σ_{13} | σ_{23} |
|-----------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| aggregate | 0.0 | 202.8 | 0.0 | 3.6 | -1.3 | 0.1 |
| central grain | -16.1 | 201.0 | 43.8 | 15.2 | -9.4 | 16.7 |
| Mean total strain (%) | ϵ_{11} | ϵ_{22} | ϵ_{33} | ϵ_{12} | ϵ_{13} | ϵ_{23} |
| aggregate | -0.130 | 0.378 | -0.203 | -0.011 | 0.048 | 0.005 |
| central grain | -0.104 | 0.390 | -0.235 | -0.104 | 0.118 | -0.049 |

intra-grain et inter-grain heterogeneity

multiaxial local stress state

Simulations: Résultats

Contraintes et déformations moyennes dans l'agrégat et par grain



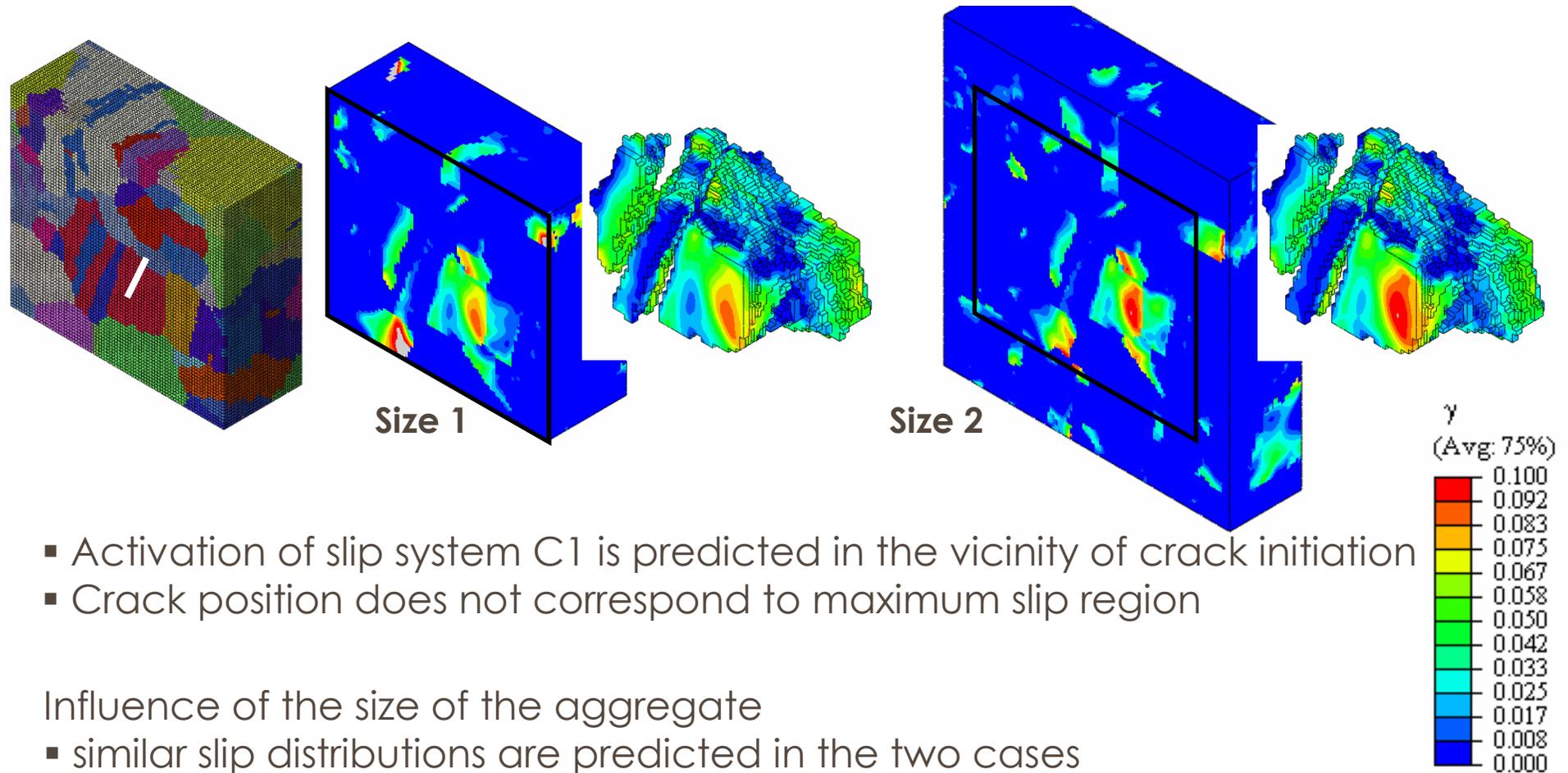
| Mean stress (MPa) | σ_{11} | σ_{22} | σ_{33} | σ_{12} | σ_{13} | σ_{23} |
|-----------------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|-----------------|
| aggregate | 0,0 | 203,1 | 0,0 | 5,0 | 0,3 | -0,5 |
| central grain | -18,6 | 205,1 | 48,1 | 26,2 | -10,9 | 13,7 |
| Mean total strain (%) | ϵ_{11} | ϵ_{22} | ϵ_{33} | ϵ_{12} | ϵ_{13} | ϵ_{23} |
| aggregate | -0,147 | 0,378 | -0,186 | 0,001 | 0,000 | -0,006 |
| central grain | -0,102 | 0,392 | -0,237 | -0,076 | 0,113 | -0,055 |

"small aggregate" seems to be sufficient to predict macroscopic behaviour & grains average

Simulations: Résultats

Glissement plastique en surface

système de glissement primaire C1 ($\mu=0.5$) dans le grain central



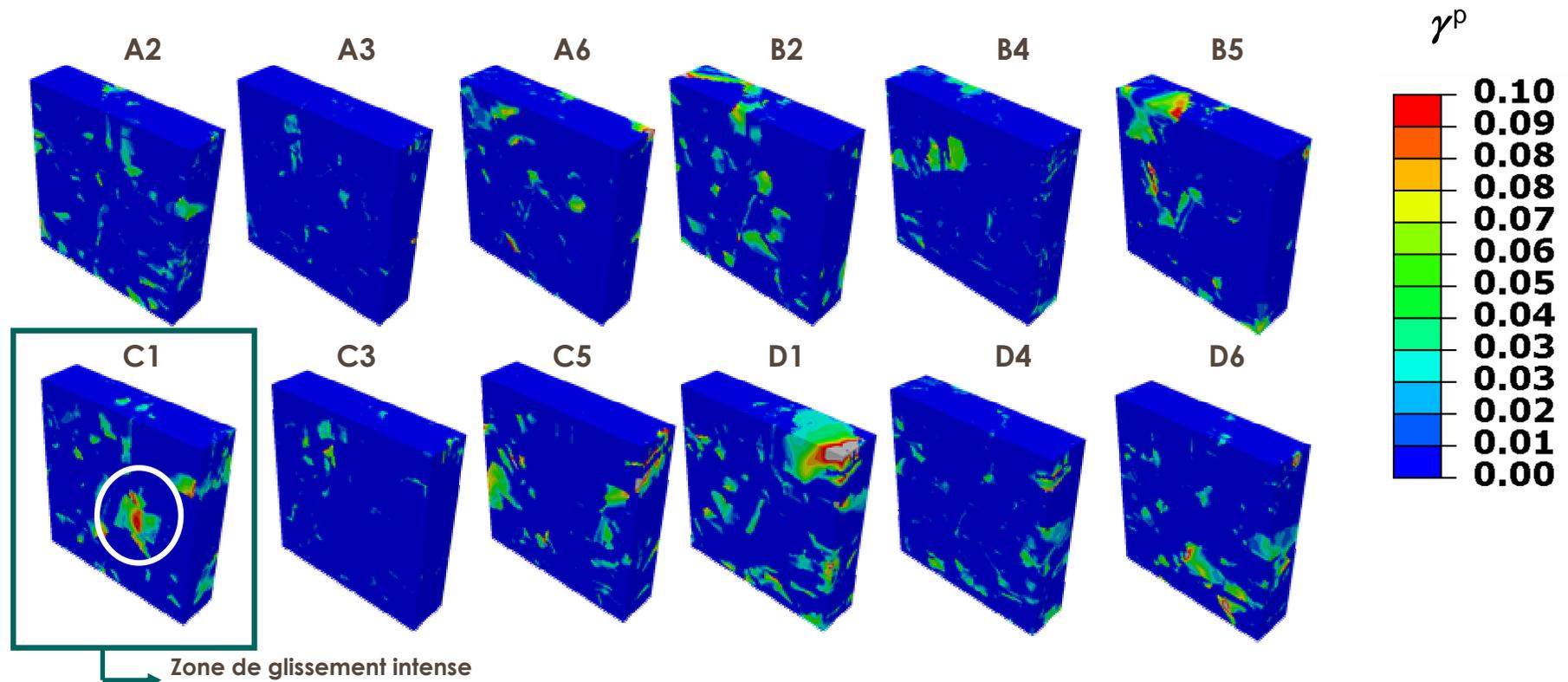
- Activation of slip system C1 is predicted in the vicinity of crack initiation
- Crack position does not correspond to maximum slip region

Influence of the size of the aggregate

- similar slip distributions are predicted in the two cases
- but few differences are observed (effect of non-direct neighbours & BC)

Simulations: Résultats

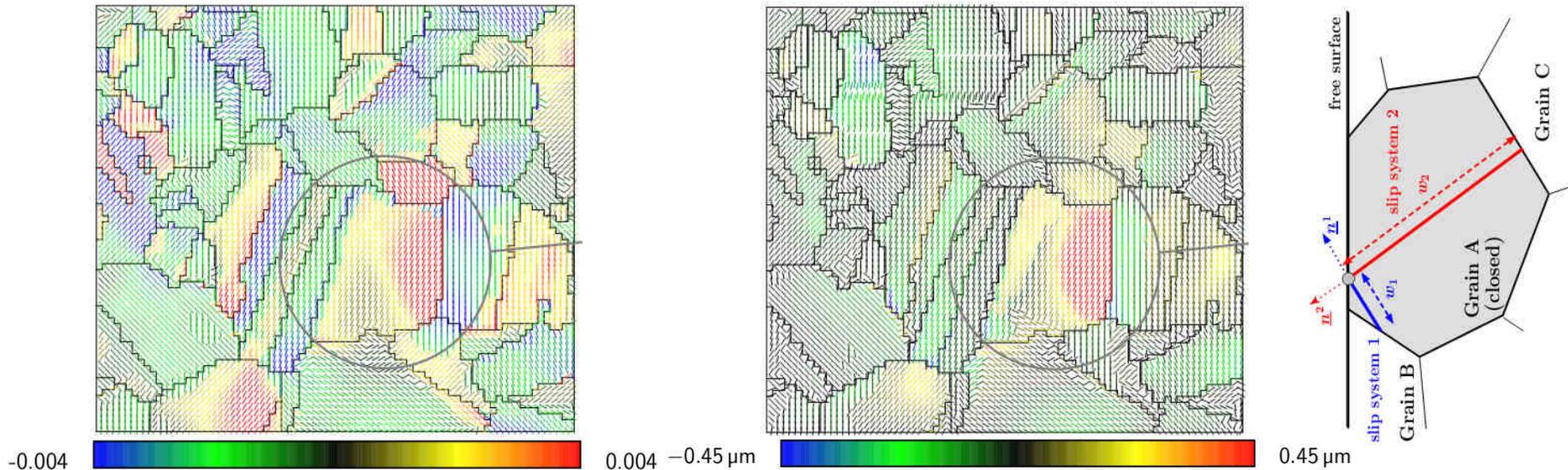
Glissement plastique en surface (12 systèmes de glissement)



- ➔ Pertinence du glissement plastique cumulé / système comme 'indicateur' de fatigue
- ➔ Importance de la description réelle 3D de l'agrégat polycristallin

Simulations: Résultats

Indicateur d'extrusion/intrusion: γ^p projeté suivant la normale à la surface

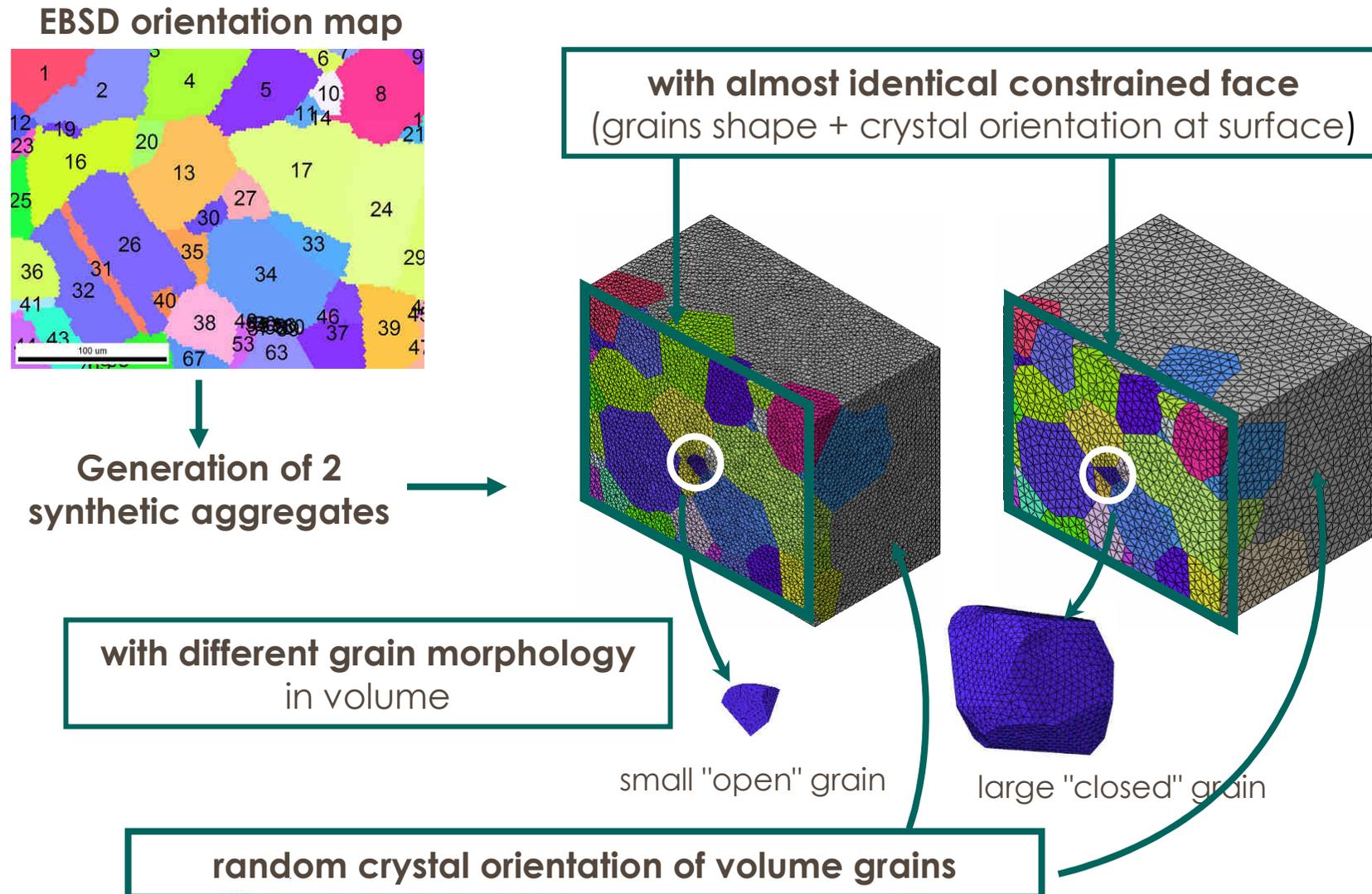


Glissement projeté x distance joint-surface

- Glissement projeté pondéré maximal pour le grain fissuré uniquement
- Lien avec la hauteur d'extrusion critique?

