Modélisation des mécanismes physiques de rupture ductile

et simulation numérique des essais de laboratoire

Gilles Rousselier

PSL Research University, MINES ParisTech, Centre des Matériaux, Evry, France

Définition de la rupture ductile

Rupture par amorçage-croissance-coalescence de cavités ?

Définition de la rupture ductile

Rupture par amorçage-croissance-coalescence de cavités

EMMC : ductile damage may be defined as the cause of failure processes involving a significant amount of dissipation which can occur at various length scales

Sont écartés (dans cet exposé) :

la rupture à chaud (fluage)

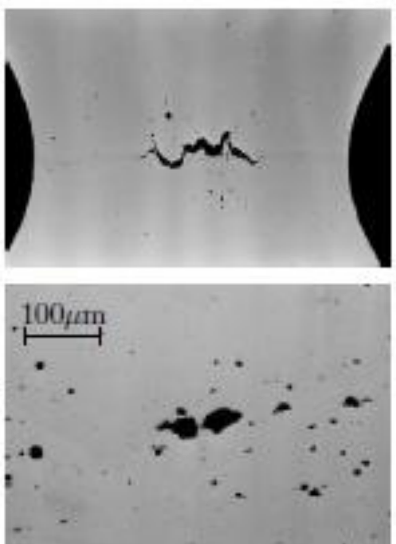
la rupture à grande vitesse (adoucissement adiabatique)

ainsi que les mécanismes d'amorçage des cavités

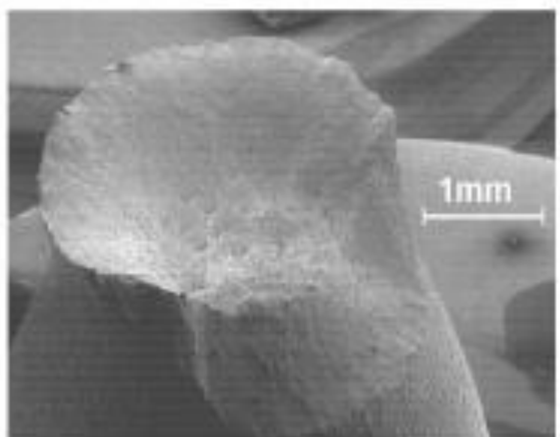
RUPTURE DUCTILE

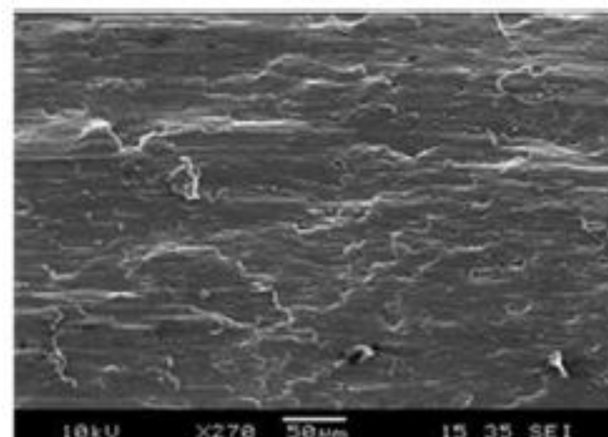
Mécanismes de rupture impliquant une dissipation progressive et significative d'énergie mécanique :

- **localisation de la déformation (striction d'une plaque mince, …)**
- **amorçage, croissance et coalescence de micro-cavités (µm)**
- **glissements critiques (sans micro-cavités, présence ? de nano-cavités << µm)**



Barre 100 µm





Barre 50 µm MEB

Deux parties

Les modèles classiques de rupture ductile en discussion
(modèles macroscopiques)

La modélisation multi-échelles de la rupture ductile
(et de la plasticité)
en relation avec les mécanismes

Rice & Tracey (1969): cavités sphériques (rayon *R*) champs axisymétriques, pas d'écrouissage (σ_Y), ***D=3***α=3*0.283=**0.85**

pour des **triaxialités "élevées"** $\eta = \sigma_m/\sigma_{eq}$ ou σ_m/σ_Y (**>1**)

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}^{p}_{eq} \qquad \frac{\dot{f}}{f} = 3\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p} D \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)$$

3/2 ou inverse **2/3**

$D \approx 2$ (aciers)

B. Marini, A. Pineau,F. Mudry (1985)

F. Mudry (1982)

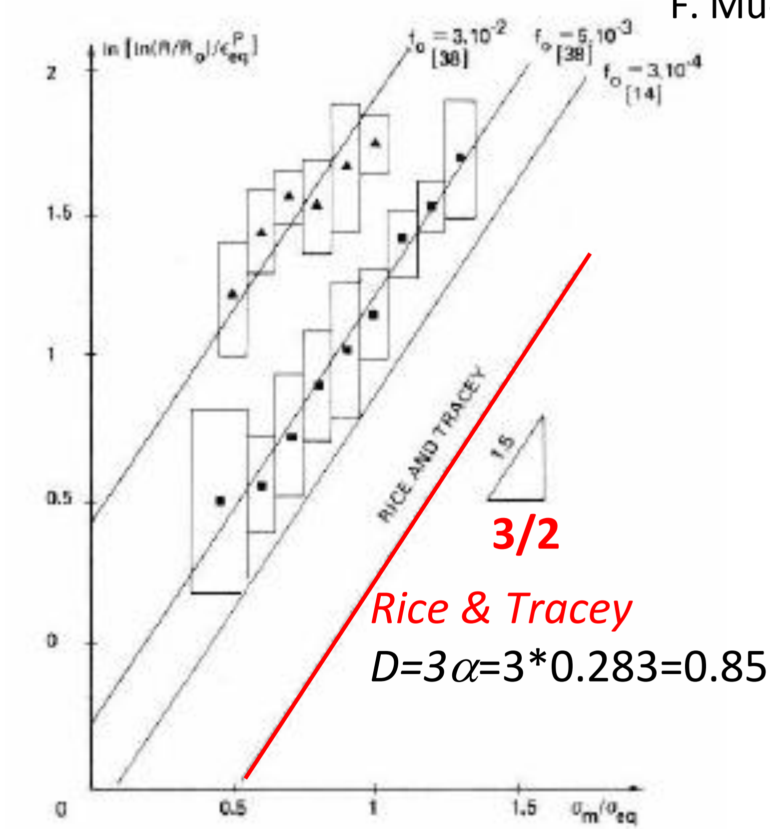
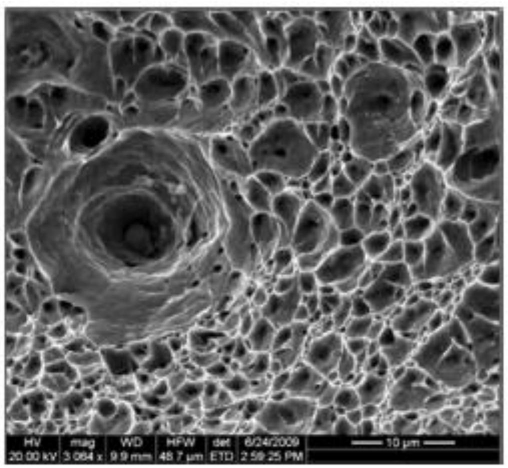


Fig. 3. Verification of the relation expressing the growth of cavities in a low alloy forged steel [14] and forged sintered steels [38].

Mesures de croissance des cavités



MEB

barre 10 μm

Rice & Tracey (1969): cavités sphériques (rayon *R*) champs axisymétriques, pas d'écrouissage (σ_Y), ***D=3***$\boldsymbol{\alpha}$=3*0.283=**0.85**

pour des **triaxialités "élevées"** $\eta = \sigma_m/\sigma_{eq}$ ou σ_m/σ_Y (**>1**)

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_{eq}^{p} \qquad \frac{\dot{f}}{f} = 3\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p} D \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)$$

3/2 ou inverse **2/3**

Mesures de croissance de cavités ***D* ≈ 2**

Huang (1991) ***D* = 1.28**

Rice & Tracey (1969): cavités sphériques (rayon *R*) champs axisymétriques, pas d'écrouissage (σ_Y), ***D=3***α=3*0.283=**0.85**

pour des **triaxialités "élevées" T=**η = σ_m/σ_{eq} ou σ_m/σ_Y (**>1**)

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}^{p}_{eq} \qquad \frac{\dot{f}}{f} = 3\frac{\dot{R}}{R} = \dot{p}D\exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)$$

3/2 ou inverse **2/3**

Mesures de croissance de cavités ***D*** **≈ 2**

Huang (1991) ***D*** **= 1.28**

Modèle thermodynamique de plasticité poreuse (Rousselier,1981) dont **résulte** la dépendance exponentielle

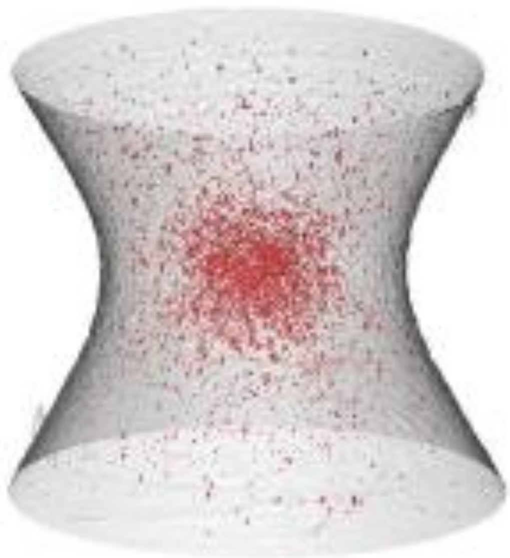
$$\dot{f} = 3(1-f)\dot{\varepsilon}^{p}_{m} = \dot{p}D_1 f \exp\left(\frac{\sigma_m}{(1-f)\sigma_1}\right)$$

Constantes d'integration données par Rice-Tracey-Huang +mesures

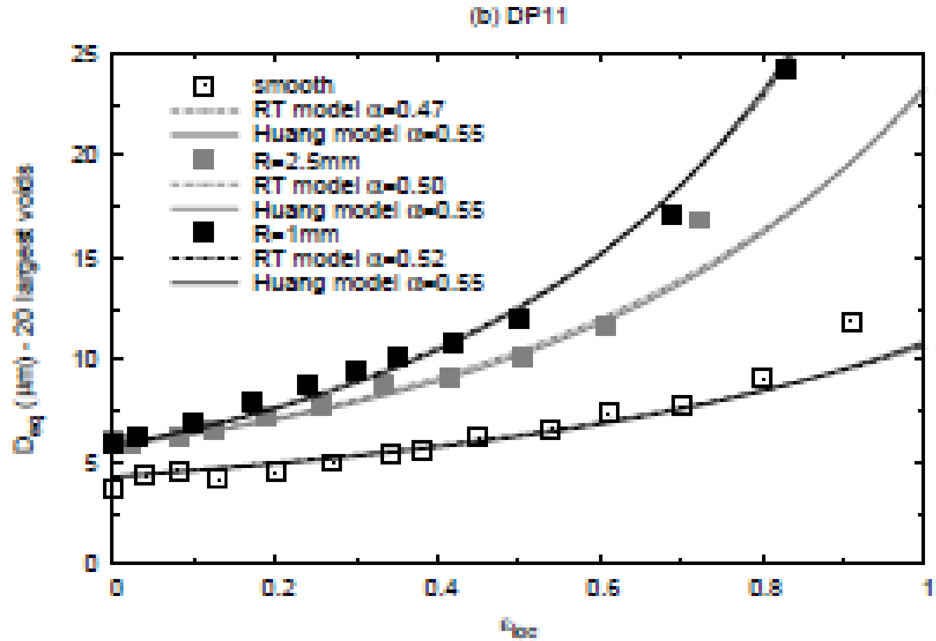
D_1 = ***D*** **≈ 2** , σ_1 = (**2/3**)σ_Y , σ_1 = (**2/3**)$\sigma_{flow}(p_1)$ (écrouissage)

TOMOGRAPHIE aux rayons X

$D = 3\alpha \approx 3*0.5 \approx 1.5$



Landron, Maire et al. (2011). Dual-phase steel



Rice & Tracey (1969)

$$\frac{dR}{R} = \alpha_{RT} \exp\left(\frac{3}{2}T\right) d\varepsilon$$

Huang (1991)

$$\frac{dR}{R} = \alpha_{HUANG} T^{1/4} \exp\left(\frac{3}{2}T\right) d\varepsilon$$

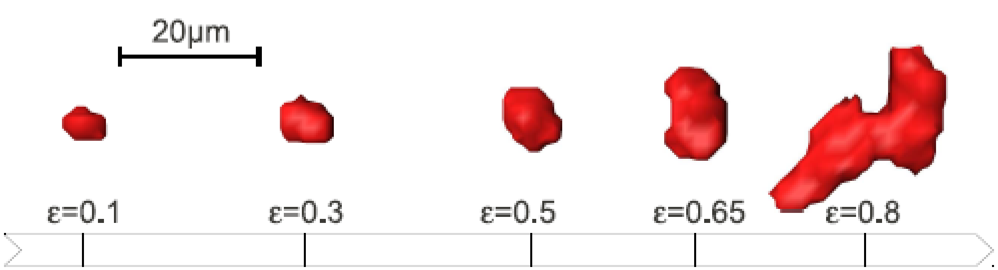


Figure 3.6: 3D visualization of the same cavity at different steps of deformation in the DP11 sample.

Critère de rupture ductile dérivé de Rice & Tracey (BEREMIN= Pineau, d'Escatha, Devaux, 1977, 1981, …)

$$\ln\left(\frac{R}{R_0}\right) = p\alpha \exp\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)$$

$$\left(\frac{R}{R_0}\right)_c$$ **indépendant de la valeur de α = *D/3***

Post-traitement :
ne tient pas compte de l'effet de l'endommagement sur la plasticité

Plasticité avec porosité de *Rice (1974)-Gurson (1977) !!!*

Homogénéisation
sphère creuse
2 champs cinématiques $\dot{\vec{u}}$

$$\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma^*}\right)^2 - 1 - f^2 + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma^*}\right) = 0$$

$$\dot{f} = \dot{p} D f * 2 \sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)$$

R&T-Huang ***D = 3α*** = **1.28**

Gurson ***D = 3α*** = 3*0.25 = **0.75**

Couplage plasticité-endommagement $\Rightarrow$ adoucissement
$\Rightarrow$ localisation de la déformation (?) et rupture

“… the pre-localization constitutive relations cannot be continued analytically at the critical point, and they provide no basis for prediction of localization.”

Rice (1976)

Modèle micromécanique de Rice-Gurson : les 2 champs cinématiques **initiaux** ne peuvent pas être prolongés analytiquement au-delà d’une faible croissance de la cavité.

Tvergaard & Needleman (1984) : deux modifications pour obtenir une croissance suffisante des cavités et la localisation de la déformation → modèle GTN

1.

$$\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma^*}\right)^2 - 1 - q_3 f^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma^*}\right) = 0$$

$$\dot{f} = \dot{p}Df^* 2\sinh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)$$

D = 3α = 3 q_1 q_2 /4

q_1 = 2, q_2 = q_3 = 1 ⇒ *D = 3α = 1.5*

2. **Fonction d'accélération de la croissance des cavités**

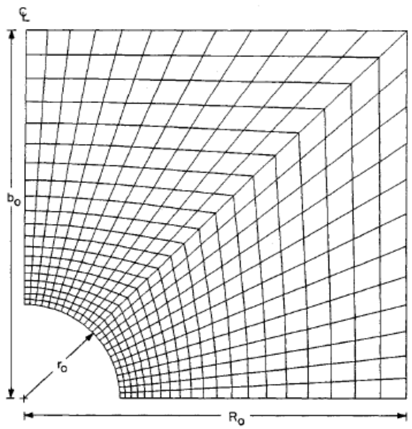
$$f^* = \begin{cases} f & , \text{ for } f \le f_c \\ f_c + K(f - f_c), & \text{ for } f > f_c . \end{cases}$$

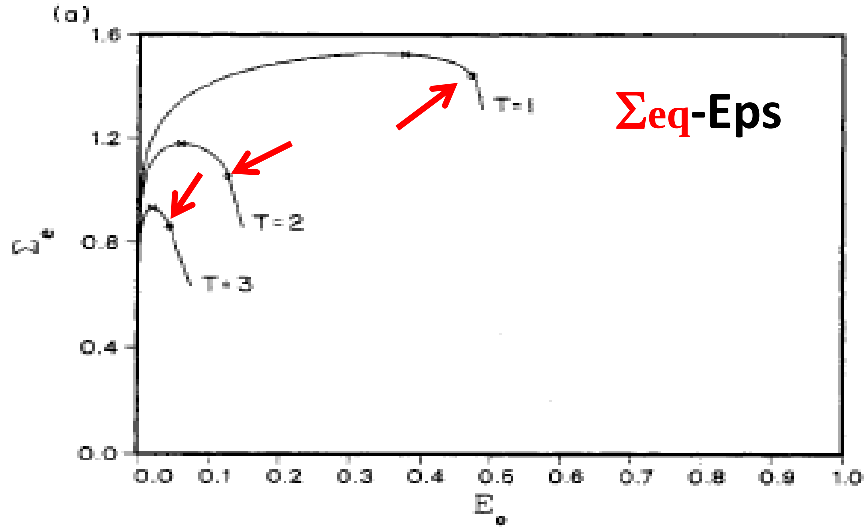
N.B. : ***K*** est parfois noté δ

La localisation de la déformation est rendue possible par la rupture de pente à *f=fc* (est-ce de la micromécanique ?)

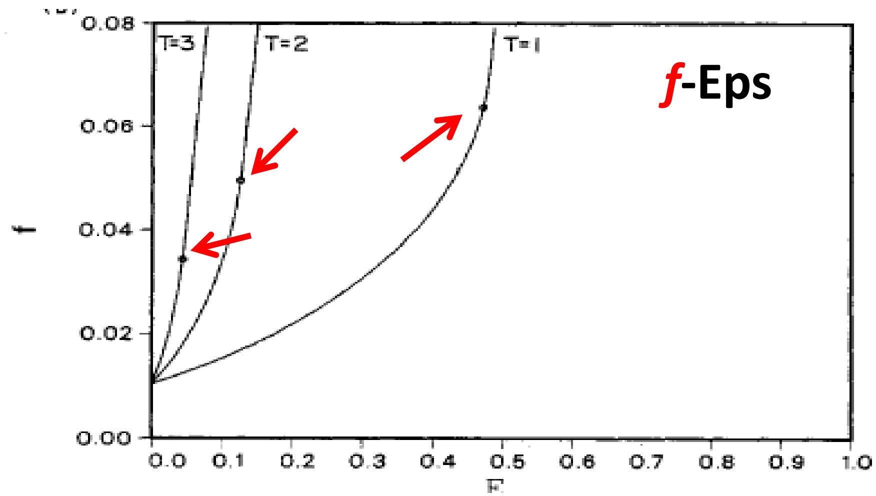
Le modèle GTN est en réalité plutôt un modèle de fraction volumique critique de cavités

Koplik & Needleman (1988) : cellule axisymétrique, cavité sphérique   r0=0.25   f0=0.0104.
Les points marquent la transition vers la déformation uniaxiale pour   fc≈0.035-0.050-0.065   (triaxialité T=3-2-1)





T=η=triaxialité des contraintes



Un modèle de type *f=fc* n'est pas en accord avec ces résultats

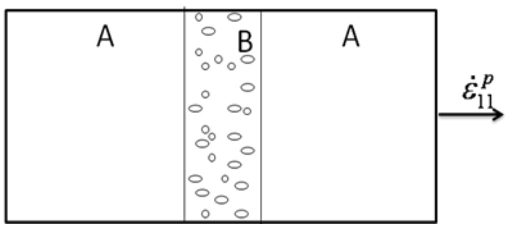
Condition cinématique nécessaire de localisation macroscopique

$\Longrightarrow$ Adoucissement dans une bande B
Blocs A en décharge élastique (**déformation uniaxiale**)

$$\dot{\varepsilon}^p_{22} \cong \dot{\varepsilon}^p_{33} \cong 0 \Rightarrow \dot{\varepsilon}^p_m \cong \dot{\varepsilon}^p_{11}/3$$

$$\dot{\varepsilon}^p_{12} = \dot{\varepsilon}^p_{13} = 0 \Rightarrow \dot{\varepsilon}^p_{eq} \cong 2\dot{\varepsilon}^p_{11}/3$$

$$\Rightarrow \dot{\varepsilon}^p_m \cong \dot{\varepsilon}^p_{eq}/2$$

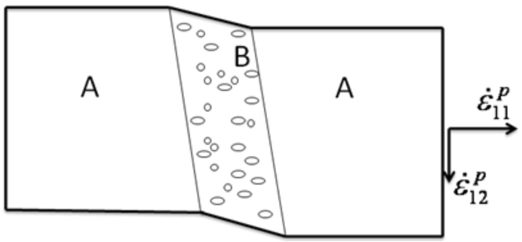


cavités nécessaires
(variation de volume)

avec cisaillement

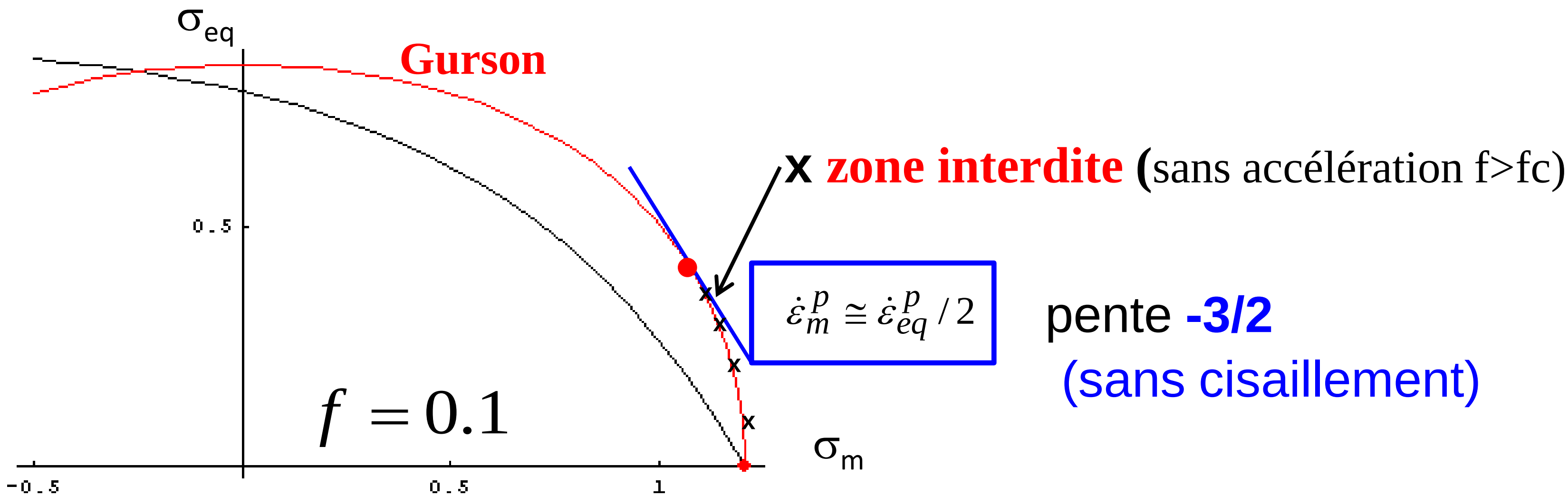
$$\dot{\varepsilon}^p_{12} \neq 0 \quad \text{et/ou} \quad \dot{\varepsilon}^p_{13} \neq 0$$

$$\Rightarrow \dot{\varepsilon}^p_m \leq \dot{\varepsilon}^p_{eq}/2$$



Localisation possible sans cavités (rupture en cisaillement avec $\dot{\varepsilon}^p_m = 0$)