Simulations: Résultats

Effet de voisinage: morphologie 3D et cristallographie sous la surface



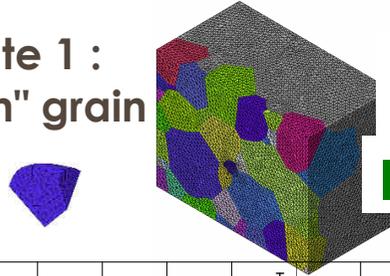
10 different realizations for each aggregates

Simulations: Résultats

Effet de voisinage: morphologie 3D et cristallographie sous la surface

Average plastic slip in central grain (for 10 different realizations)

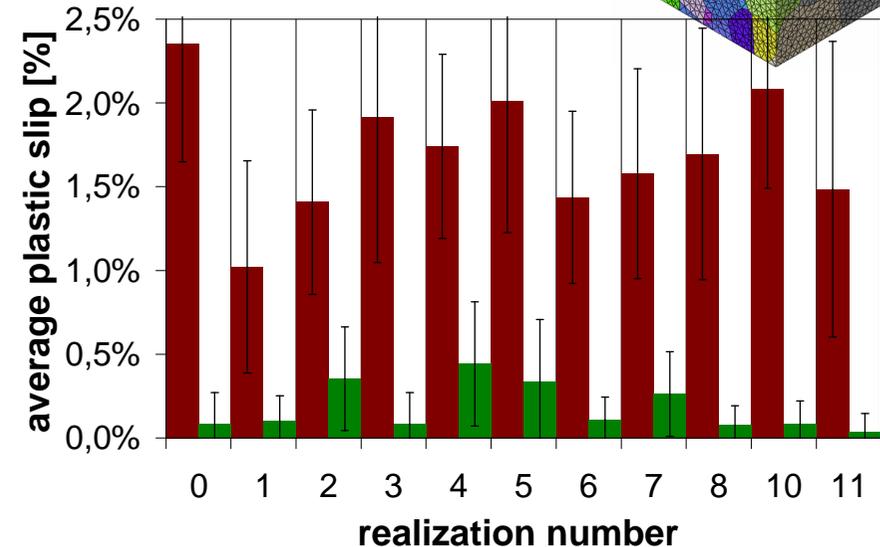
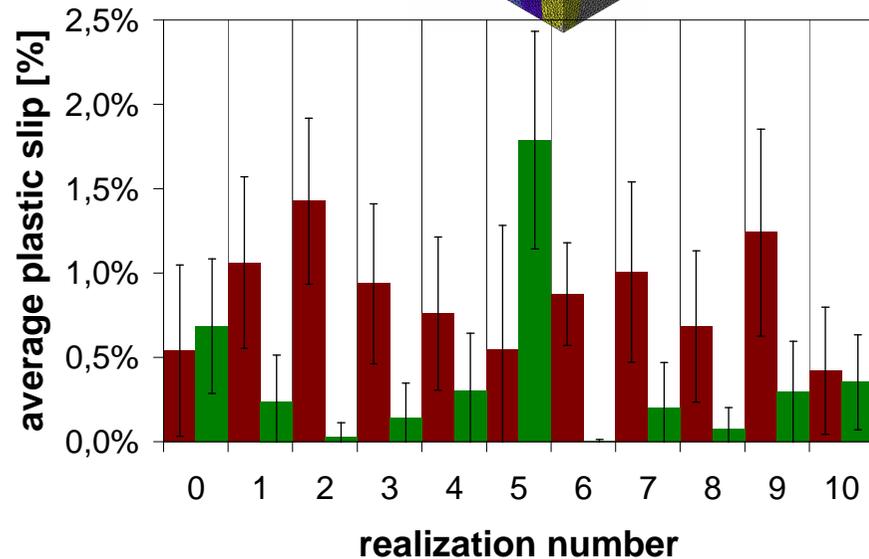
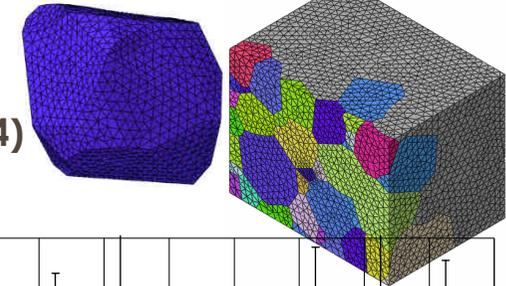
Aggregate 1 :
small "open" grain



■ B2 primary slip system B2 ($\mu_{B2}=0.49$)

■ C1 secondary slip system C1 ($\mu_{B2}=0.4$)

Aggregate 2 :
large "closed" grain



- large influence of neighbour grains on average slip (>100%)
- grains interaction effect is stonger for the small grain
- higher slip activity if observed in the large grain

Plan de l'exposé

Premiers stades d'endommagement en fatigue au sein des alliages métalliques polycristallins : généralités, motivations

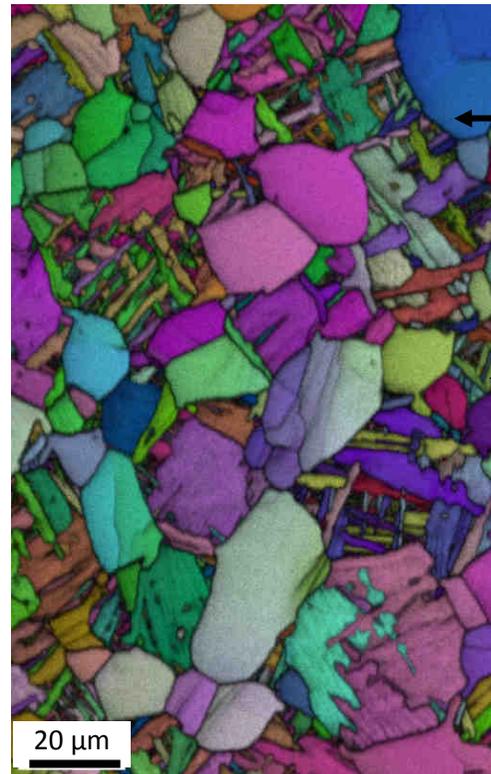
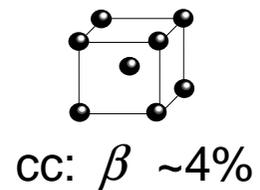
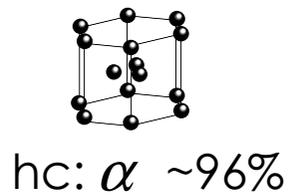
Calculs d'agrégats polycristallins par éléments-finis (EF) en fatigue : outils, méthodologies, verrous

Exemples d'études :

- aciers inoxydables austénitiques de type 316L(N)
- **alliages de Titane TA6V**

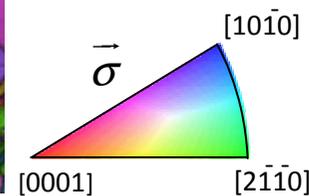
Exemple 2: Alliages de Titane Ti-64 (TA6V)

Alliage bi-phasé α/β ; microstructure bimodale (duplex)



Nodule α_p : 45%
taille : 17 μ m

Lamelle α_s : 55%

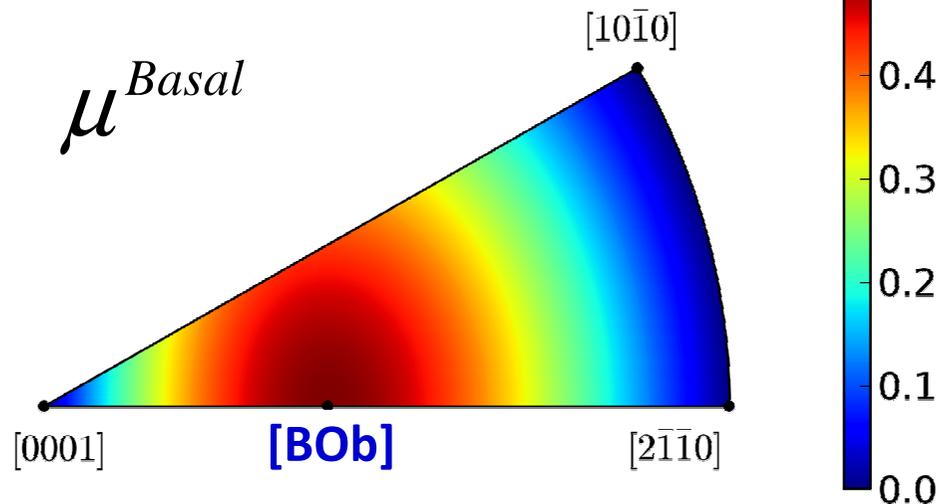
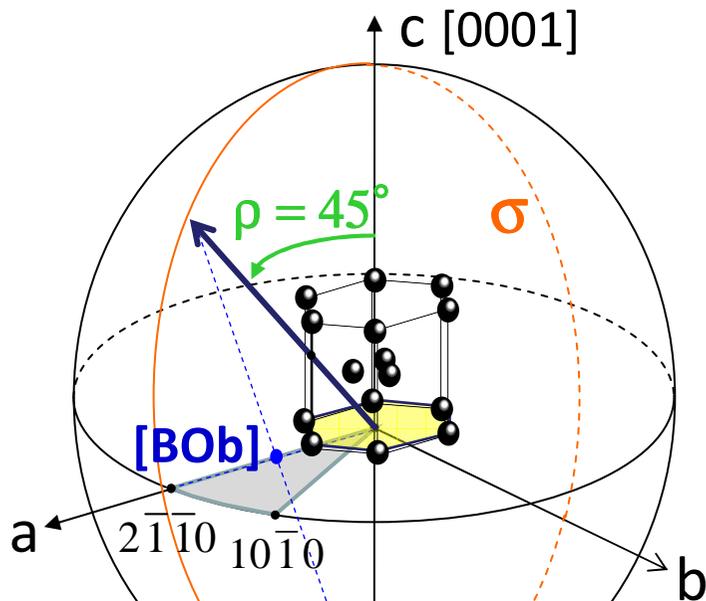
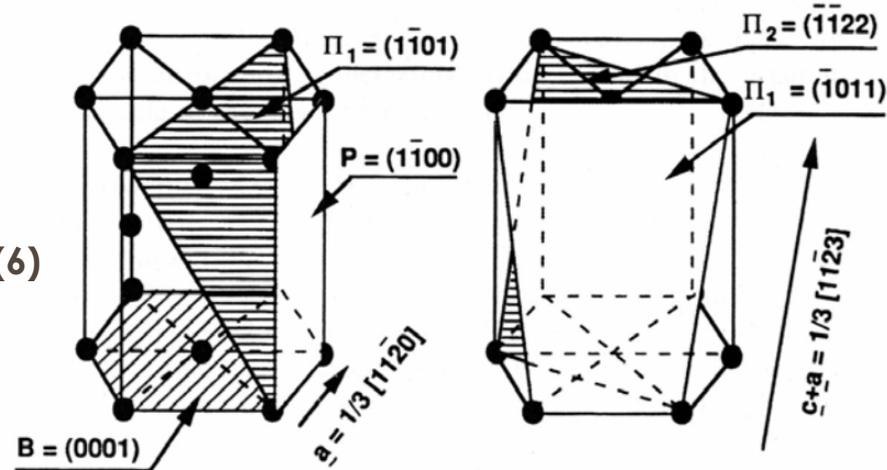


Exemple 2: Alliages de Titane Ti-64 (TA6V)

Phase α HCP: Systèmes de glissement & Anisotropie élastique

3 systèmes de glissement basal (B)
3 systèmes de glissement prismatique (P)

Systèmes de glissement pyramidal
1ère espèce a (6), a+c (12) ; 2nde espèce (6)

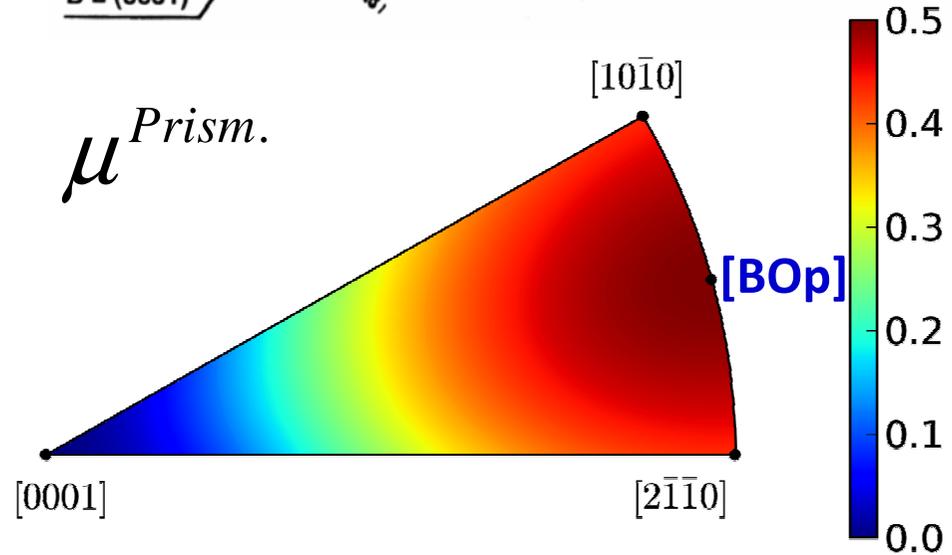
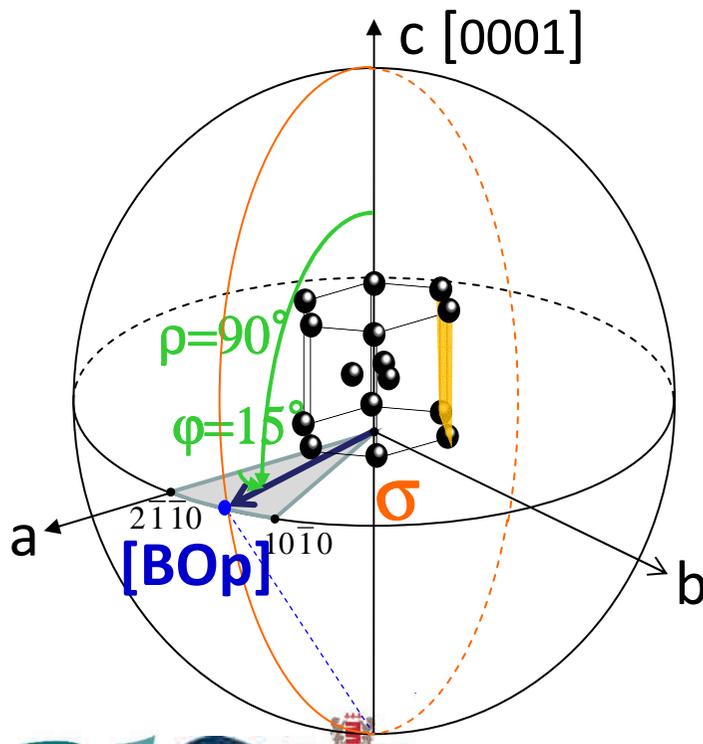
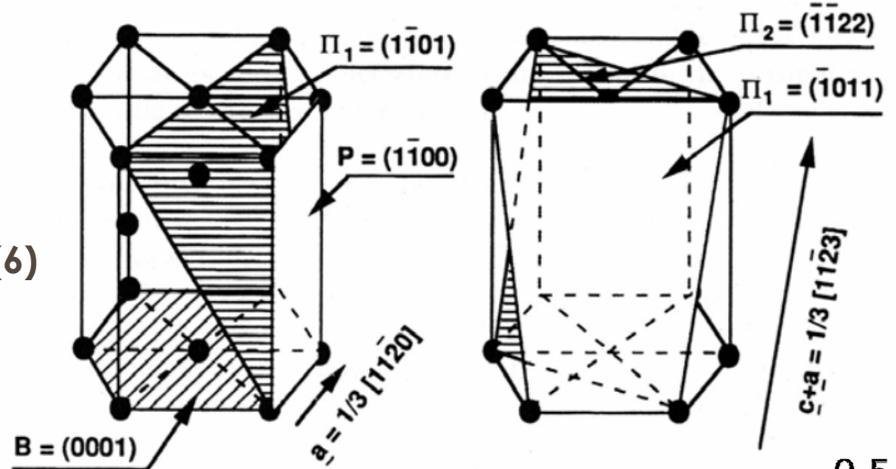


Exemple 2: Alliages de Titane Ti-64 (TA6V)

Phase α HCP: Systèmes de glissement & Anisotropie élastique

3 systèmes de glissement basal (B)
3 systèmes de glissement prismatique (P)

Systèmes de glissement pyramidal
1ère espèce a (6), a+c (12) ; 2nde espèce (6)

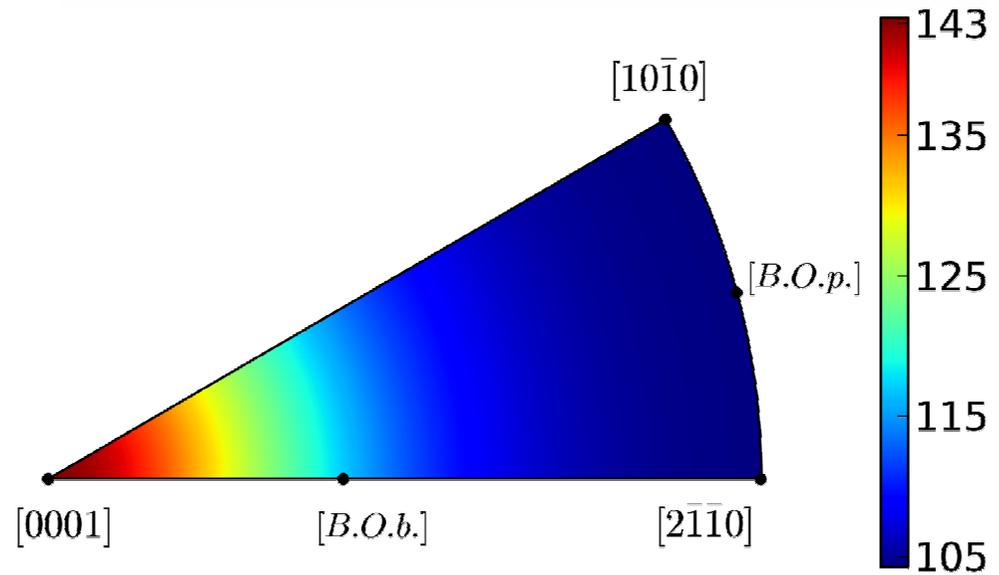
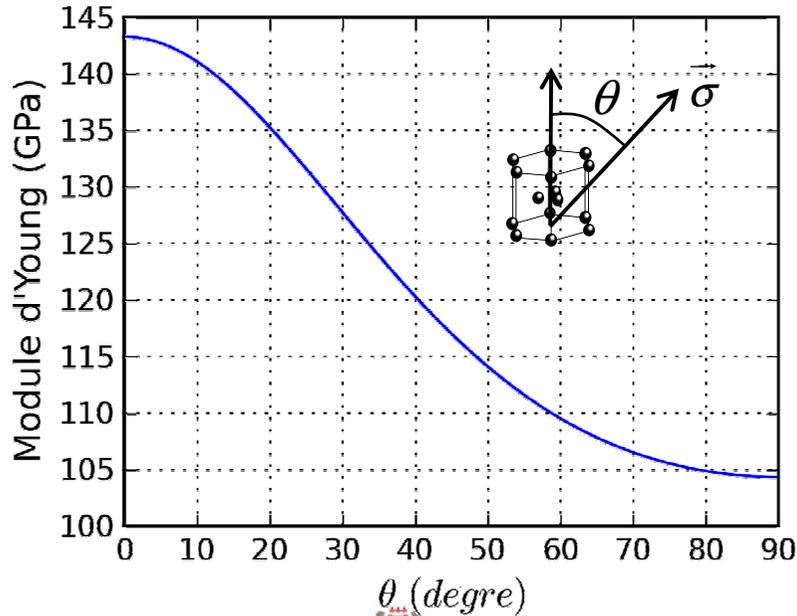
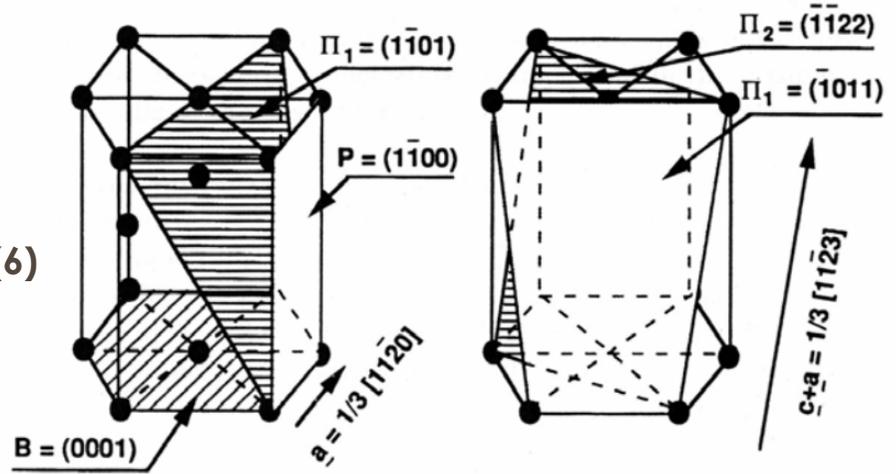


Exemple 2: Alliages de Titane Ti-64 (TA6V)

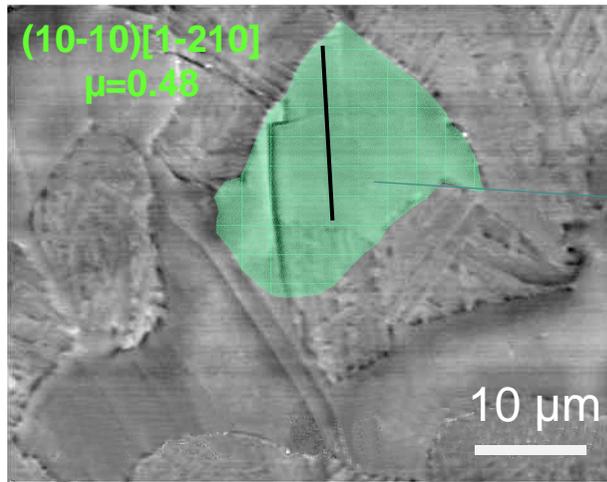
Phase α HCP: Systèmes de glissement & Anisotropie élastique

3 systèmes de glissement basal (B)
3 systèmes de glissement prismatique (P)

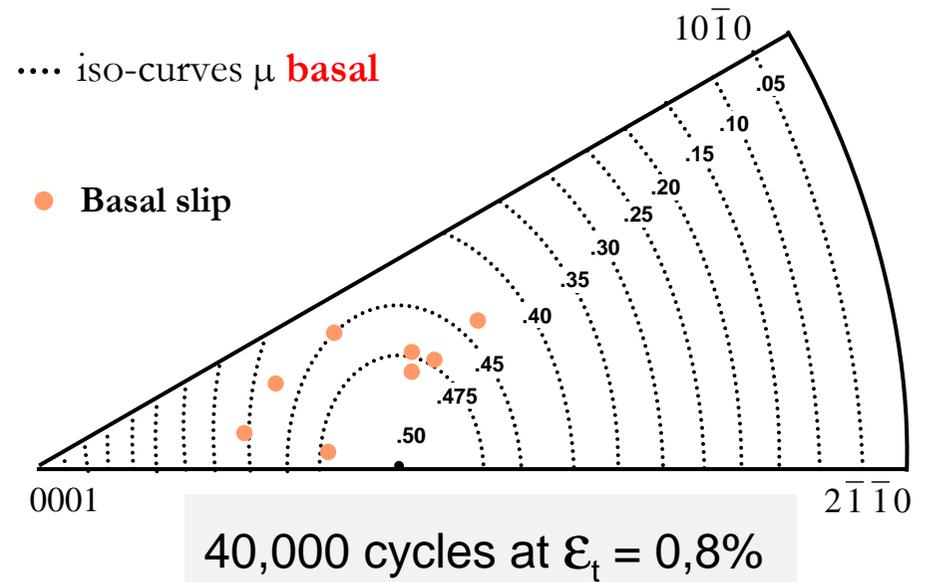
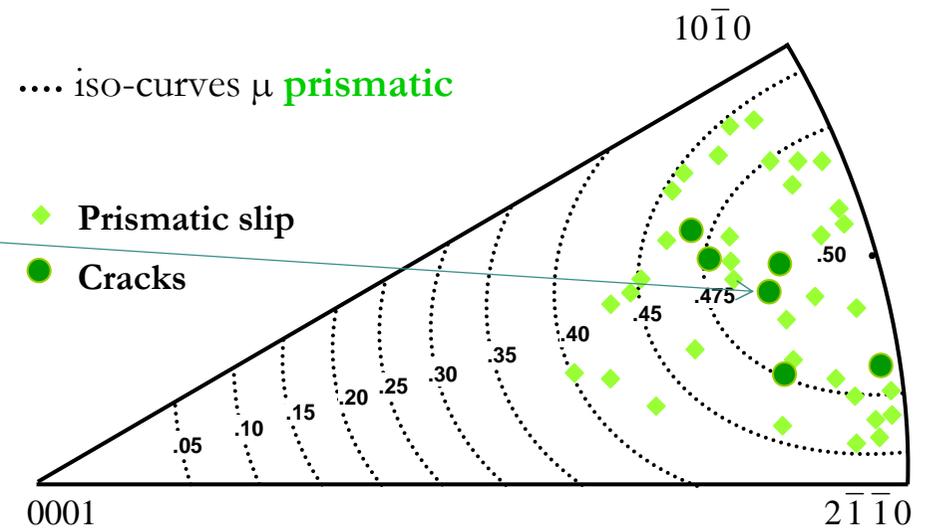
Systèmes de glissement pyramidal
1ère espèce a (6), a+c (12) ; 2nde espèce (6)



Modes de glissement et d'endommagement

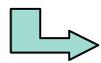
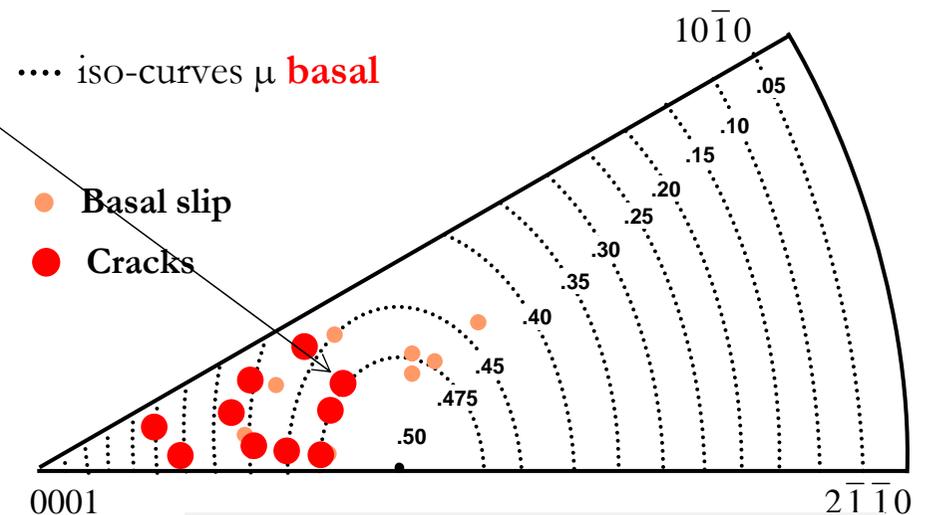
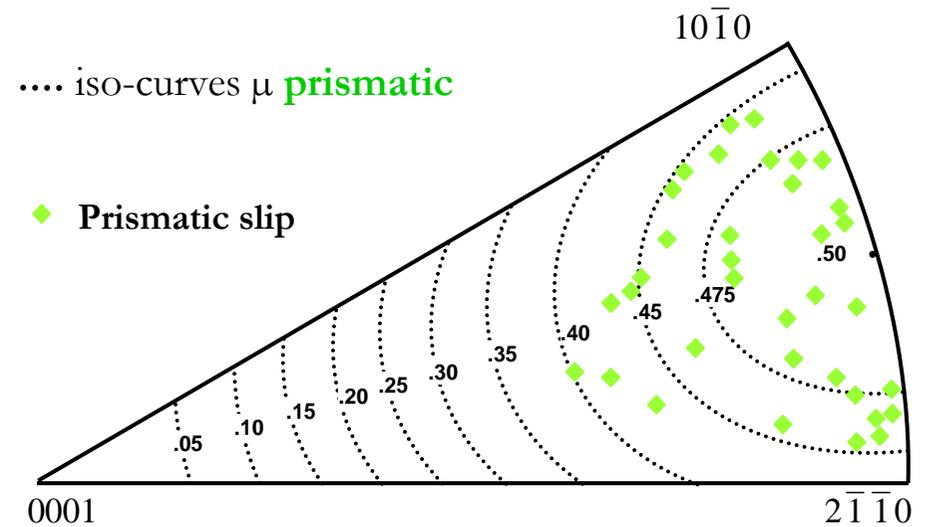
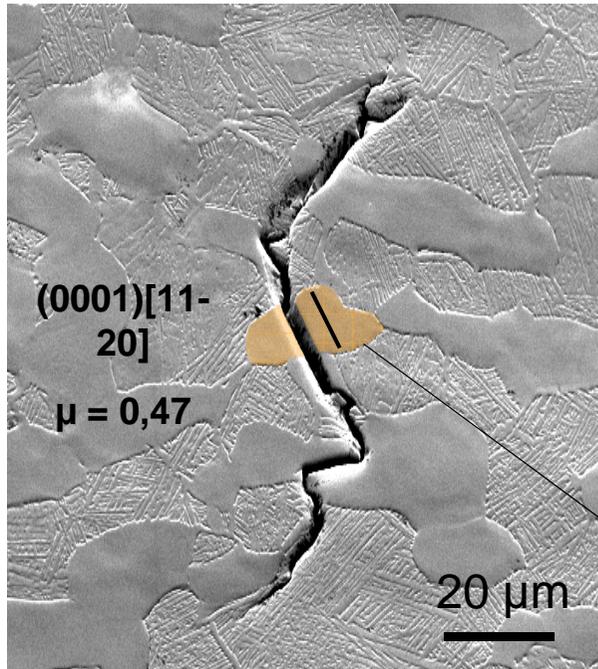


Cracks within prismatic planes for very high Schmid factor :
 $\mu_{prism} > 0,47$



[Bridier et al., 2008]

Modes de glissement et d'endommagement



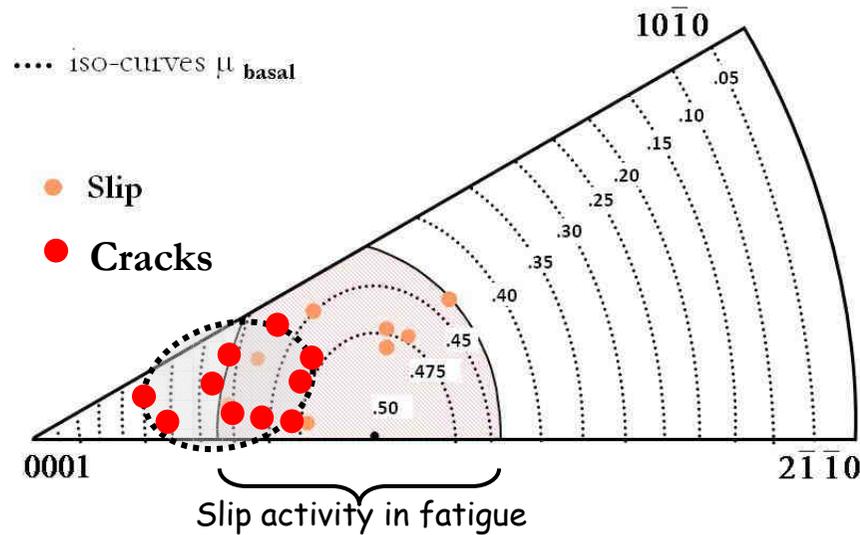
$$\approx 0,25 < \mu_{\text{basal}} < \approx 0,45$$

"Basal cracks" initiate earlier in the fatigue life

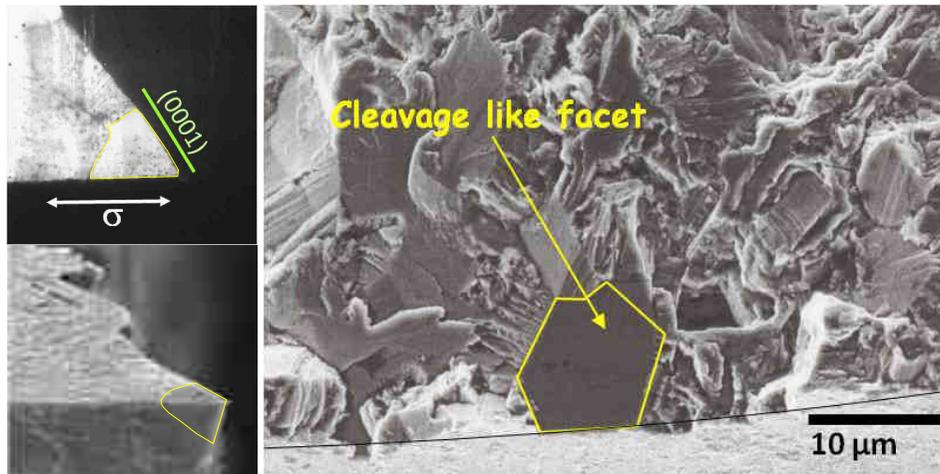
40,000 cycles at $\epsilon_t = 0,8\%$

[Bridier et al., 2008]