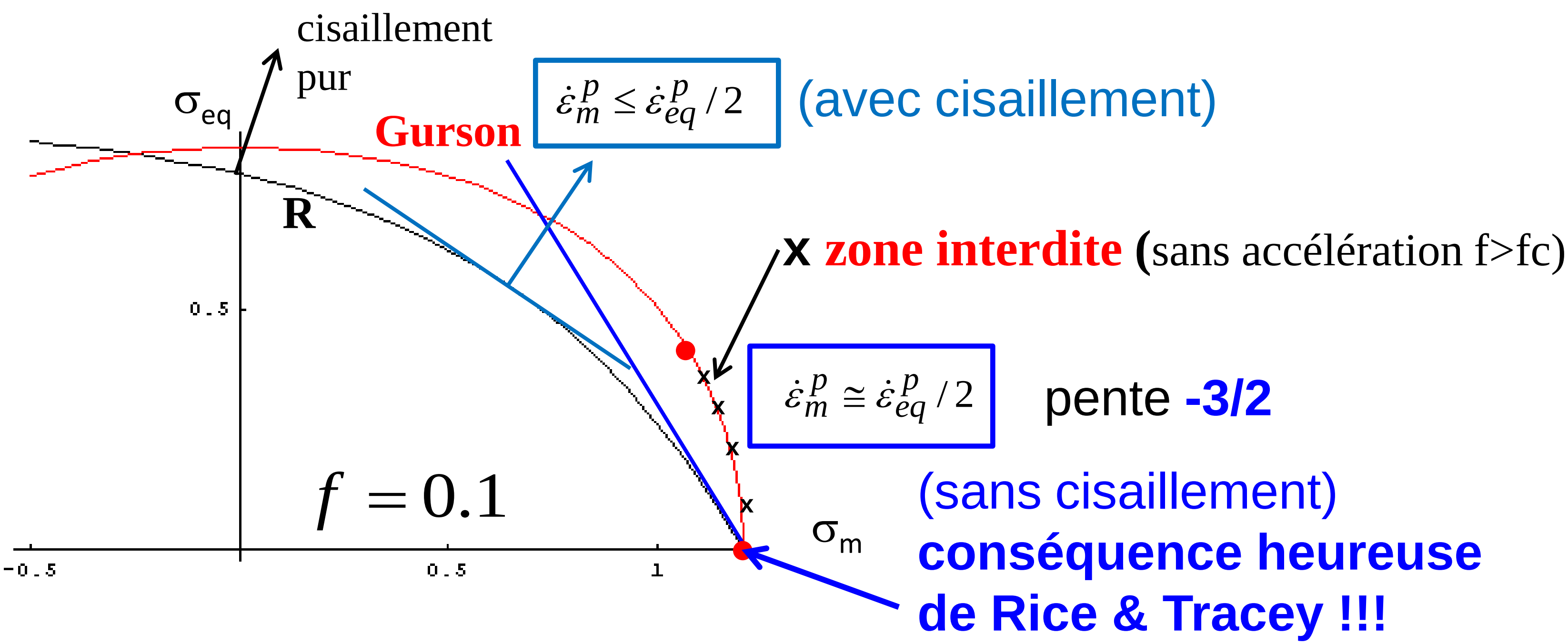
Conséquences de la condition nécessaire I



pente **-3/2**
(sans cisaillement)

Gurson : condition vérifiée dans une très petite région seulement
A faible triaxialité des contraintes, croissance des cavités très faible ou nulle.

Conséquences de la condition nécessaire II



Gurson : condition vérifiée dans une très petite région seulement

A faible triaxialité des contraintes, croissance des cavités très faible ou nulle.

Rousselier : condition sans cisaillement vérifiée dans une large zone, croissance de cavités possible à faible triaxialité (cisaillement).

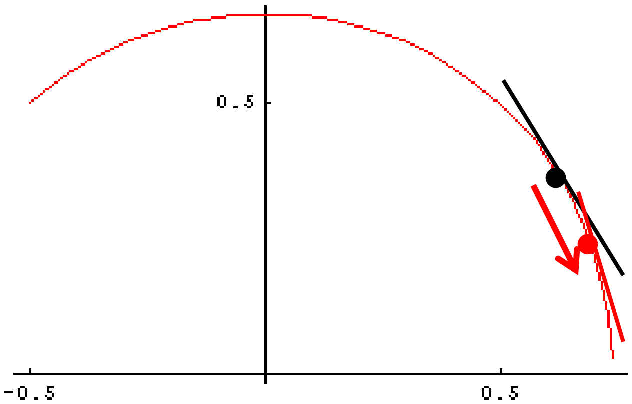
Pourtant GTN permet de simuler correctement des essais de rupture ductile sur éprouvettes (à triaxialité des contraintes η élevée, telle que *sinh≈exp/2*)

$$\dot{f}_{croissance} = 3(1-f)\dot{\varepsilon}_m^p$$ équation de conservation de la masse

$$\dot{f}_{croissance} = K\frac{3q_1q_2}{4}f\left[2\sinh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)\right]\dot{p}$$ **GTN** ***D = 3α = 3 q₁ q₂ /4***

$$f^* = \begin{cases} f & \text{, for } f \le f_c \\ f_c + K(f-f_c), & \text{for } f > f_c. \end{cases}$$

f>fc augmente $\dot{\varepsilon}_m^p / \dot{p}$ d'un facteur ***K***



N.B. : ***K*** est parfois noté δ

Le paramètre ***fc*** permet d'obtenir la coalescence

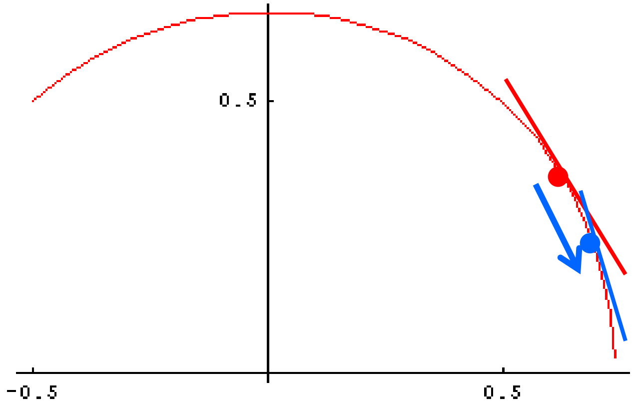
$$\dot{f}_{croissance} = 3(1-f)\dot{\varepsilon}_m^p$$

$$\dot{f} = \dot{f}_{coissance} + \dot{f}_{amorçage} = K\frac{3q_1q_2}{4} f\left[2\sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_Y}\right)\right]\dot{p} + A(p)\dot{p}$$

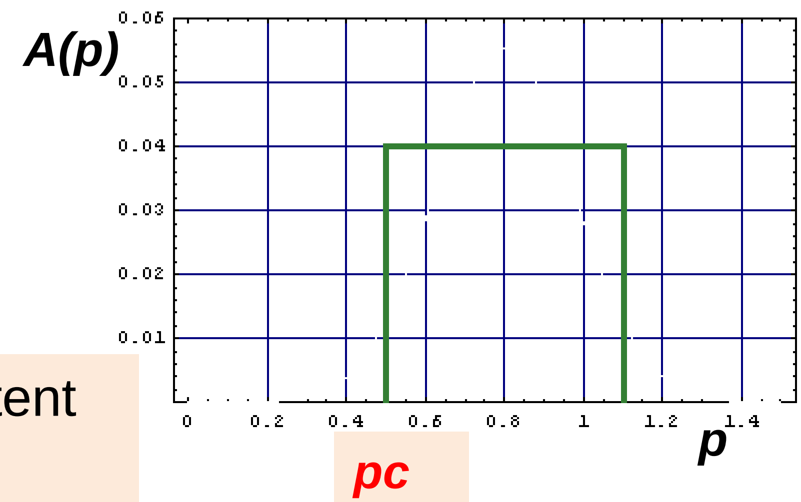
A(p) est un terme d'amorçage de nouvelles cavités

Ce terme n'augmente pas *directement* $\dot{f}_{croissance}$

il augmente f donc in fine $\dot{\varepsilon}_m^p$ et le rapport $\dot{\varepsilon}_m^p / \dot{p}$

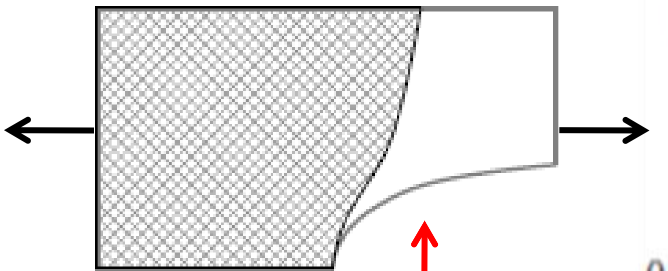


Exemple : A(p) constant par morceaux
A(p)=0.04 de *p*=***pc*=0.5** à *p*=***pu***=1.1
A(p)=0 pour *p*<*pc*=0.5
fraction volumique amorçable
fN=0.04*(1.1-0.5)=0.024



Les deux paramètres ***fc*** et ***pc*** permettent d'obtenir la coalescence

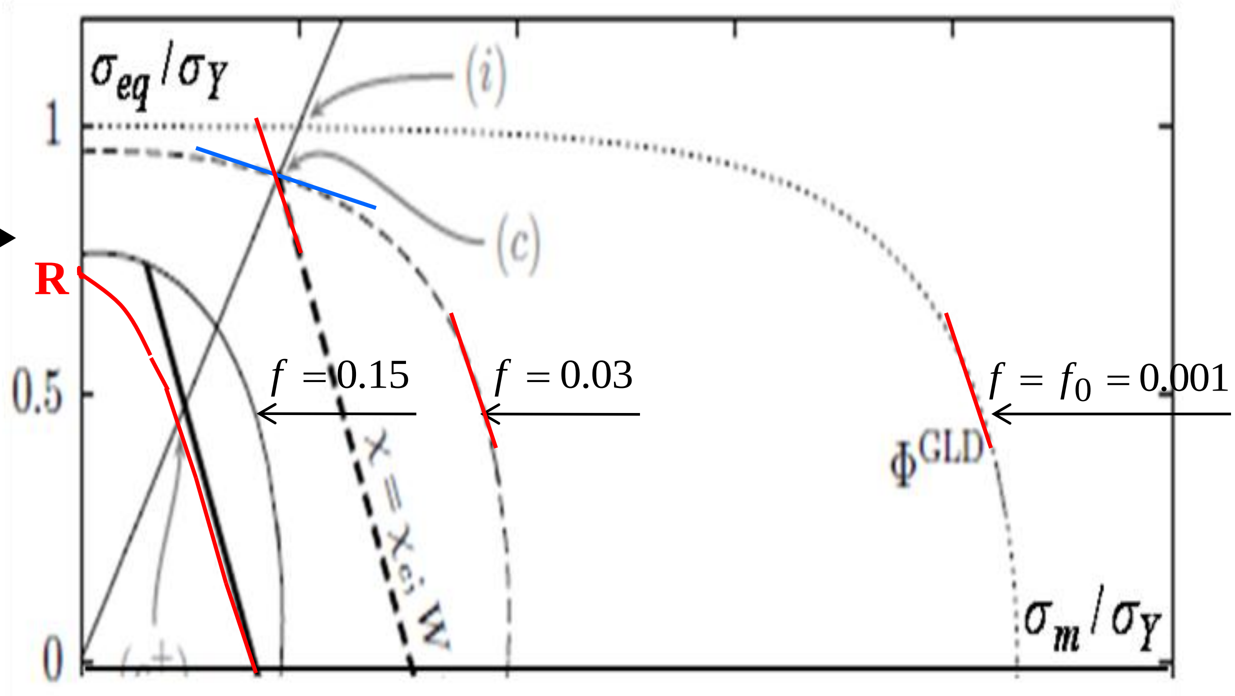
Couplage GTN et modèles de coalescence de type Thomason (1968)



Zone rigide

Bande de localisation **orientée** |

⇒ **déformation uniaxiale**

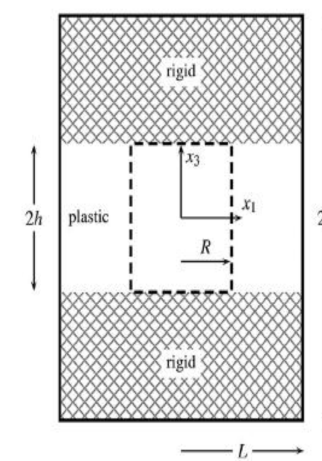


Benzerga & Leblond (2010)

Lignes droites **** = modèle Thomason-Benzerga,
pente **-3/2** en accord avec la condition $\dot{\varepsilon}_m^p \simeq \dot{\varepsilon}_{eq}^p / 2$

Il se substitue au modèle de type GTN à $f = 0.03$

Structures : il faut **N** modèles de type Thomason !!!



Extension de GTN à la rupture en cisaillement
(à triaxialité des contraintes η faible)

Nahshon-Hutchinson (2008)

$$\dot{f} = (1-f)\dot{\varepsilon}^{p}_{kk} + k_{\omega} f \omega(\underline{\sigma}) \frac{s_{ij}\dot{\varepsilon}^{p}_{ij}}{\overline{\sigma}} \qquad \omega(\underline{\sigma}) = 1 - \left(\frac{27 J_3}{2\overline{\sigma}^{3}}\right) = \sin^{2}(3\theta)$$

équation de conservation de la masse

$$\dot{f} = 3(1-f)\dot{\varepsilon}^{p}_{m}$$

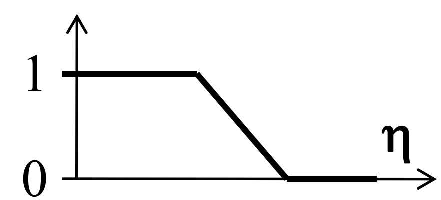
terme additionnel dépendant de l'angle de LODE θ

ne vérifiant pas la conservation de la masse

(est-ce de la micromécanique ?)

Nahshon et Xue (2009): "in the modified model, the void volume fraction is no longer directly tied to the plastic volume change and must be regarded either as an *effective* void volume fraction or **simply as a parameter measuring the damage accumulation**."

Noter que cela impacte GTN à forte triaxialité, Nielsen et Tvergaard (Eng. Frac. Mech. 2010) ajoutent une fonction multiplicative variant de 1 à 0 avec la triaxialité.



(est-ce de la micromécanique ?)

Deux parties

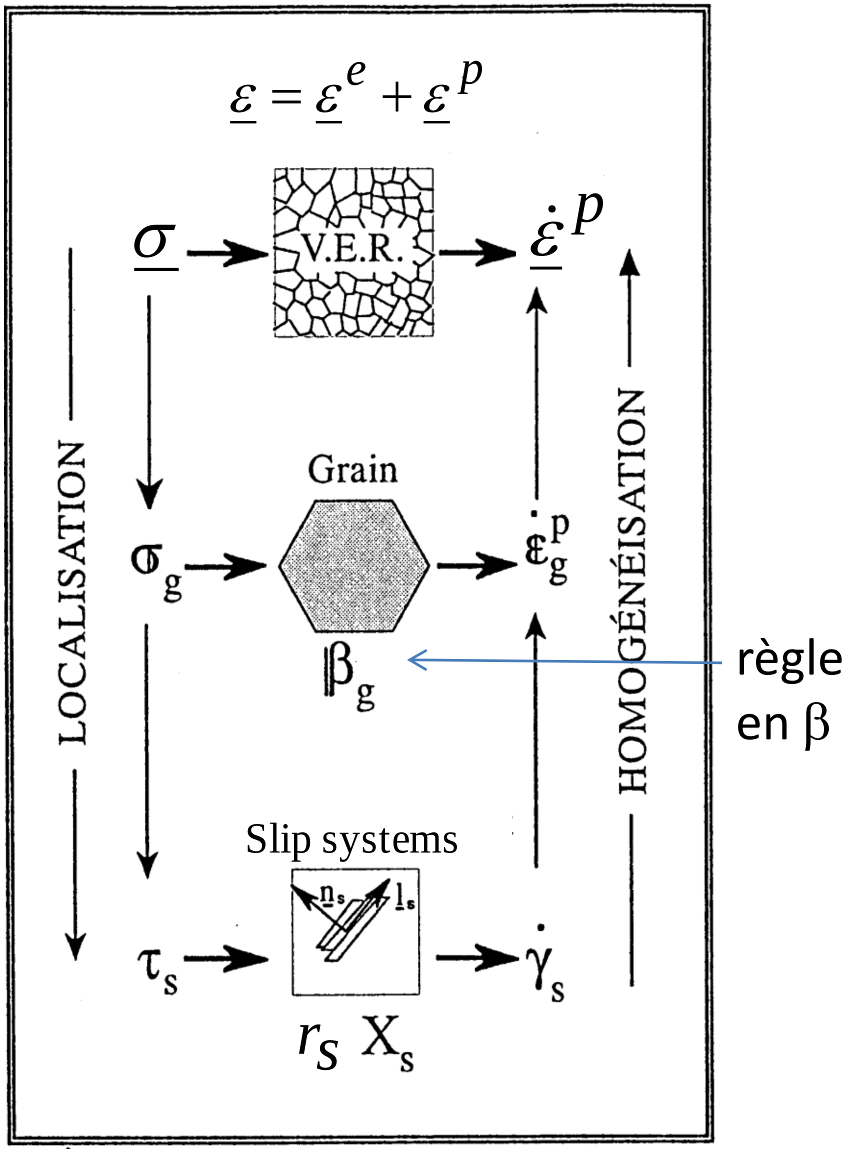
Les modèles classiques de rupture ductile en discussion (modèles macroscopiques)

La modélisation multi-échelles de la rupture ductile
(et de la plasticité)
en relation avec les mécanismes

Cadre de modélisation multi-échelles : un modèle de plasticité polycristalline auto-cohérent (3 échelles)
Texture réduite (temps de calcul)

Limites des modèles basés sur une surface de charge plastique
pour l'anisotropie induite par la déformation
et les trajets de chargement non proportionnels
(endommagement-fissuration !!)

Les grains du modèle diffèrent uniquement par leurs orientations cristallines



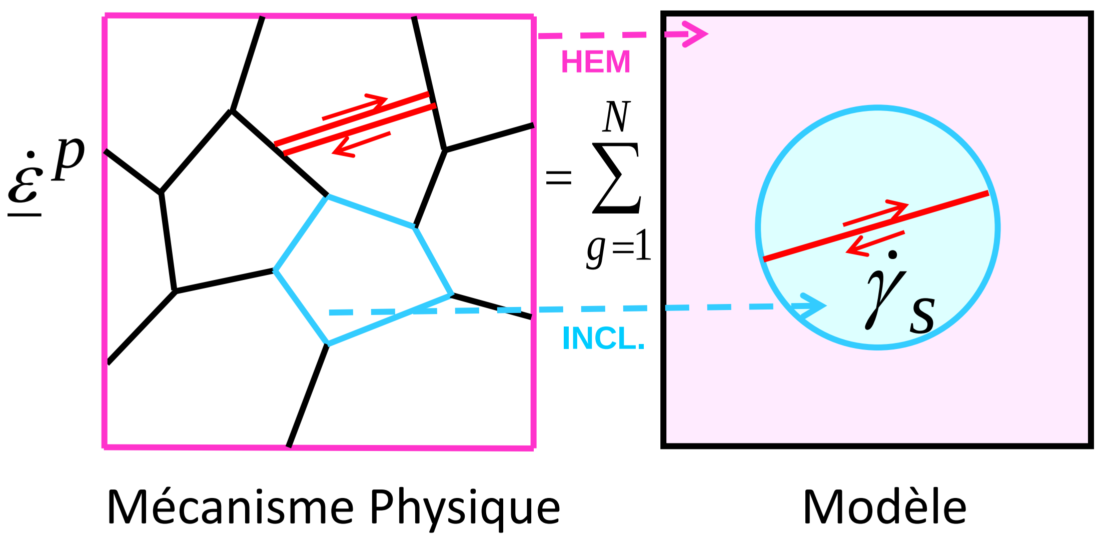
(figure Ph. Geyer)

Modèles I

Vitesse de glissement **microscopique** $\dot{\gamma}_s = \left(\frac{|\tau_s - X_s| - r_s}{K} \right)^n$

Vitesse de déformation macroscopique $\dot{\underline{\varepsilon}}^p = \sum_{g=1}^{N} f_g \sum_{s=1}^{M} \underline{m}_{sg} (\dot{\gamma}_s)$

Modèle **polycristallin** auto-cohérent
(inclusion dans le HEM : homogeneous equivalent medium)



versus

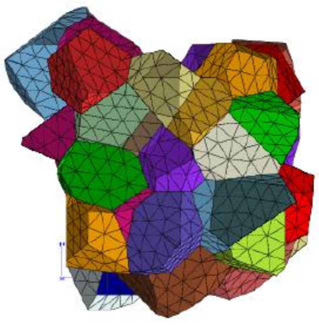


Fig. 7 – Maillage d'un agrégat polycristallin à 50 grains et 25000 noeuds

25000 noeuds

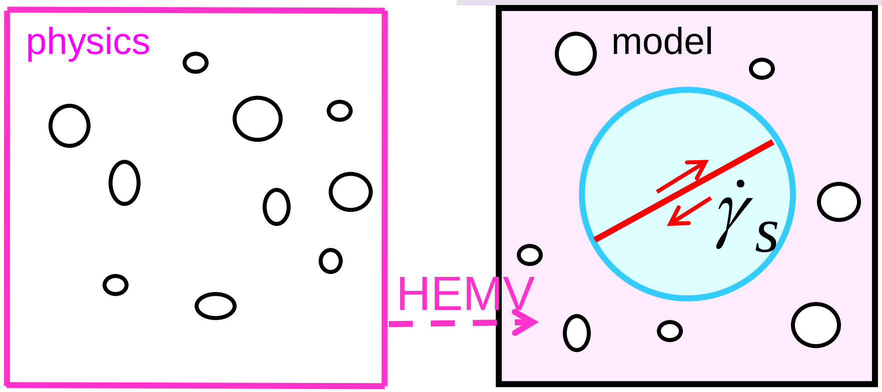
Modèles II

Vitesse de glissement **microscopique** $\dot{\gamma}_s = \left(\frac{|\tau_s - X_s| - r_s}{K}\right)^n$