Modes de glissement et d'endommagement



Shift of the crystallographic domain that favor crack / slip activity



Influence of the elastic anisotropy of the hcp phase



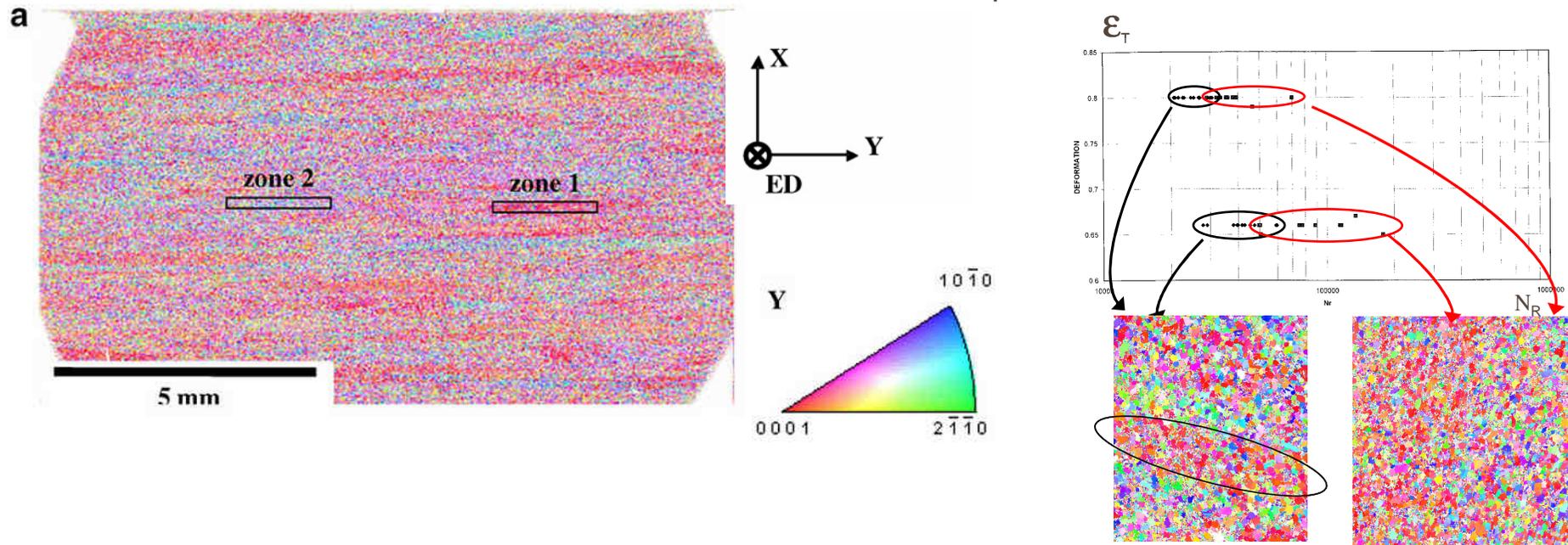
Higher elastic local stresses



"cleavage like" crack initiation of basal cracks

Modes de glissement et d'endommagement

Réduction des durées de vie associée à la présence de macrozones

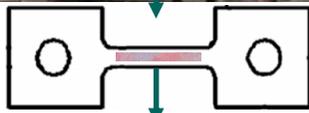
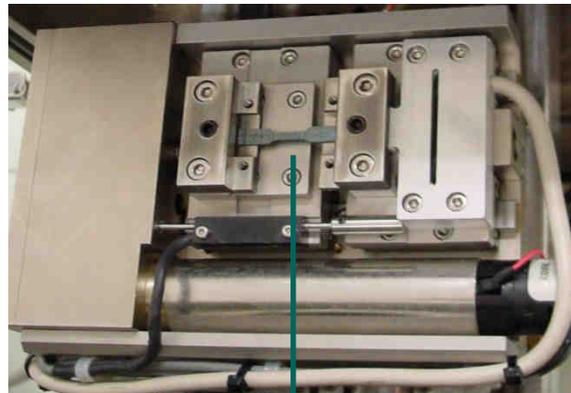


Principales questions

- compétition entre le glissement basal et prismatique
(contraintes locales vs. cissions critiques)
- domaine d'orientation favorisant le glissement et l'amorçage basal
- rôle des macrozones sur l'activation du glissement et l'amorçage

Caractérisation de l'activité de glissement (effet de texture)

Essai de traction monotone in-situ sous MEB

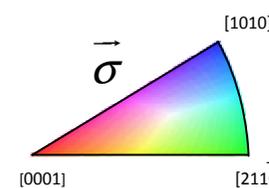
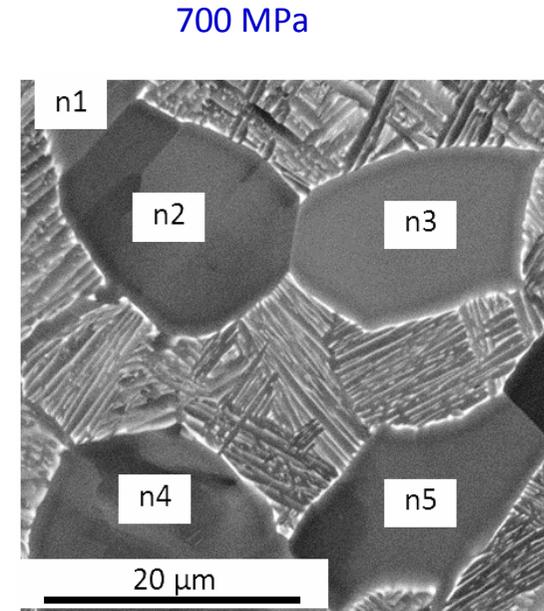
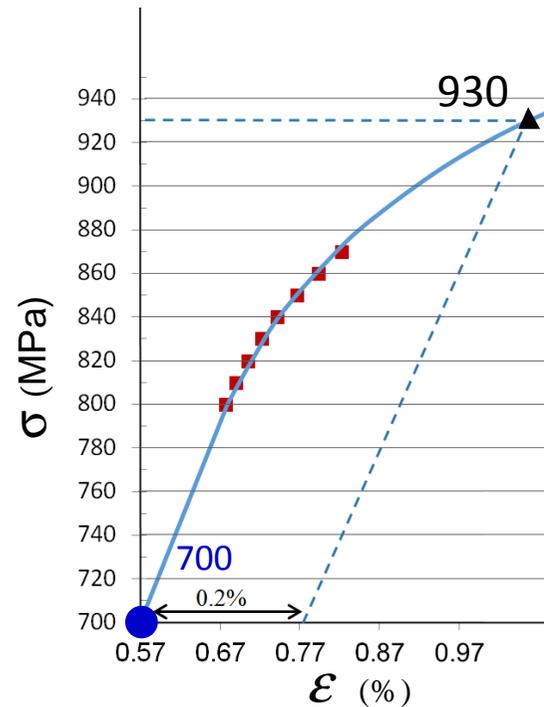


Zone 1

Zone 2

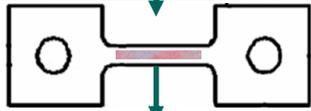
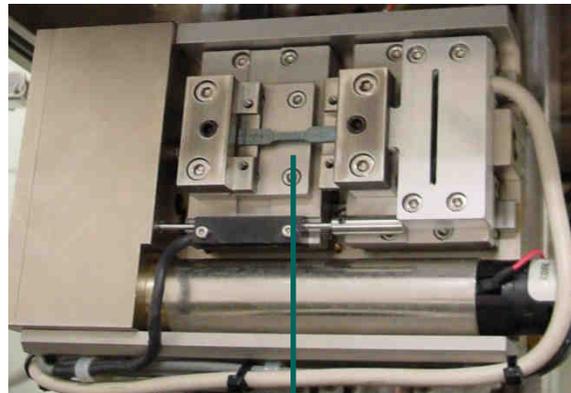


740μm x 460μm, ~600 nodules



Caractérisation de l'activité de glissement (effet de texture)

Essai de traction monotone in-situ sous MEB

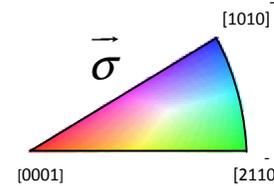
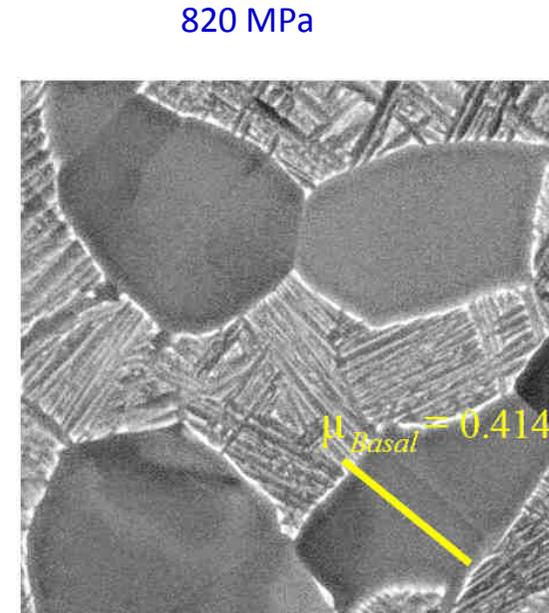
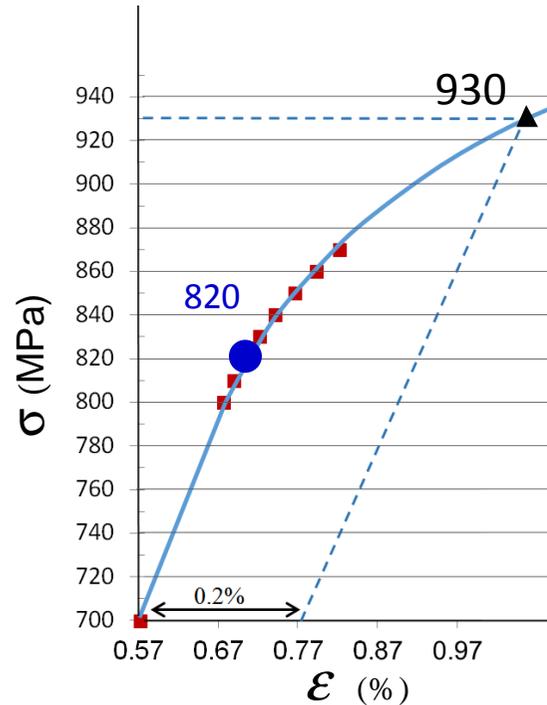


Zone 1

Zone 2



740μm x 460μm, ~600 nodules

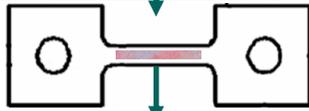
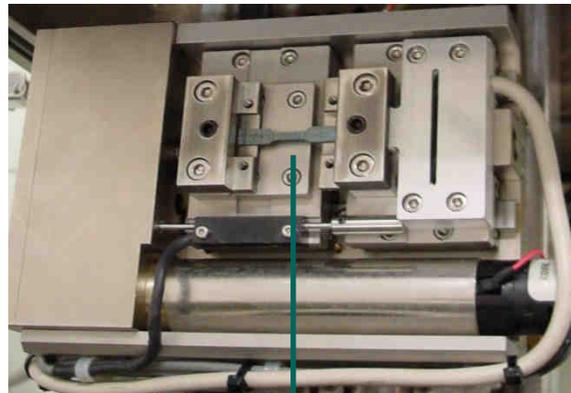


Thèse Van Truong Dang (2016) dirigée par Patrick Villechaise et Loïc Signor
Essai in-situ réalisé avec la contribution de Samuel Hemery

Colloque national MECAMAT Aussois 2017, 23-27 janvier 2017

Caractérisation de l'activité de glissement (effet de texture)

Essai de traction monotone in-situ sous MEB

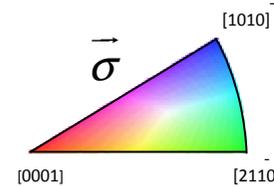
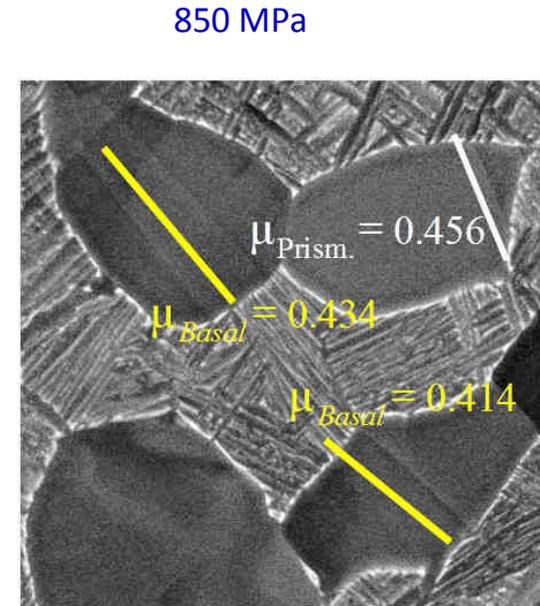
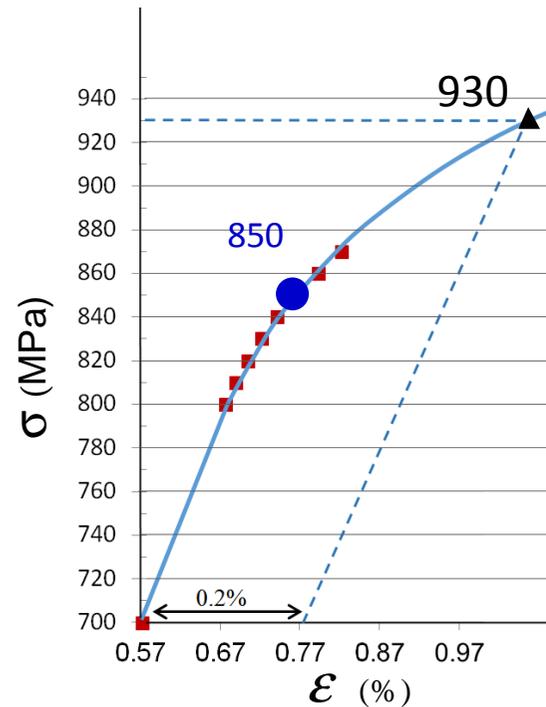


Zone 1

Zone 2



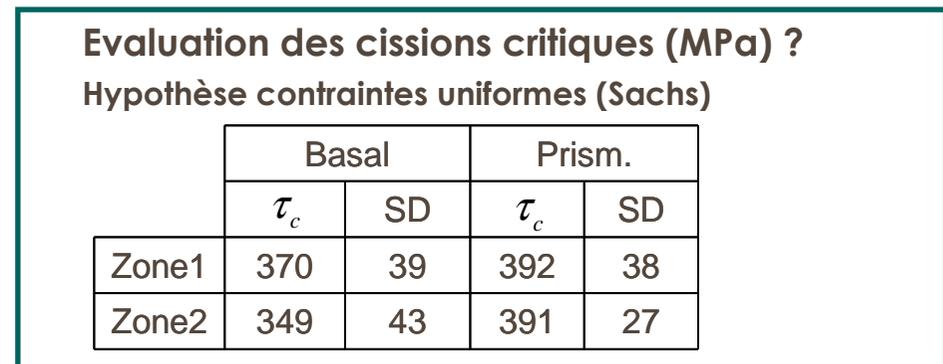
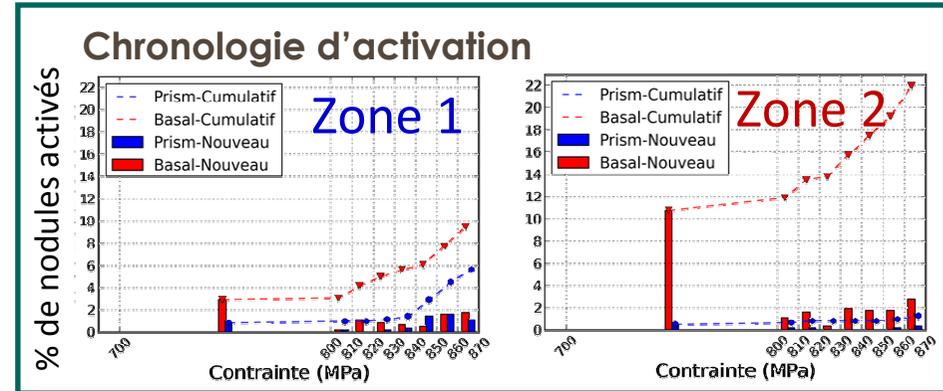
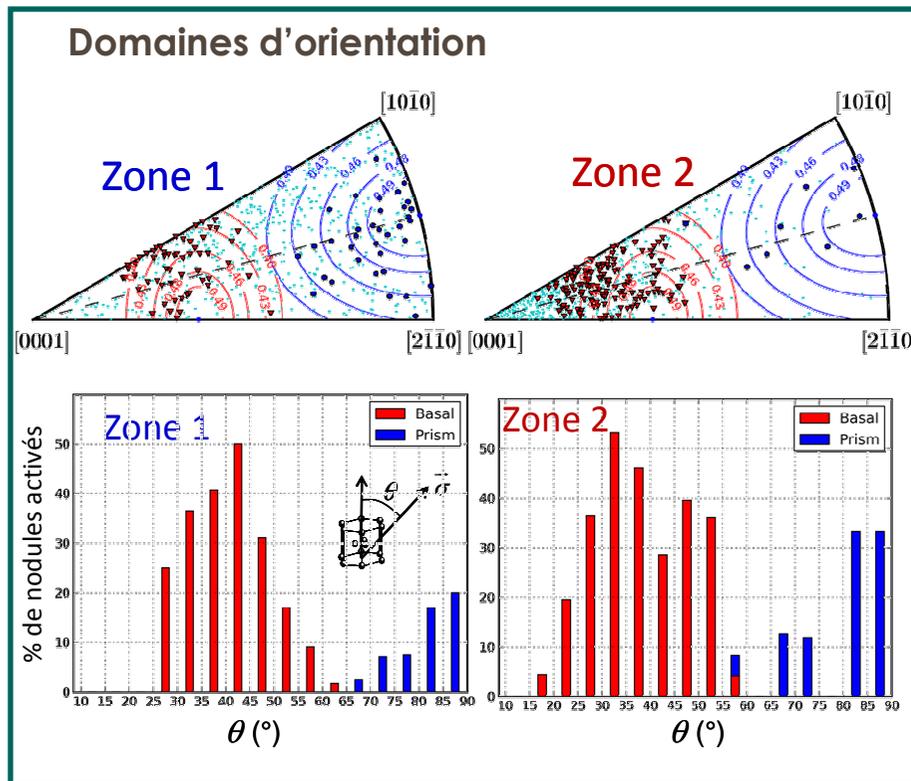
740μm x 460μm, ~600 nodules



Caractérisation de l'activité de glissement (effet de texture)

Essai de traction monotone in-situ sous MEB

Caractérisation de l'activation : **Glissement basal** **Glissement prismatique**

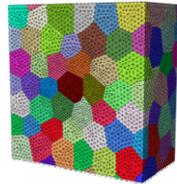


Estimation des contraintes locales ? Évaluation statistique par simulation EF

Simulations: Evaluation statistique des champs élastiques

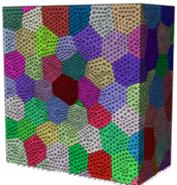
Hypothèses simplificatrices: morphologies, phase α nodulaire uniquement

Réalisation 1



...

Réalisation k

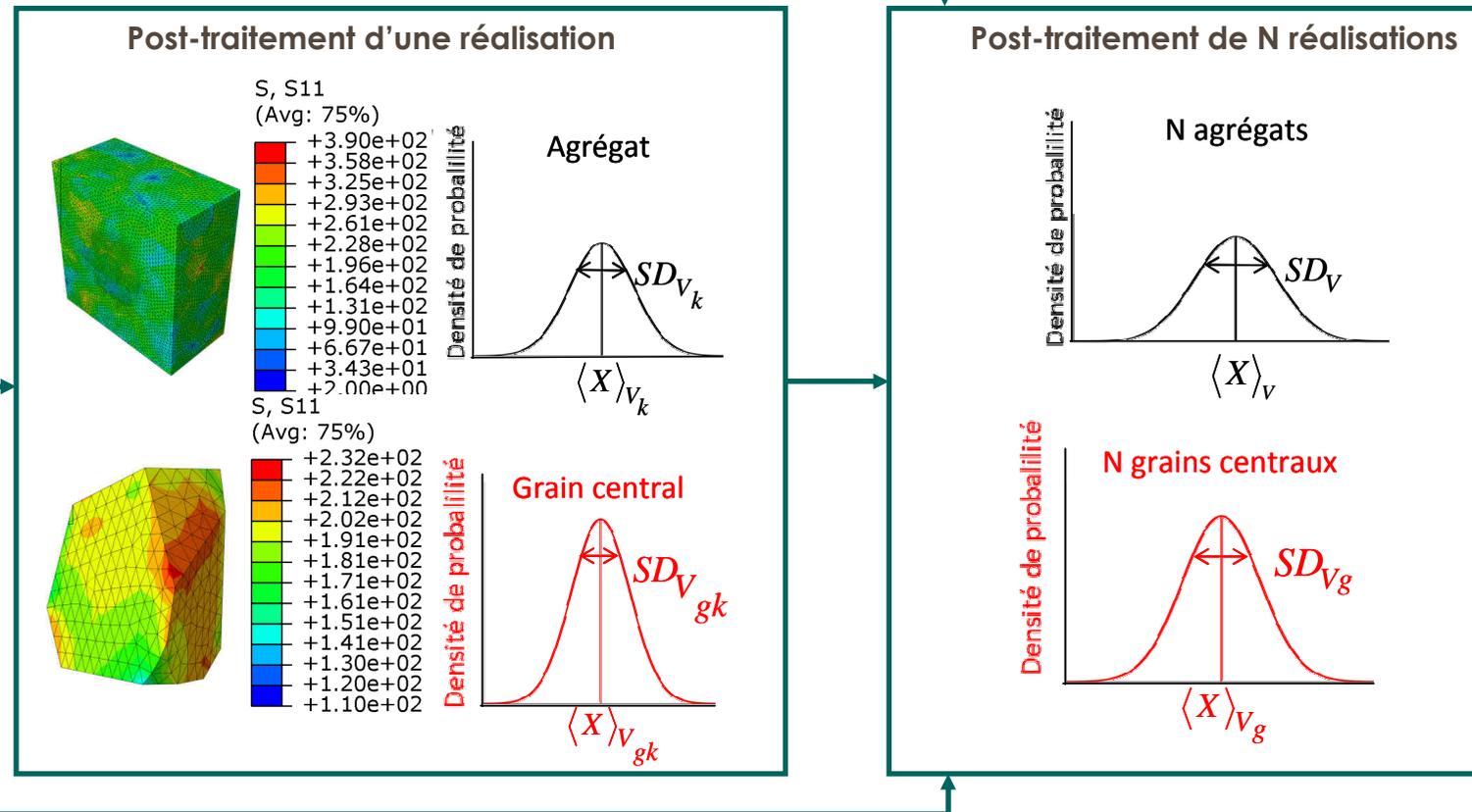


...

Réalisation N



Grain central d'orientation constante



Stratégies similaires:

CFC en élasticité cristalline [Sauzay, 2006], HC en élasto-plasticité monotone [Priser, 2011]

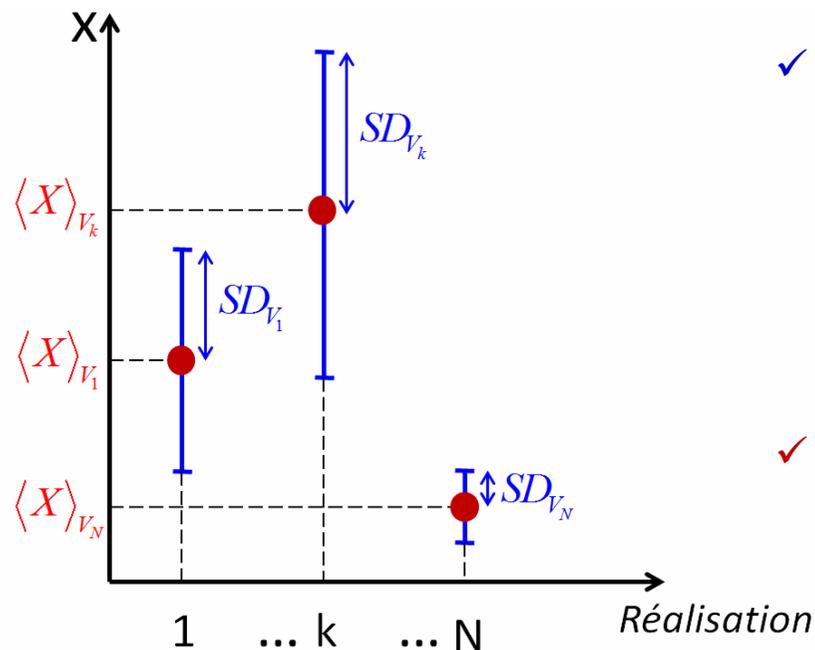
Simulations: Evaluation statistique de champs élastiques

Moyenne spatiale et écart-type d'un champ X dans un domaine V

$$\langle X \rangle_V = \frac{1}{V} \int_V X(\vec{x}) dv$$

$$SD_V(X) = \sqrt{\frac{1}{V} \int_V (X(\vec{x}) - \langle X \rangle_V)^2 dv}$$

Origine de la dispersion: intra-réalisation vs. inter-réalisation



✓ intra-réalisation:

$$SD_V^{\text{intra}}(X) = \sqrt{\frac{1}{V} \sum_{k=1}^N (SD_{V_k})^2 V_k}$$

→ moyenne des dispersions de chaque réalisation

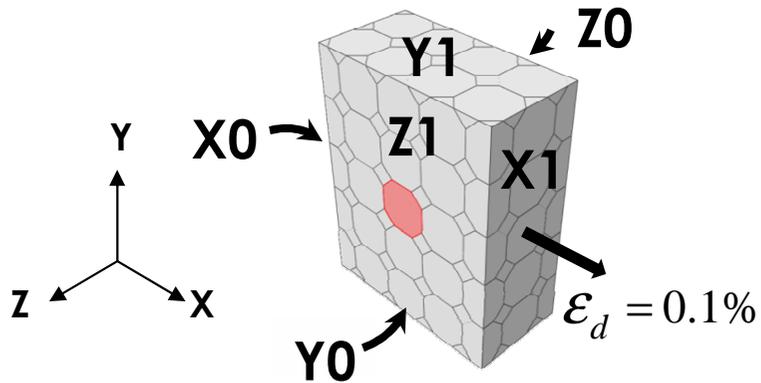
✓ inter-réalisation:

$$SD_V^{\text{inter}}(X) = \sqrt{\frac{1}{V} \sum_{k=1}^N (\langle X \rangle_{V_k} - \langle X \rangle_V)^2 V_k}$$

→ dispersion des moyennes de chaque réalisation

Conditions aux limites, comportement, agrégats

- Conditions aux limites : état de contrainte macroscopique uniaxial / x

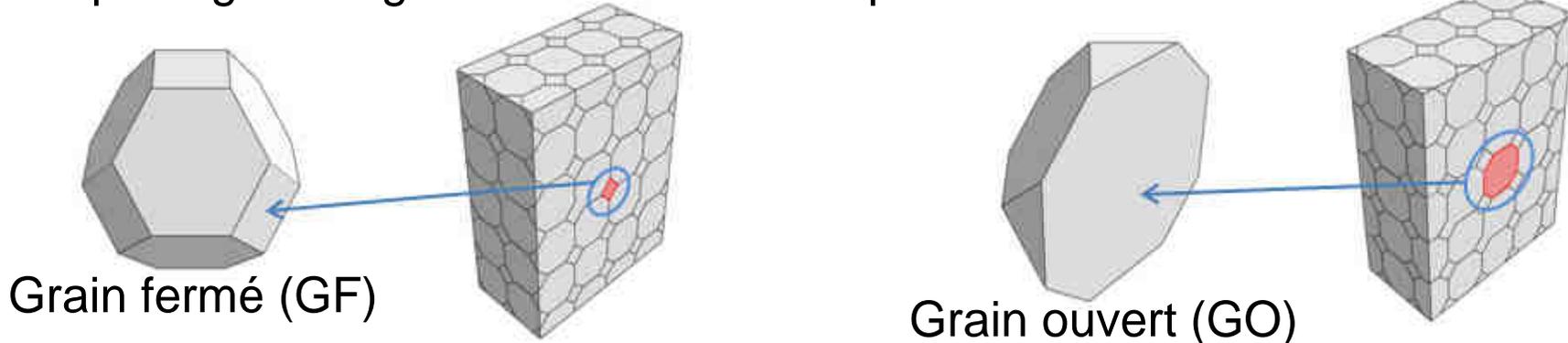


- X0: $U_x=0$
- Y0: $U_y=0$
- Z0: $U_z=0$
- X1: $U_x=U_{imp}$
- Y1: $U_y=cst$
- Z1: libre de charge

- Elasticité cristalline Ti α (isotropie transverse) :

$$C_{11} = 162.4 \quad C_{33} = 180.7 \quad C_{44} = 46.7 \quad C_{12} = 92 \quad C_{13} = 69 \quad (\text{GPa}) \quad [Fisher 1964]$$

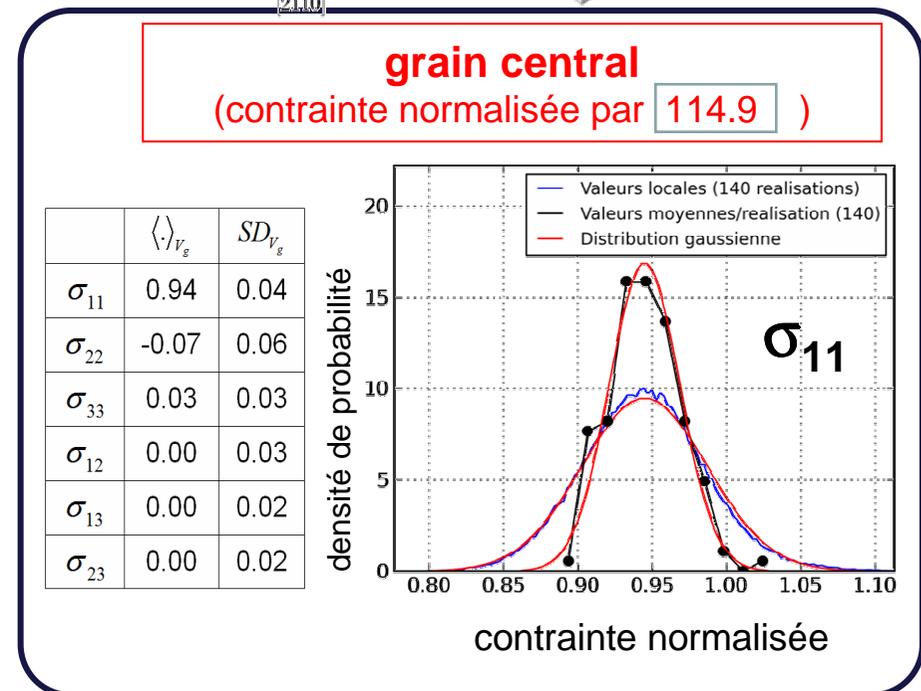
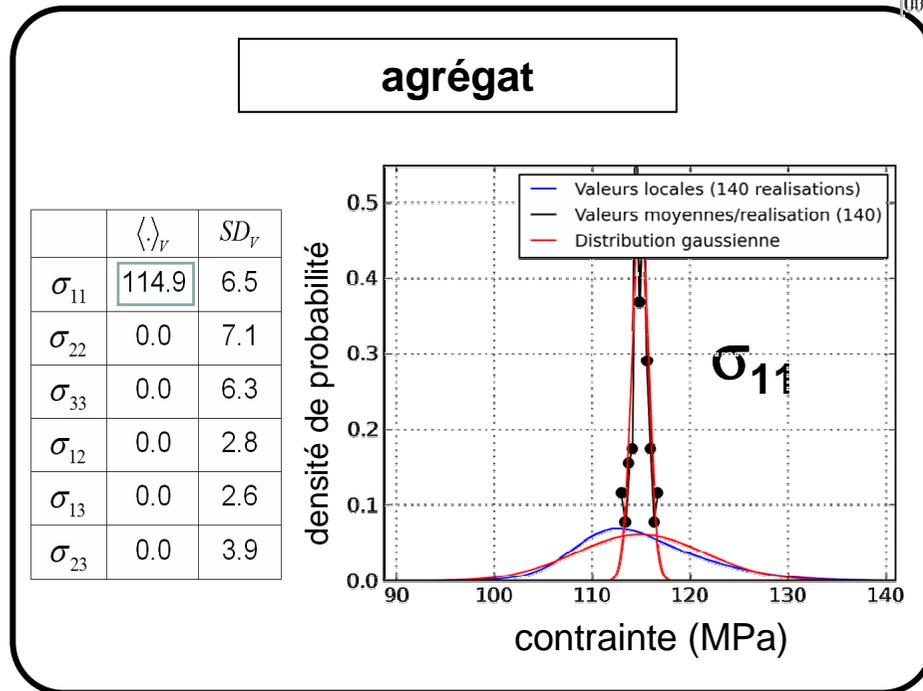
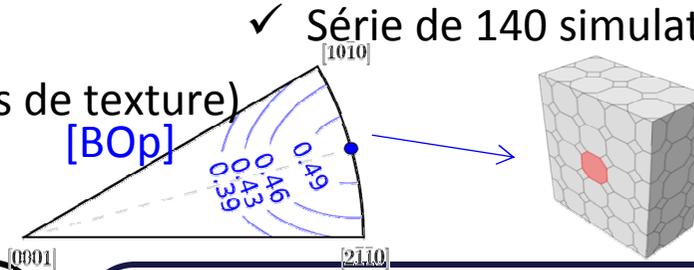
- Morphologie des grains: octaèdres tronqués