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^p = (1-f)\sum_{g=1}^{N} f_g \sum_{s=1}^{M} \underline{m}_{sg}\dot{\gamma}_s + f\,\frac{D_1}{3}\exp\left(\frac{\sigma_m^*}{(1-f)\sigma_1}\right)\dot{\varepsilon}^p_{eq}\underline{1}$$

Modèle **polycristallin**

Modèle de **Plasticité poreuse**



+ modèle d'**amorçage** des cavités
Chu-Needleman (1980)

Potentiel plastique

$$\frac{\sigma_{eq}}{1-f} - \left(\sum_{g=1}^{N} f_g \underline{\sigma}_g\right)_{eq} + D_1 f \sigma_1 \exp\left(\frac{\sigma_m^*}{(1-f)\sigma_1}\right) = 0$$

Ecrouissage polycrystallin

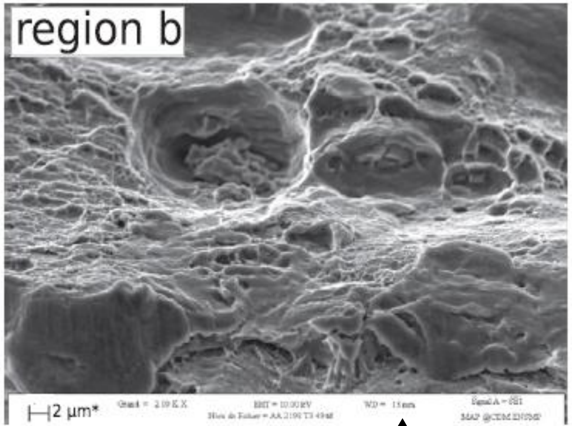
Effet de la triaxialité des contraintes
Rousselier (1981)

*(Couplage impossible avec **Gurson**)*

Modèles III Cavités à l'échelle du grain

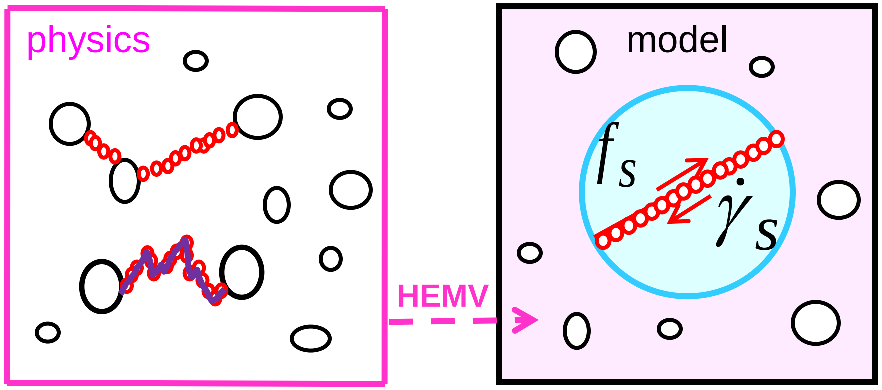
Distribution bimodale: micrométrique et sub-micrométrique

MEB

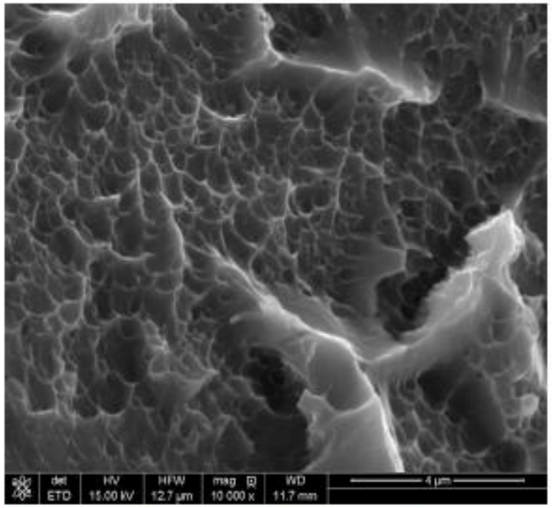


barre 2 µm

Buljac et al. (2018)



Coalescence en nappe (void sheet)



Morgeneyer et al. (2014)

barre 4 µm

Fig. 14. Fractography taken in the slant fracture region showing nanometric dimples (at ~1 mm from the notch of a different specimen).

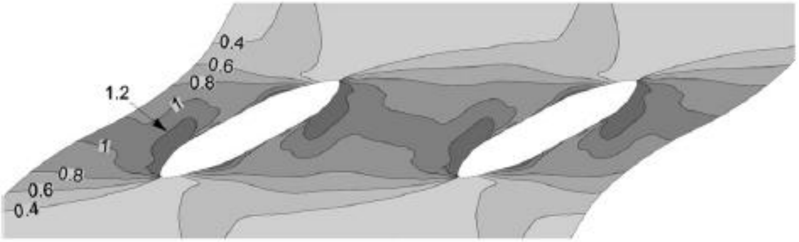
+ modèle d'amorçage **sub-micrométrique** Chu-Needleman (1980)

potentiel plastique

$$F(\underline{\sigma}) = \frac{\sigma_{eq}}{1-f} - \left(\sum_{g=1}^{N} f_g \underline{\sigma}_g \right)_{eq} + \left(\underline{f + \sum_{g=1}^{N} f_g \left[\sum_{s=1}^{M} f_s \right]_g} \right) D_1 \sigma_1 \exp\left(\frac{\sigma_m^*}{(1-f)\sigma_1} \right) = 0$$

modèle de croissance
sub-micrométrique

$$\dot{f}_s = \left[(1-f_s) D_{12} f_s \exp\left(\frac{\underline{|\tau_s|}}{\tau_{12}} \right) + A_2 \right] \left(\frac{\dot{\gamma}_s}{2} \right)$$ **?**



(Nielsen & Tvergaard, 2011)

modèle d'amorçage
sub-micrométrique

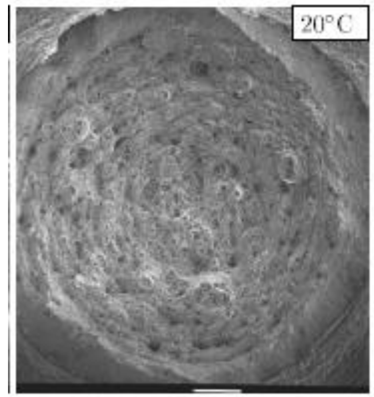
$$A_2([\underline{\varepsilon}_g]_{eq}^p) = \frac{f_{N2}}{\sigma_{N2}\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\left(\frac{\underline{[\underline{\varepsilon}_g]_{eq}^p} - \varepsilon_{N2}}{\sigma_{N2}\sqrt{2}} \right)^2 \right]$$

Modèle Chu-Needleman (1980)

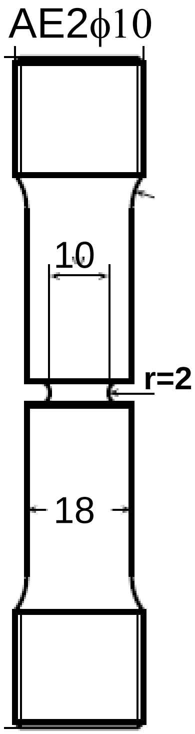
$$A = \frac{f_N}{\sigma_N\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\left(\frac{\varepsilon_{eq}^p - \varepsilon_N}{\sigma_N\sqrt{2}} \right)^2 \right]$$

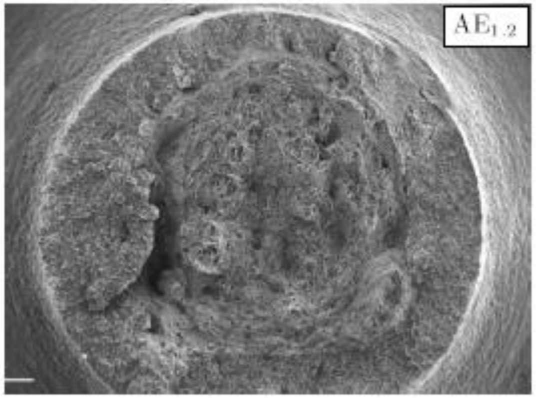
Première application (acier)

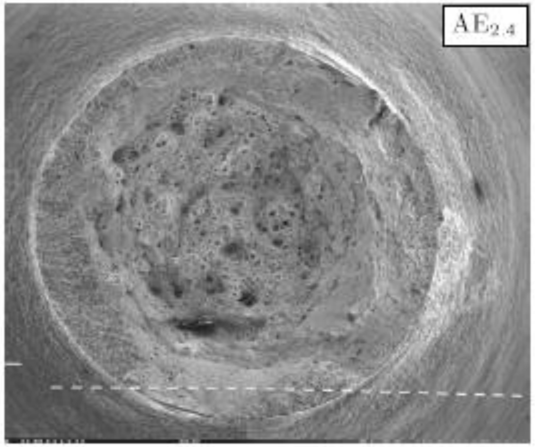
Thèse B. Tanguy (2001)
Acier **16MND5**



AE2ϕ6 à 20°C
Rupture ductile plate
puis en cisaillement

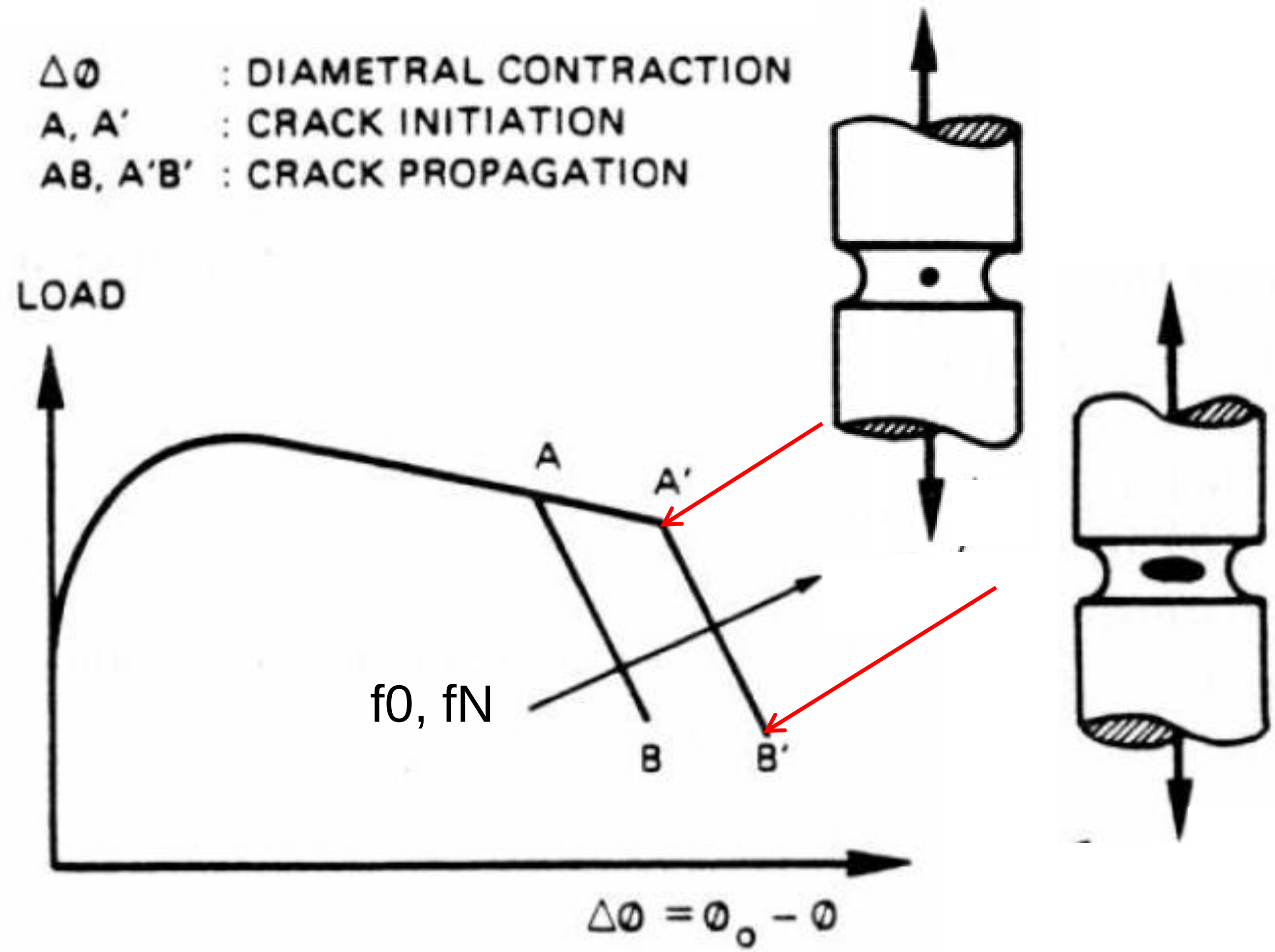






AE2ϕ6 à 20°C
Rupture finale à -196°C
(clivage)

AE4ϕ6 à 20°C
Rupture finale à -196°C
(clivage)

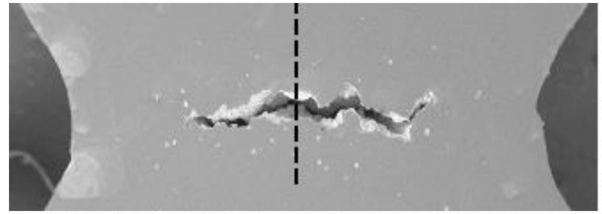


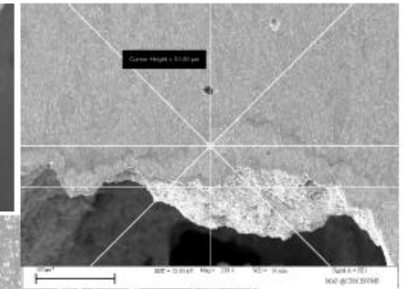
Changement de topologie boule → sphère creuse
induisant une rupture de pente à l'amorçage
(non perturbée par la striction comme en traction lisse)

AE4ϕ6 à 20°C

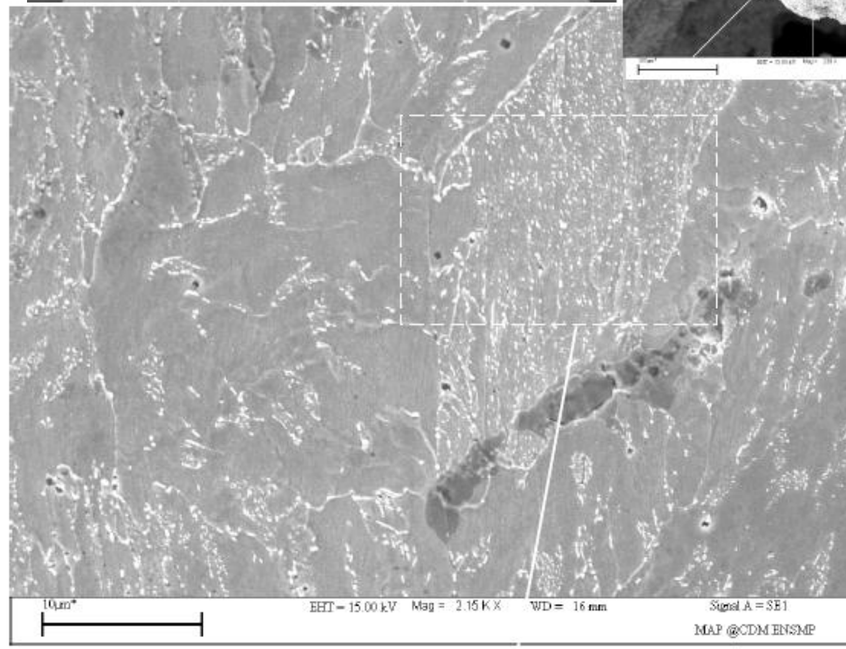
Thèse B. Tanguy (2001)

Acier **16MND5**
Teneur en carbures 2.4%
Rayon moyen des carbures 0.1 μm



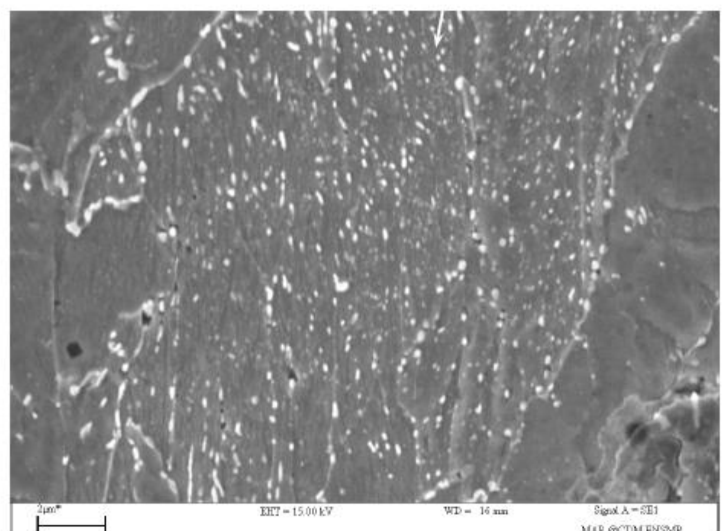


barre
100 μm



barre
10 μm

Cavités sub-micrométriques formées sur les carbures



barre
2 μm

Thèse B. Tanguy (2001)
Acier **16MND5**
0.16% de carbone donne 2.4% de carbures
Rayon moyen des carbures 0.1 μm

$$\dot{f}_{nucl} = A_2 \dot{\varepsilon}^p_{eq} = A_2 \dot{p}$$

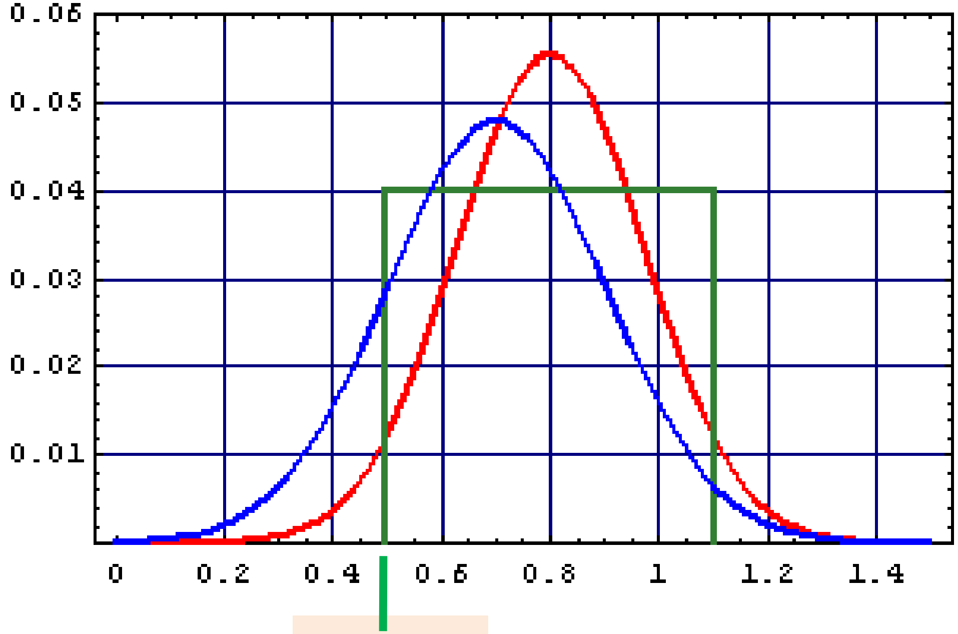
$$A_2 = \frac{f_{N2}}{\sigma_{N2}\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\left(\frac{(\underline{\varepsilon}_g)^p_{eq} - \varepsilon_{N2}}{\sigma_{N2}\sqrt{2}} \right)^2 \right]$$

f_{N2}	ε_{N2}	s_{N2}
0.024	0.8	0.1732
0.024	0.7	0.15

$A_2([\underline{\varepsilon}_g]^p_{eq})$

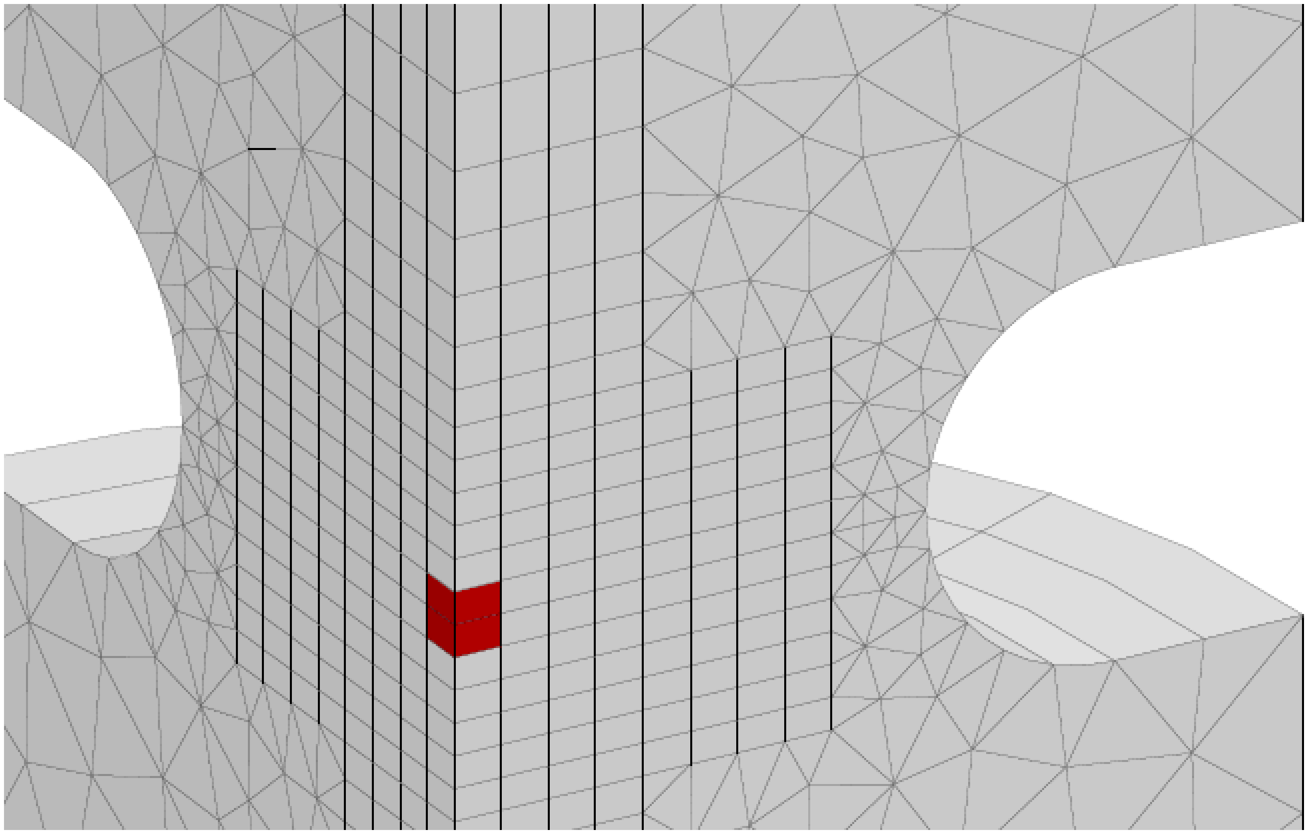
A_2 = constante

(B. Tanguy)