Hypothèse simplificatrice: Microstructure constituée de nodules α uniquement

Résultats pour une orientation spécifique

- ✓ Grain central: Bien orienté prismatique
- ✓ Orientation aléatoire des autres grains (pas de texture)
- Contraintes



- ✓ état de contrainte macroscopique uniaxial
- ✓ hétérogénéité des contraintes:
écart-type relatif ~ 6 %

- ✓ contrainte axiale différente de la contrainte macroscopique
- ✓ état de contrainte multiaxial (faiblement)

Résultats pour une orientation spécifique

➤ Facteur de Schmid effectif

$$\langle \tau^\alpha \rangle_{V_g}$$

cission résolue moyenne (N réalisations)
dans le grain central

facteur de Schmid effectif

$$\mu_{eff} = \max_{\alpha} \langle \tau^\alpha \rangle_{V_g} / \Sigma_{11}$$

$$\Sigma_{11}$$

contrainte axiale macroscopique

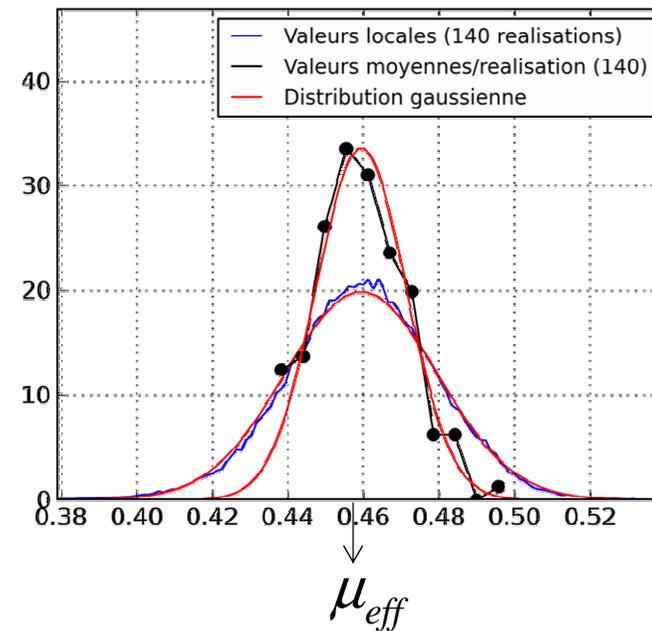
✓ Résultat:

$$\mu_{eff} = 0.459$$

$$SD_{V_g}^{intra} = 0.016$$

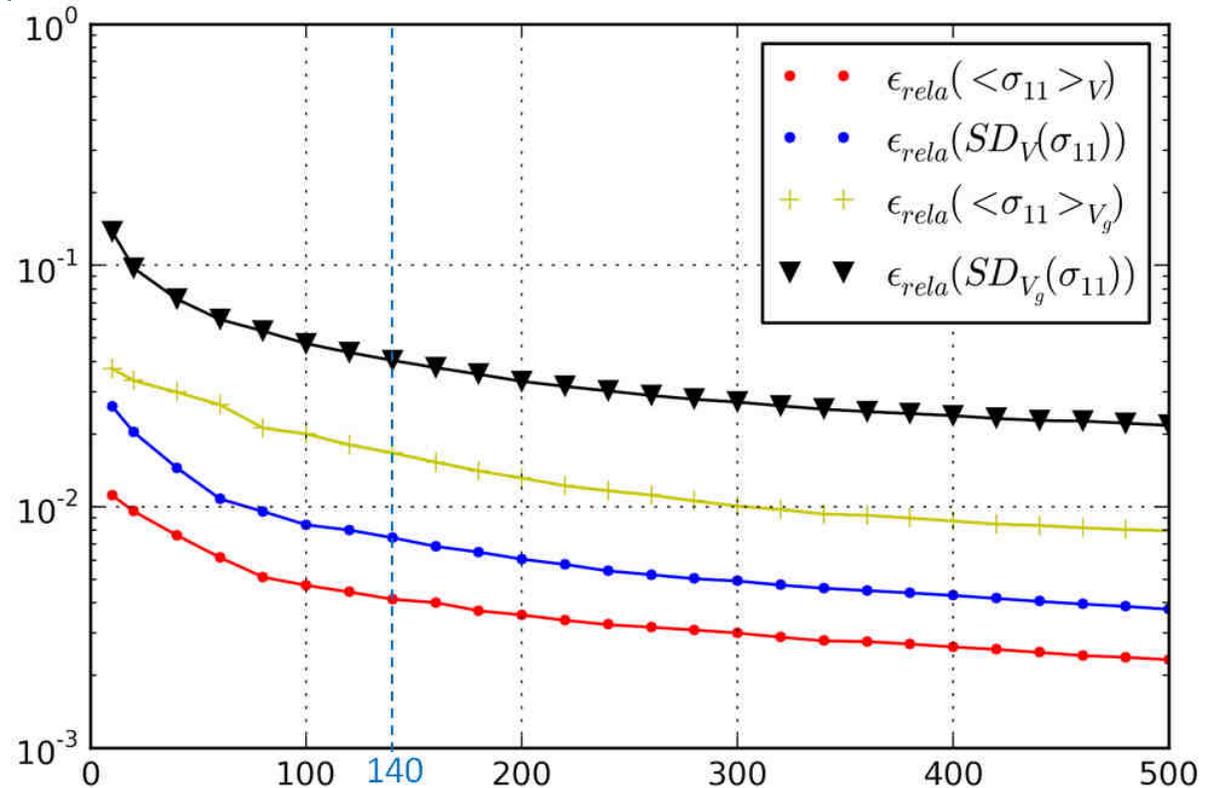
$$SD_{V_g}^{inter} = 0.012$$

$$SD_{V_g}^{total} = 0.02$$



Influence du nombre de réalisations

$$\epsilon_{rel}(A) = \frac{2SD_V(A)}{\langle A \rangle_V \sqrt{N}}$$



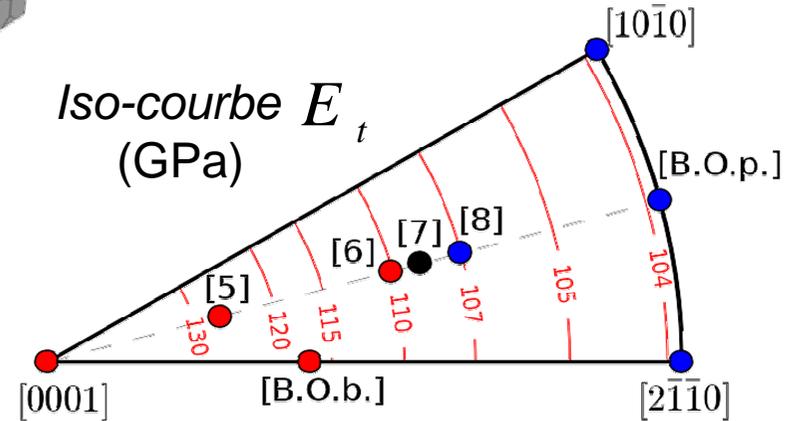
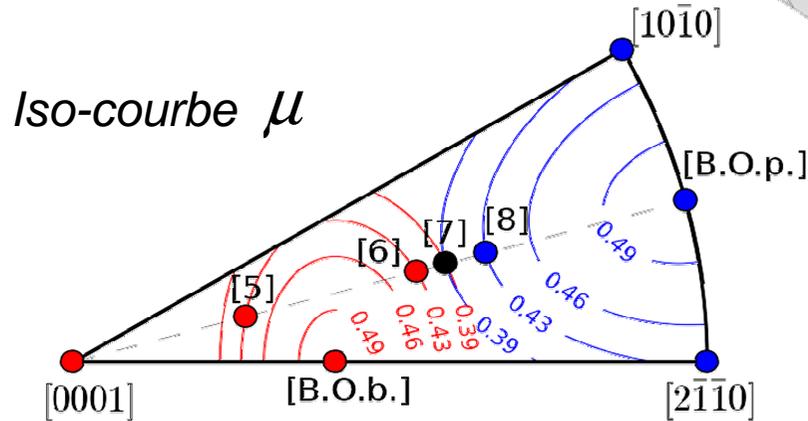
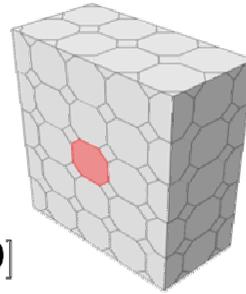
➤ Nb de réalisations: N=140

$$\epsilon_{rel}(\langle \sigma_{11} \rangle_{V_g}) = 2\% \quad \epsilon_{rel}(SD_{V_g}(\sigma_{11})) = 4\%$$

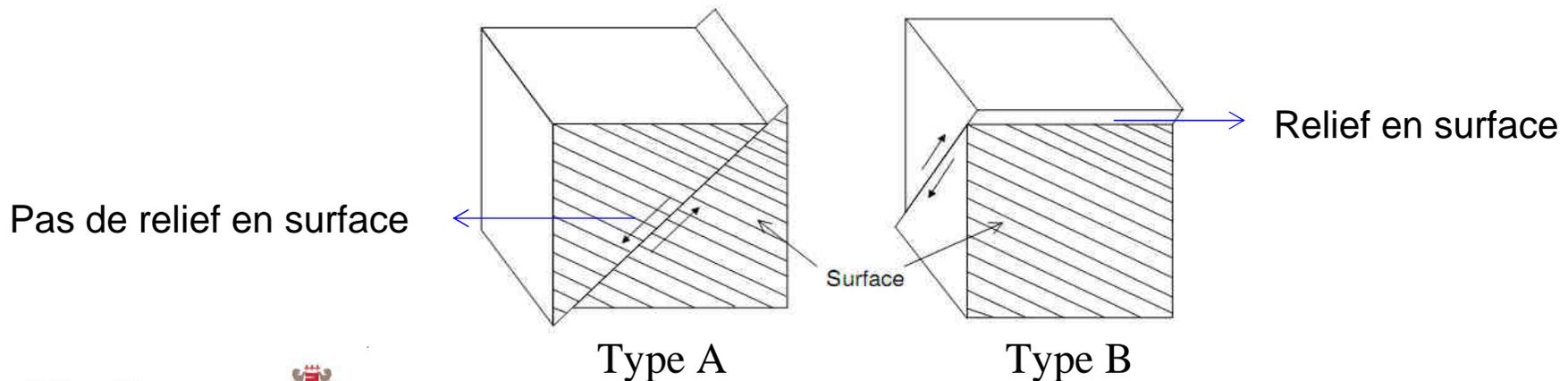
Attention: résultats en élasticité cubique pour l'austénite ($E_{max}/E_{min} \sim 3$)

Résultats sur agrégats non-texturés: orientations étudiées

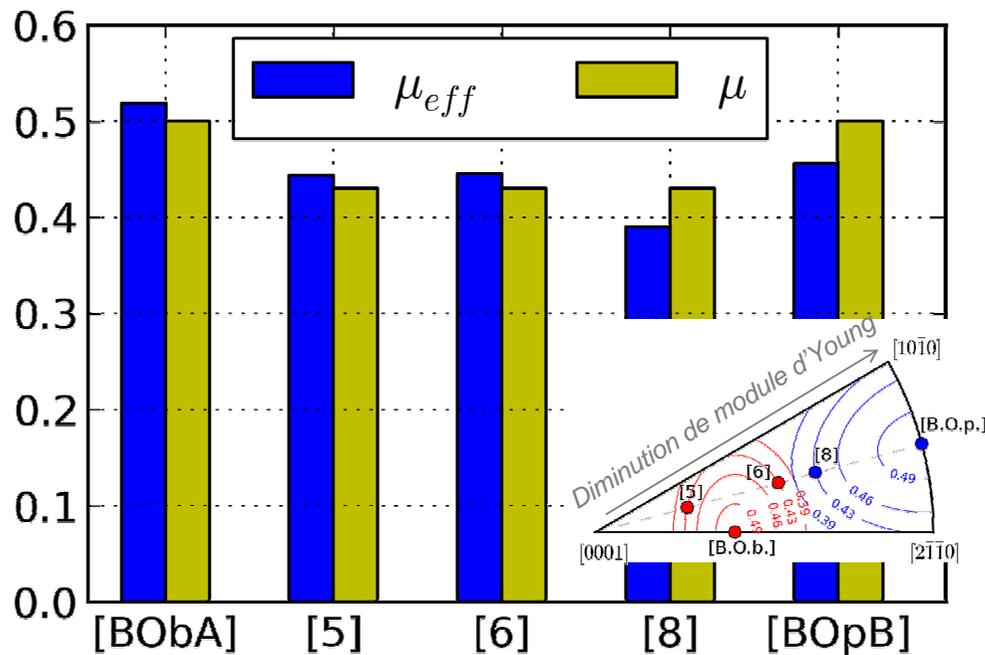
➤ 11 orientations étudiées:



➤ Orientations type A / B:



Résultats sur agrégats non-texturés: facteur de Schmid effectif



Domaine d'orientation du glissement basal

Pas de différences entre [5] et [6] ?
Pas cohérent avec les observations

Explications: choix trop spécifique des orientations, constantes d'élasticité?

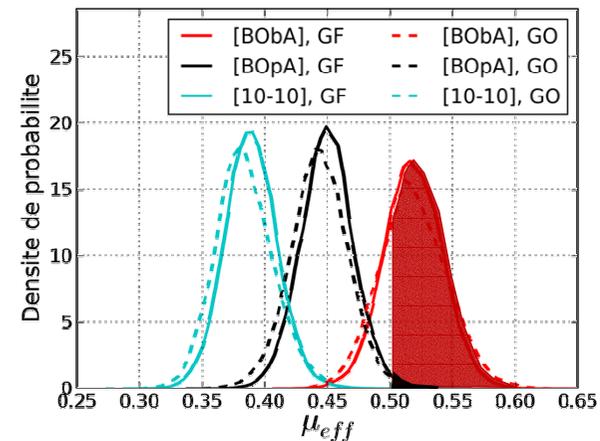
Glissement basal vs. prismatique

Observation expérimentale

✓ Monocristal: $\tau_c^{basal} > \tau_c^{prismatique}$
[Naka 1988]

✓ Polycristal:
activation + précoce du glissement basal

Distributions simulées

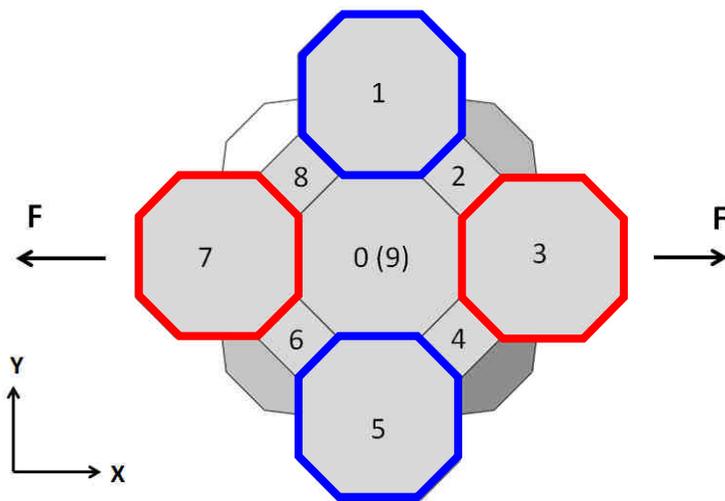


Rôles mutuels des anisotropies élastiques cristallines et plastiques

Résultats sur agrégats non-texturés: rôle des grains voisins

Réalisations « extrêmes » et analyse de voisinage

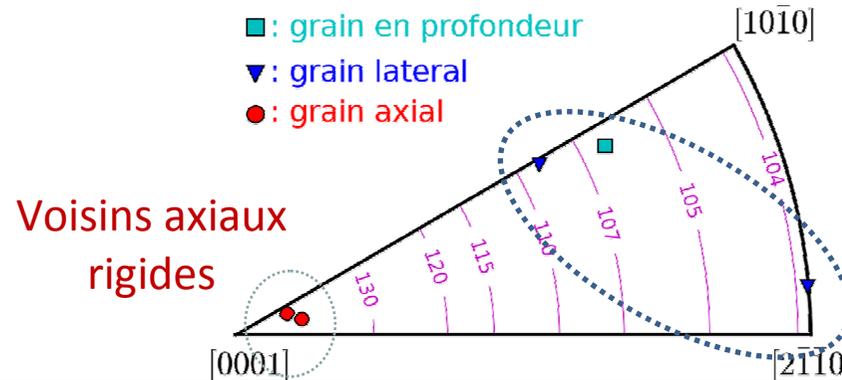
Grain central orienté [Bob]



9: voisin en profondeur
 1 et 3: voisins latéraux
 5 et 7: voisins axiaux

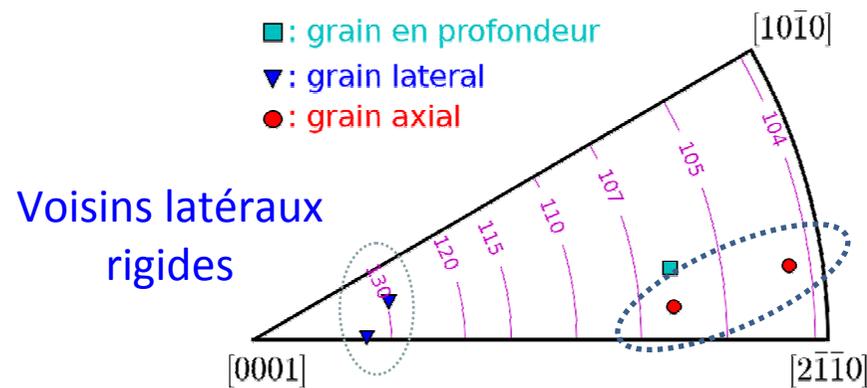
Réalisation maximisant la cission
 résolue moyenne du grain central

$$\mu_{eff}^{max} = 0.56$$



Réalisation minimisant la cission
 résolue moyenne du grain central

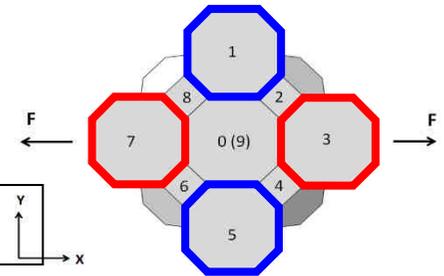
$$\mu_{eff}^{min} = 0.48$$



Résultats sur agrégats non-texturés: rôle des grains voisins

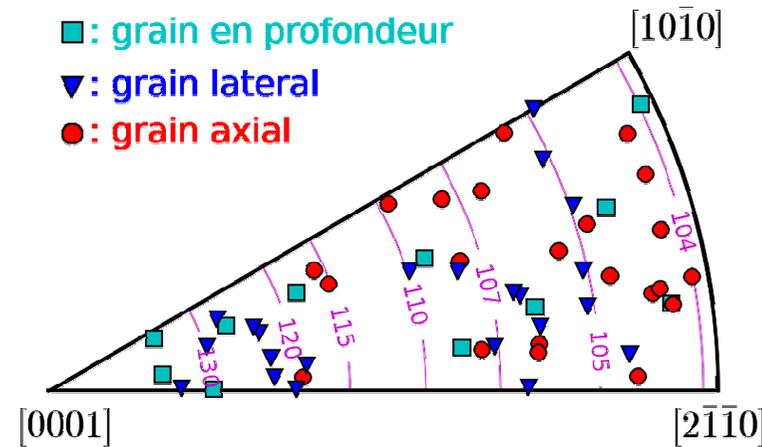
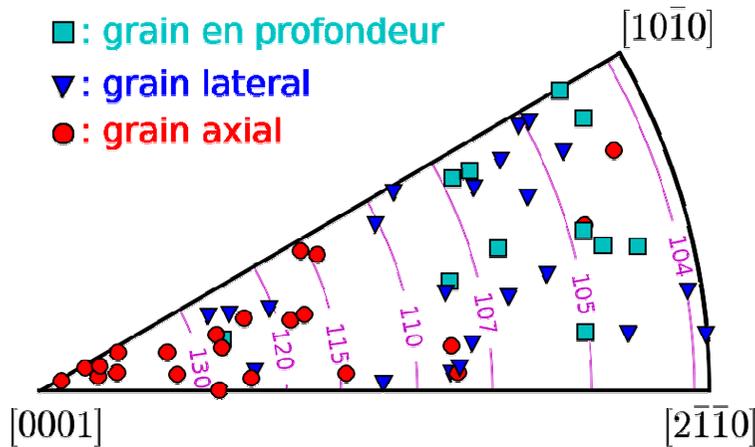
Réalisations « extrêmes » et analyse de voisinage

11 orientations étudiées



Config. Max.

Config. Min.



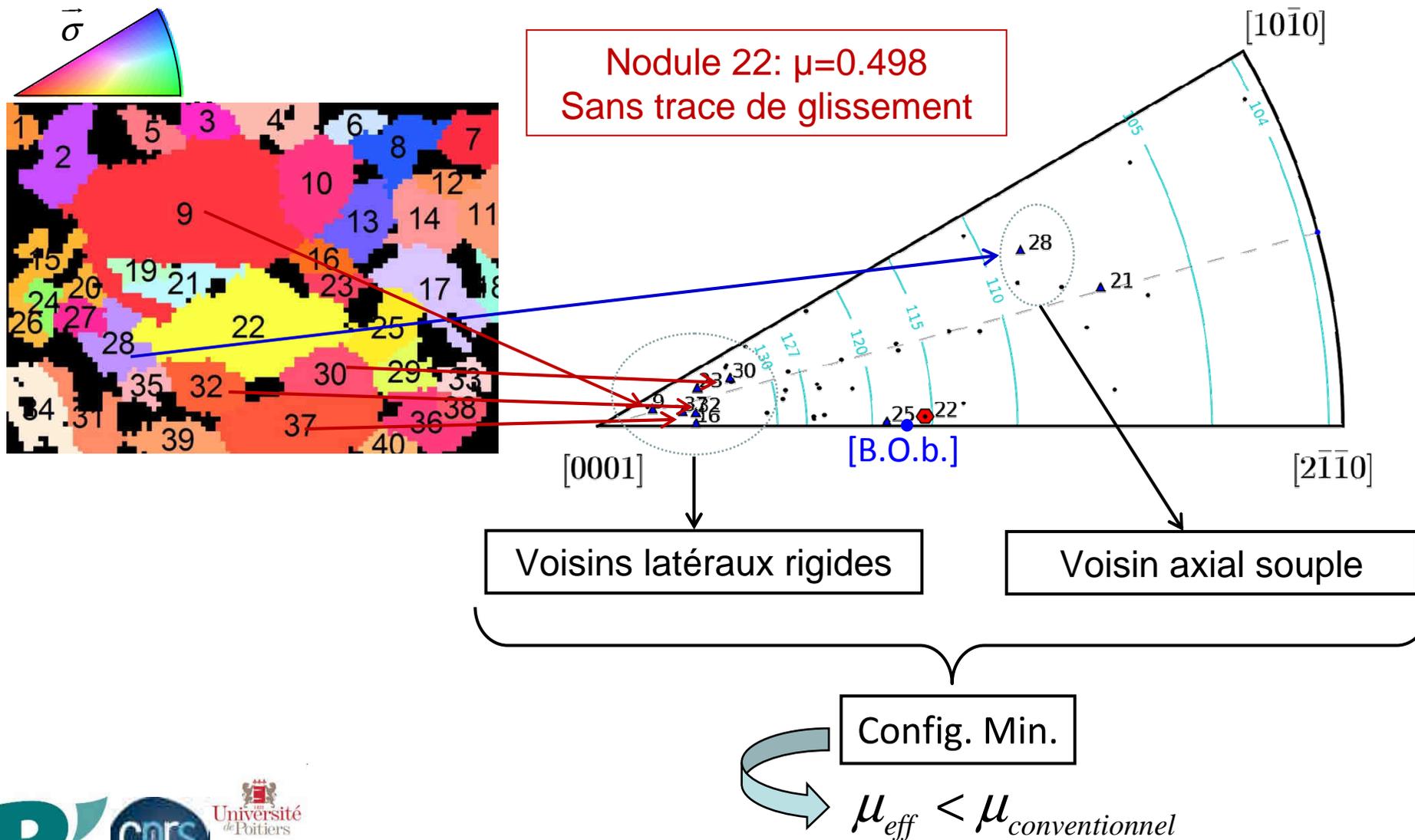
- ✓ Voisins axiaux: rigides
- ✓ Voisins latéraux: souples
- ✓ Voisins en profondeur: souples

- ✓ Voisins axiaux: souples

Tendances similaires à celles mentionnées par [Sauzay, 2006] et [Pommier, 2002]

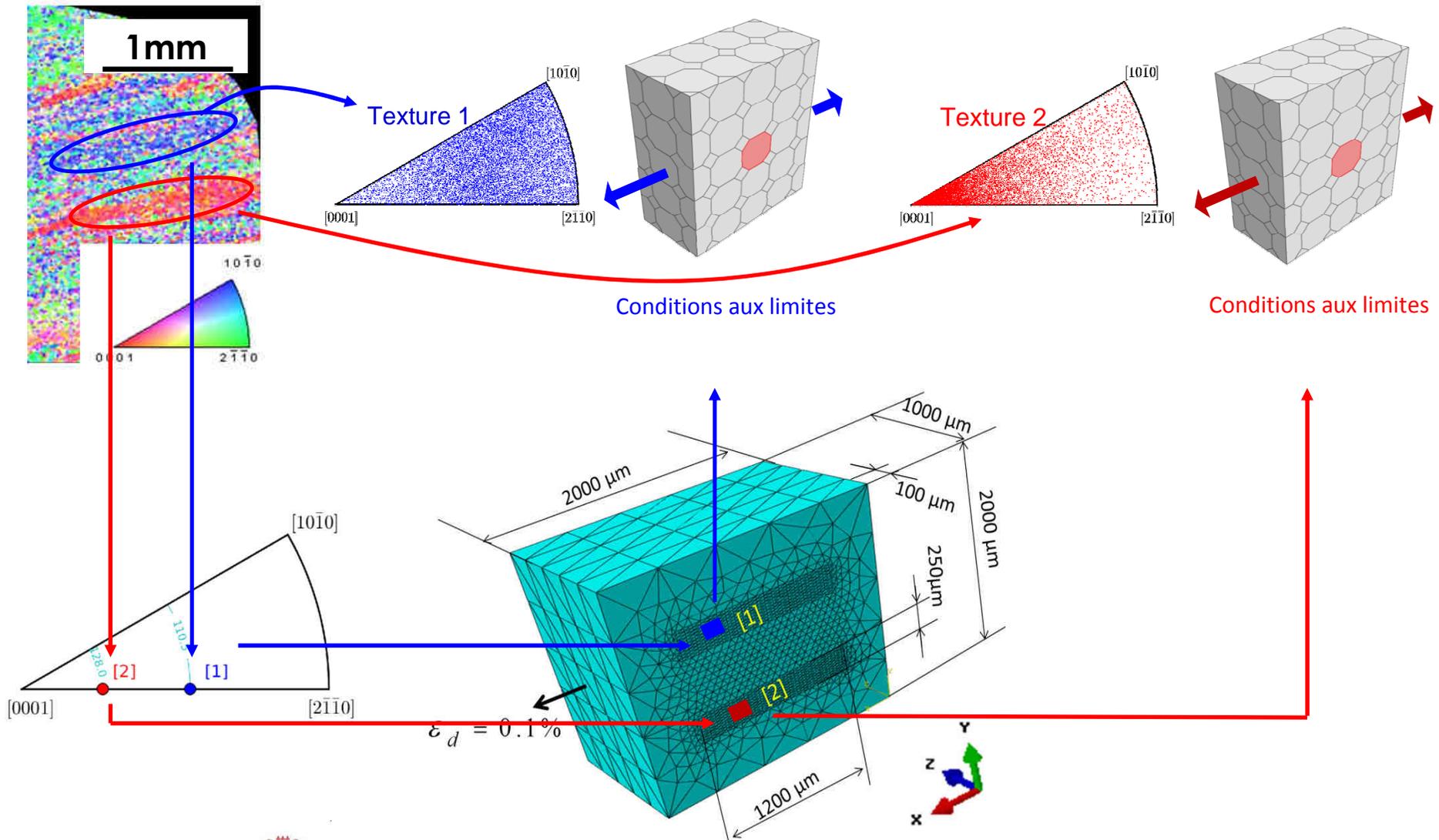
Résultats sur agrégats non-texturés: rôle des grains voisins

Réalisations « extrêmes » et analyse de voisinage
et dans la vraie vie des polycristaux ?