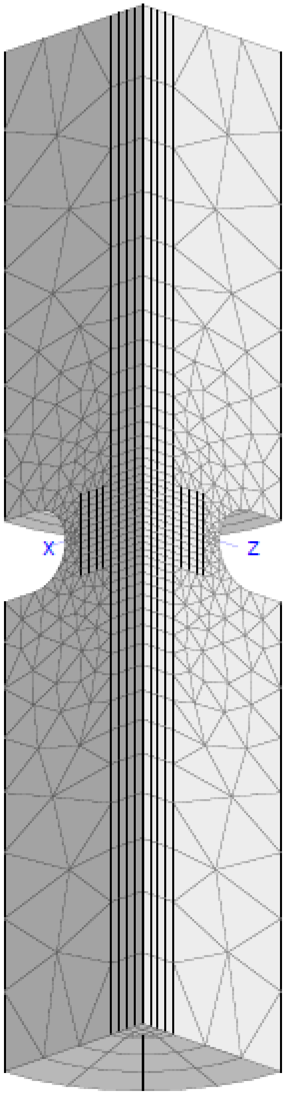


pc=0.5

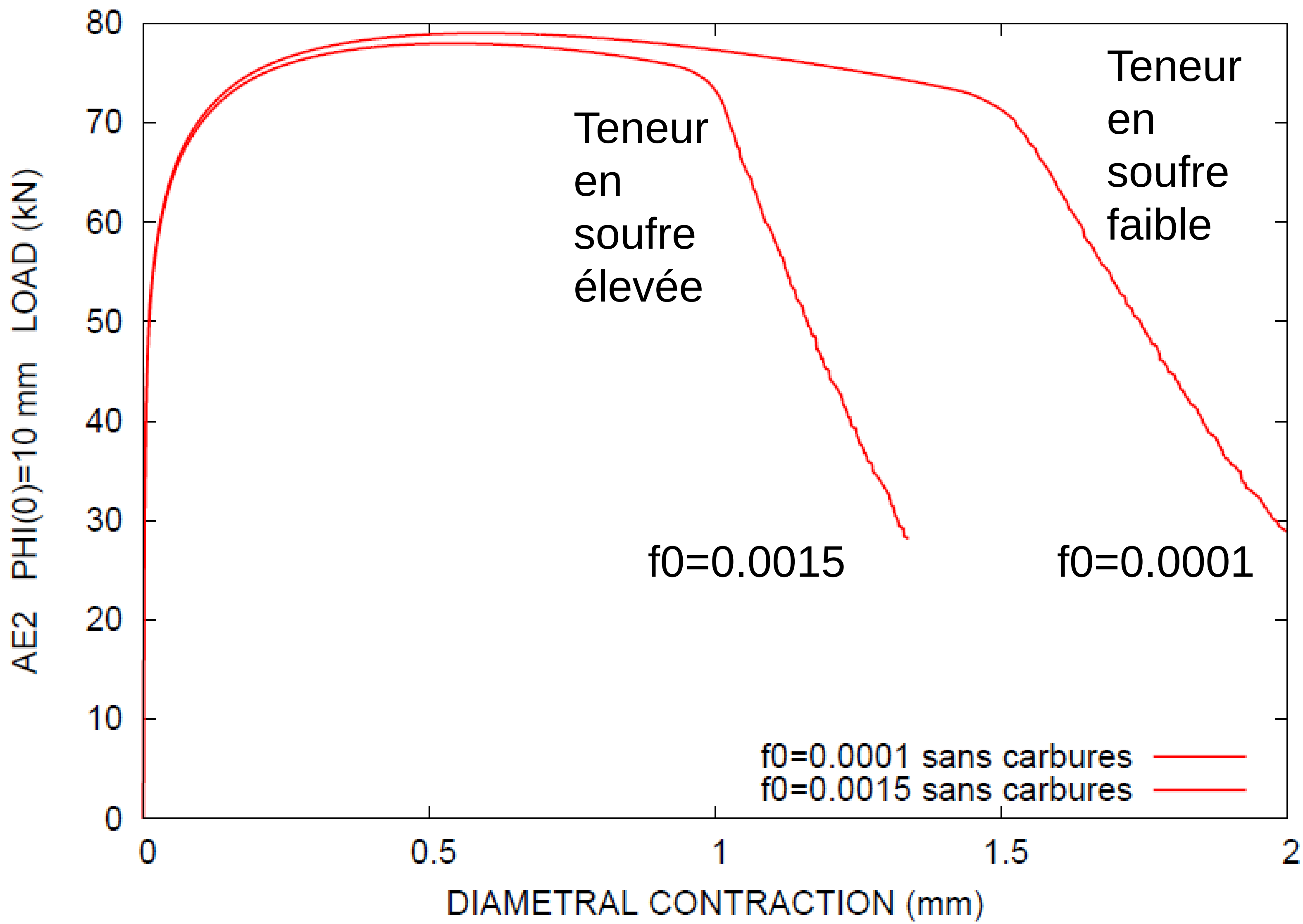
Maillage AE2 Φ10 mm



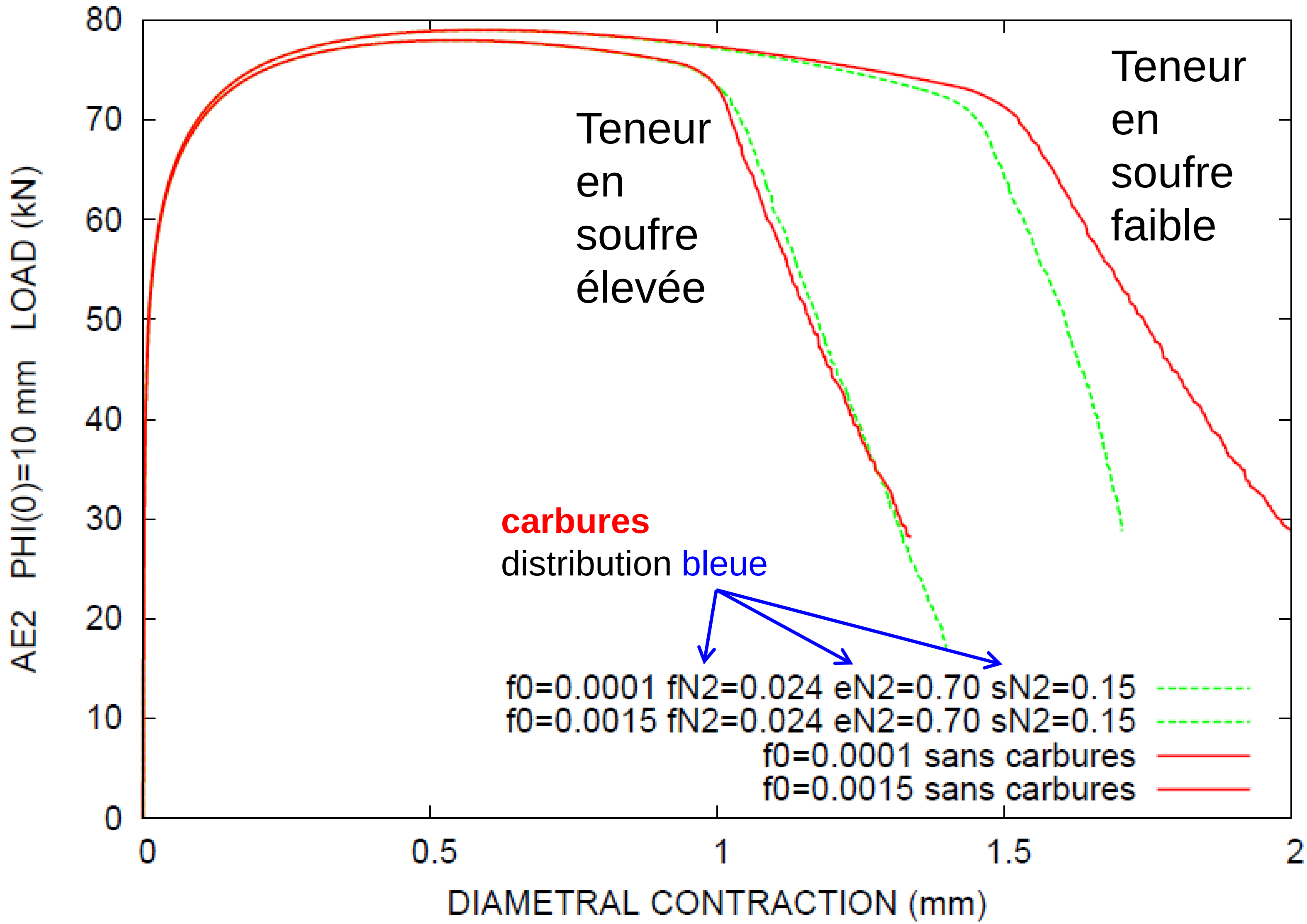
Maillage cartésien hc=1/3 mm



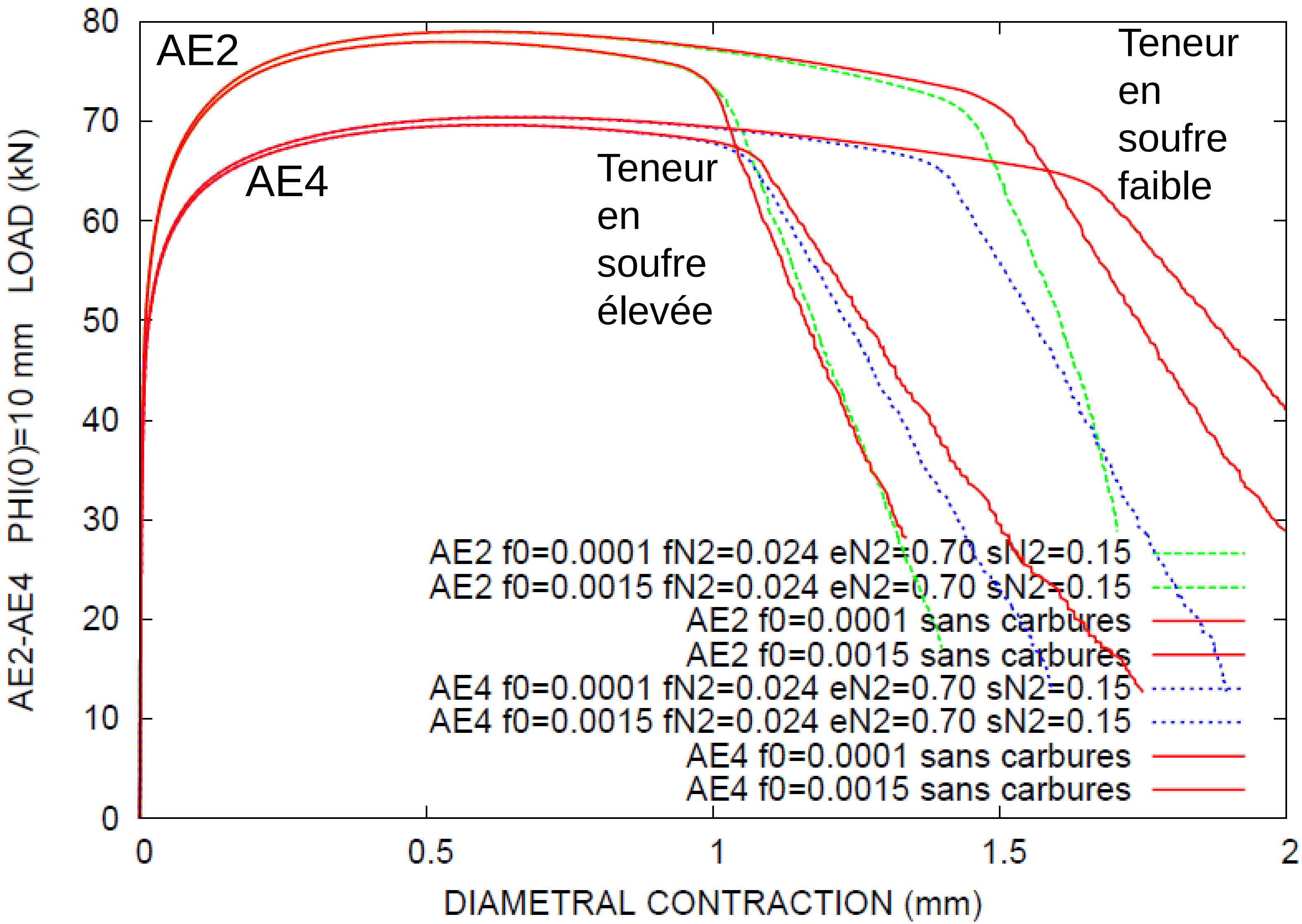
Calculs AE2 avec les seules cavités micrométriques formées sur les **MnS**



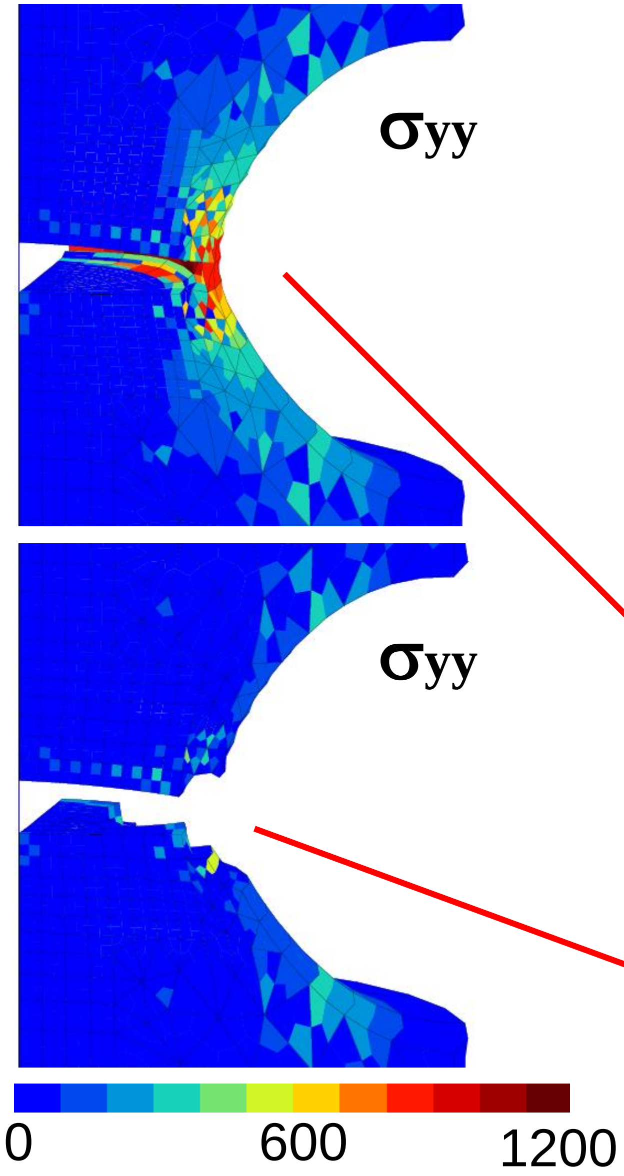
AE2. Effet des cavités sub-micrométriques formées sur les **carbures**



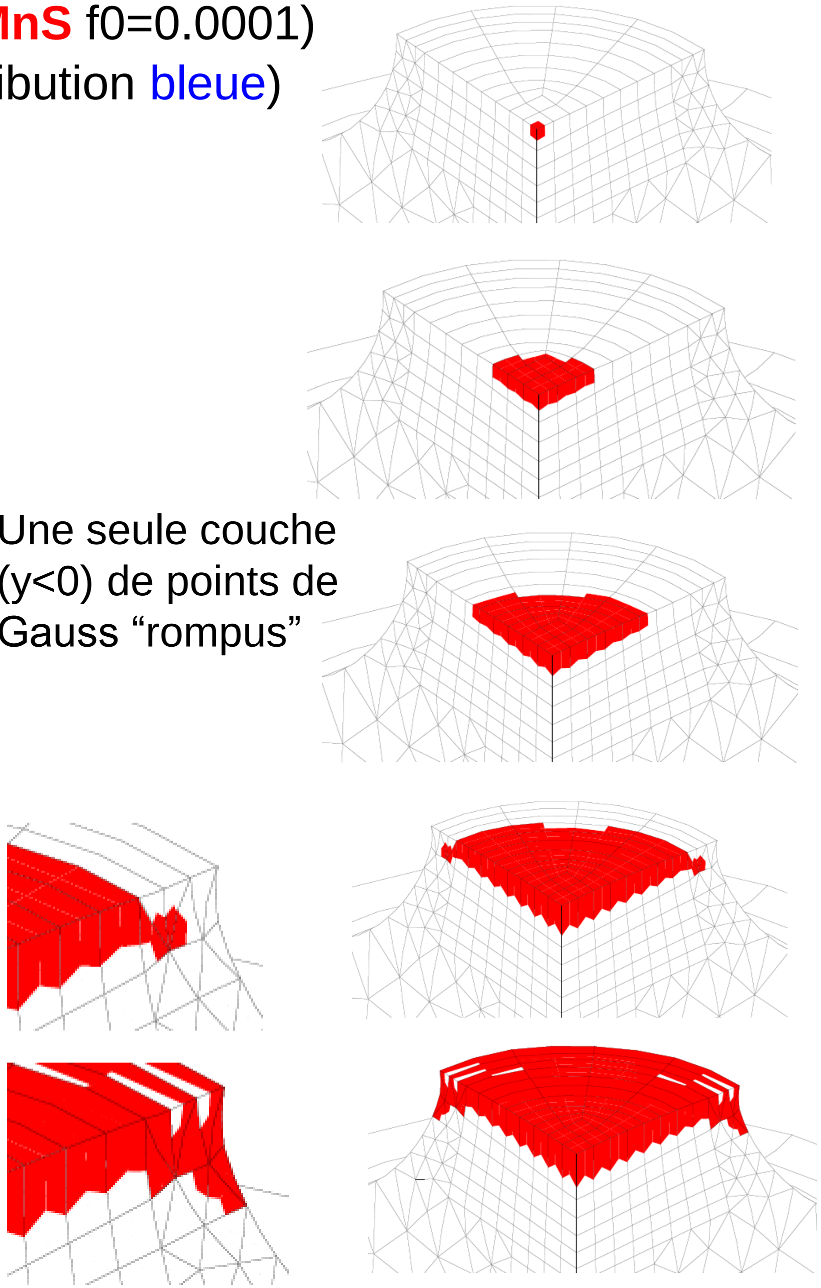