Résultats sur agrégats texturés: prise en compte des macrozones

Introduction « pragmatique » d'une échelle intermédiaire



Résultats: Indicateur d'amorçage

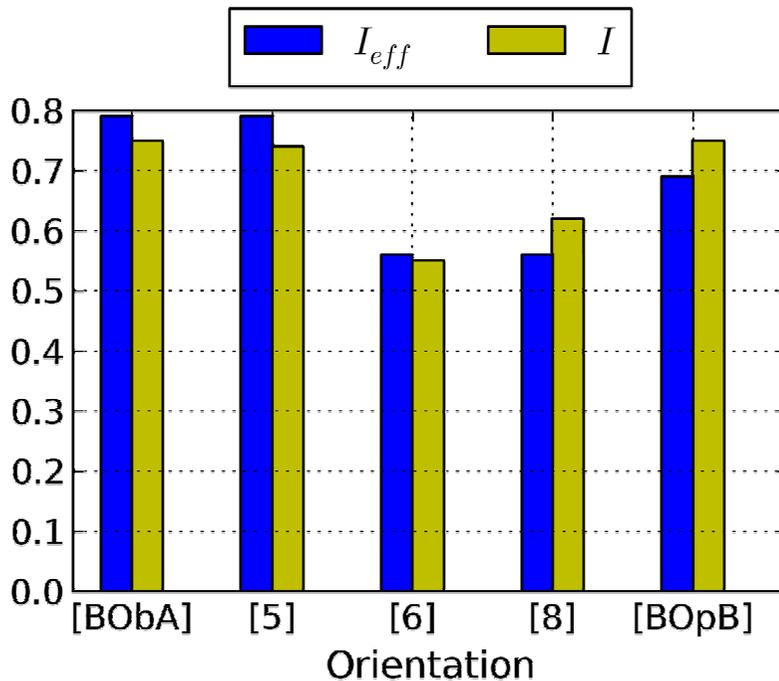
Prise en compte de la contrainte normale sur les plans de glissement

➤ Définition:

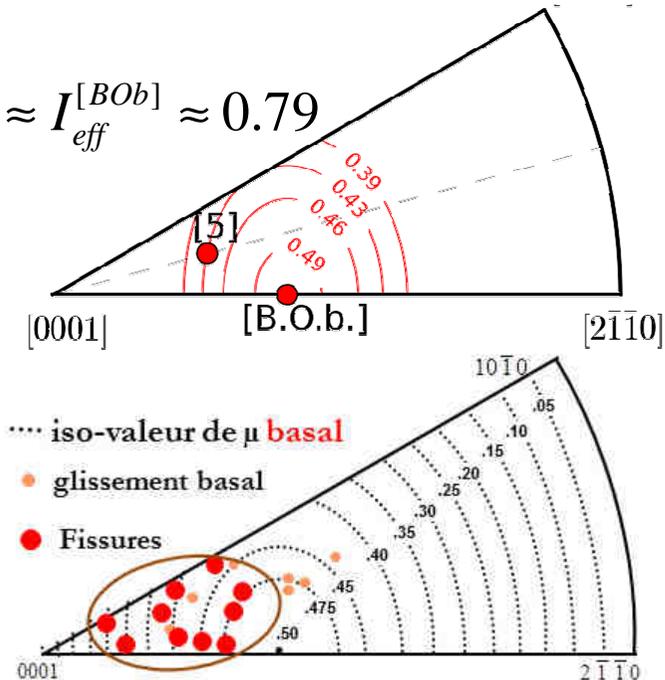
$$I_{eff}^\alpha = \frac{\tau^\alpha}{\langle \sigma_{11} \rangle_V} \left(1 + \frac{m \sigma_n^\alpha}{\langle \sigma_{11} \rangle_V} \right) \quad (m=1)$$

Similaires aux indicateurs basés sur les critères de type Fatemie-Socie [Bennett & McDowell, 2002], Matake [Robert et al., 2012]

➤ Agrégat non-texturé:



$$I_{eff}^{[5]} \approx I_{eff}^{[BOb]} \approx 0.79$$



✓ Indicateur I^α maximal prédit pour les orientations proches du domaine identifié expérimentalement comme favorable à l'amorçage

Résultats: Indicateur d'amorçage

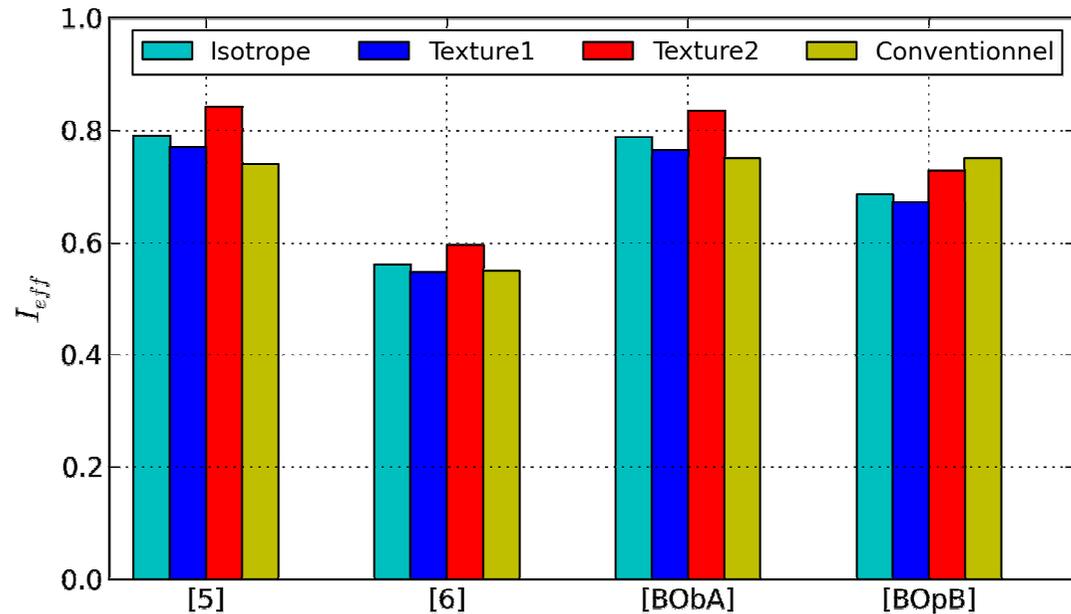
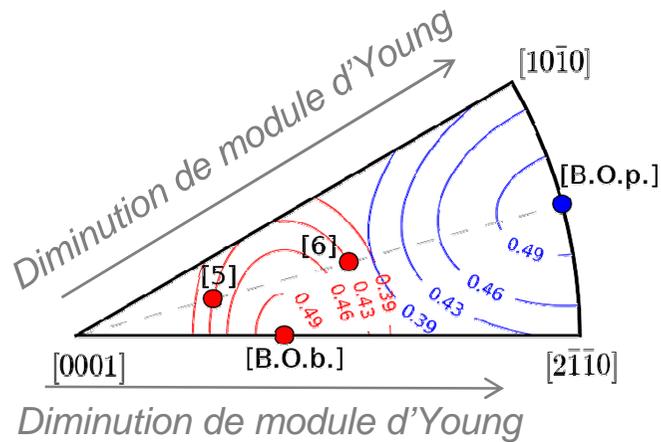
Prise en compte de la contrainte normale sur les plans de glissement

➤ Définition:

$$I_{eff}^{\alpha} = \frac{\tau^{\alpha}}{\langle \sigma_{11} \rangle_V} \left(1 + \frac{m \sigma_n^{\alpha}}{\langle \sigma_{11} \rangle_V} \right) \quad (m=1)$$

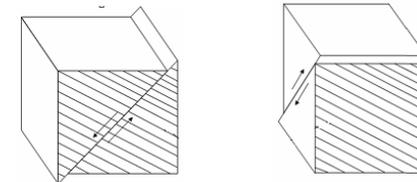
Similaires aux indicateurs basés sur les critères de type Fatemie-Socie [Bennett & McDowell, 2002], Matake [Robert et al., 2012]

➤ Agrégat texturé:



✓ Indicateur d'amorçage élevé dans la macrozone basale

➔ *Fissures fatales dans macrozones basales*



Conclusions

Calculs d'agrégats polycristallins en fatigue: 2 stratégies complémentaires

1. Comparaison « la plus directe possible » entre

- Champs simulés (agrégat 3D identifié expérimentalement)
- Observations en surface

Vers des données plus quantitatives:

mesure de champs ε_{tot} (DIC), ε_{el} (HR-EBSD)

→ Identification / validation: comportement local, indicateur d'amorçage

2. Evaluation statistique des champs locaux (tirage)

- Étude de l'influence de différents paramètres (microstructure, ...)
- Prédiction des valeurs extrêmes

Identification des configurations pertinentes à étudier avec stratégie 1

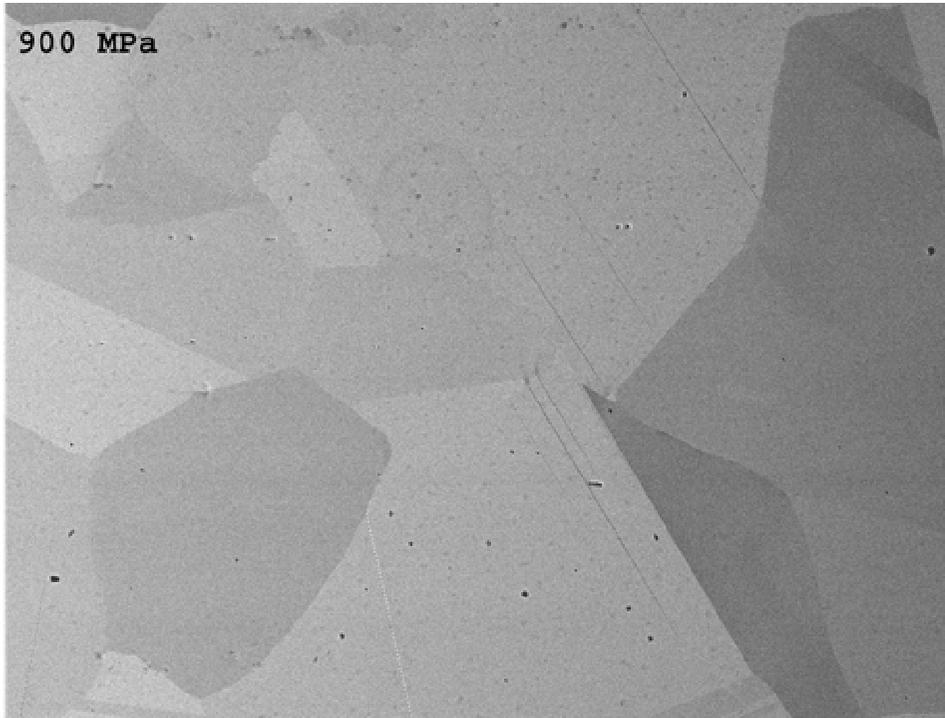
→ Grandeurs à considérer ?

Locales, moyennes par grains, intermédiaires (volume d'une bande...)

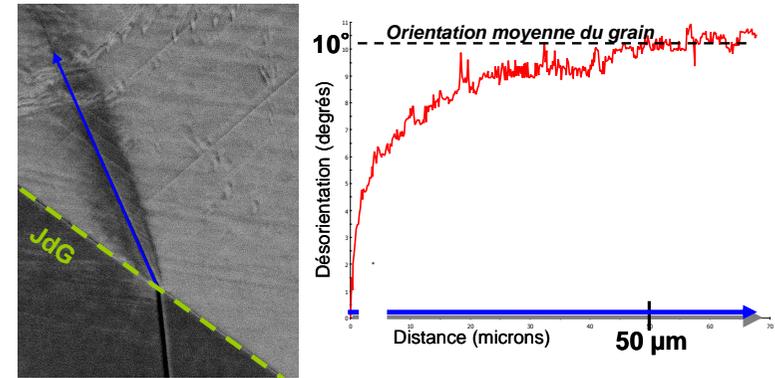
Merci de votre attention

Superaliages base Ni : Interactions bandes - joints

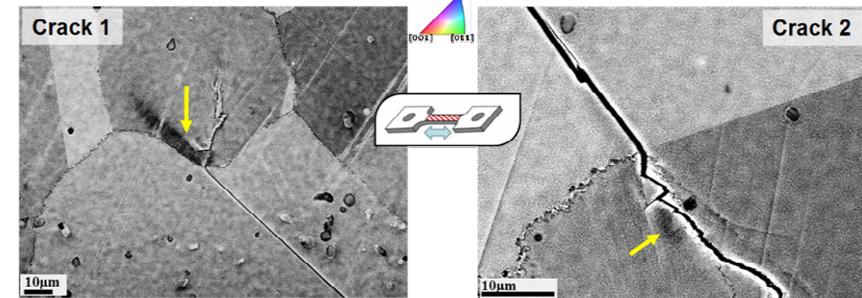
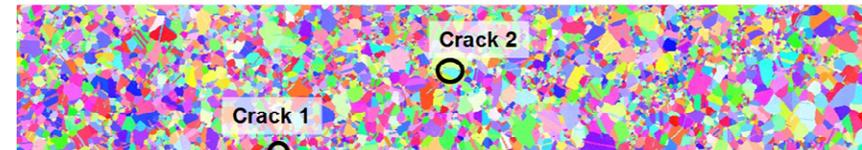
Arrêt des bandes de glissement au joints de grains et de macles
et formation de 'micro-volumes'



Rotation cristalline le long d'un microvolume (EBSD)



→ à l'origine des 1^{ers} endommagements



Twist angle $\approx 68^\circ$

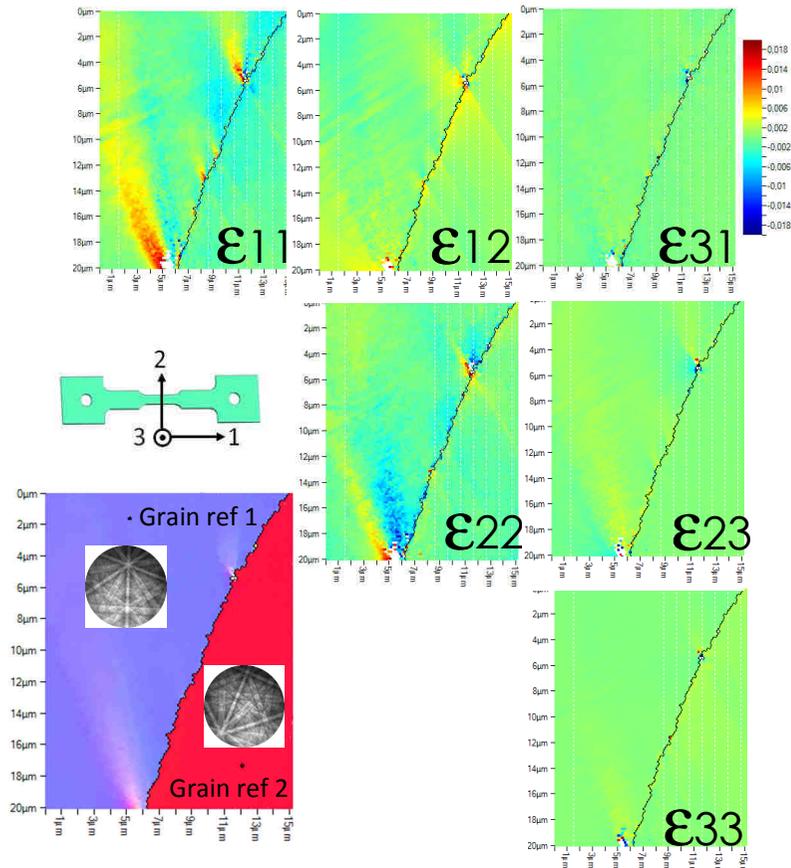
Twist angle $\approx 70^\circ$

Fatigue, 20° C, σ_{MAX} :880MPa, R:0.05, F:0.5Hz

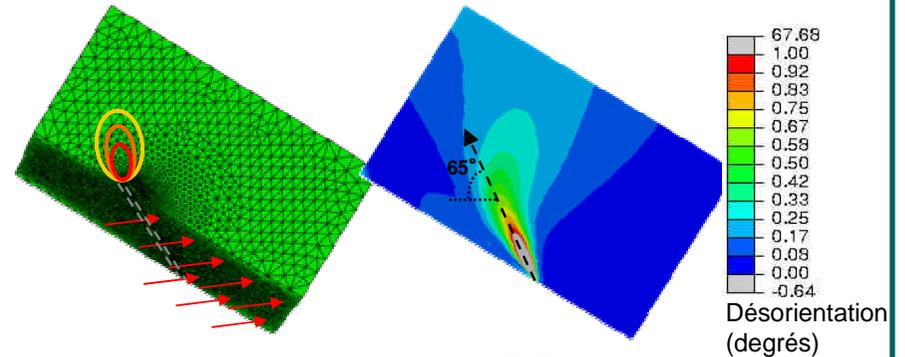
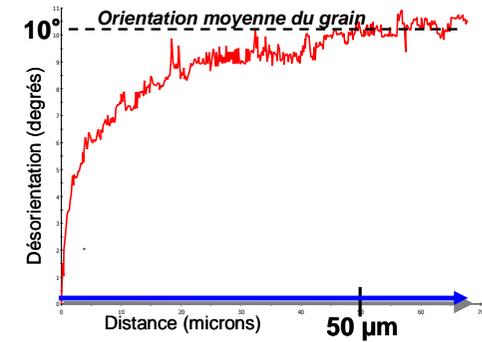
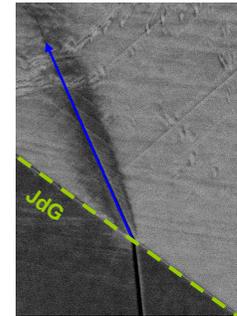
Superalloys base Ni : Interactions bandes - joints

Mesure des déformations élastiques

EBSD Haute résolution (HR)
Corrélation des diagrammes de Kikuchi



Simulations EF



Analyses statistiques
Transmission du glissement aux joints
Formation des microvolumes
(~1000 joints de grains/macles)

Thèse Julien Genée
dirigée par Patrick Villechaise et Loïc Signor