Calculs AE2 et AE4. Effet des **carbures**



Propagation de la fissure (**AE4**, **MnS** f0=0.0001)
(**carbures** distribution bleue)



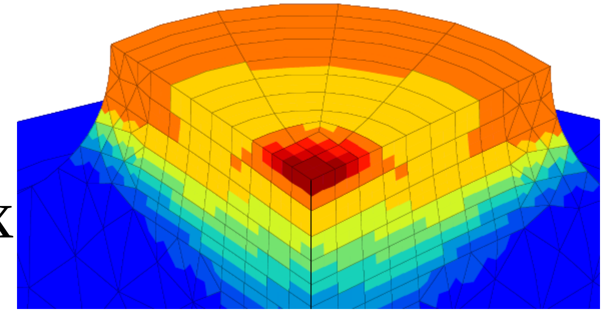
Une seule couche (y<0) de points de Gauss “rompus”



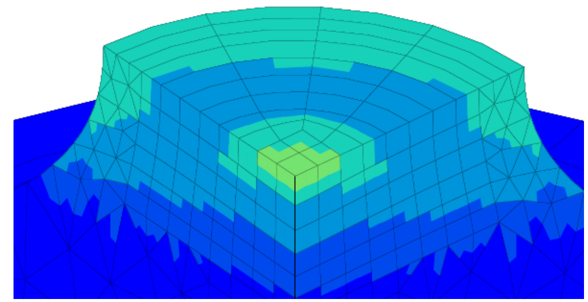
Hétérogénéité de la déformation
entre grain le plus déformé
et grain le moins déformé

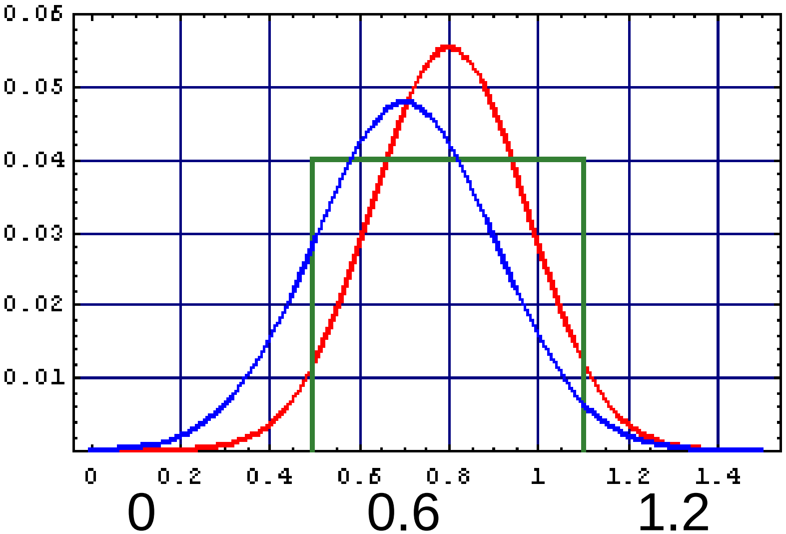
(à l'amorçage de la fissure)
(**AE4**, f0=0.0001)

$[\underline{\varepsilon}_g]^p_{eq}$ max

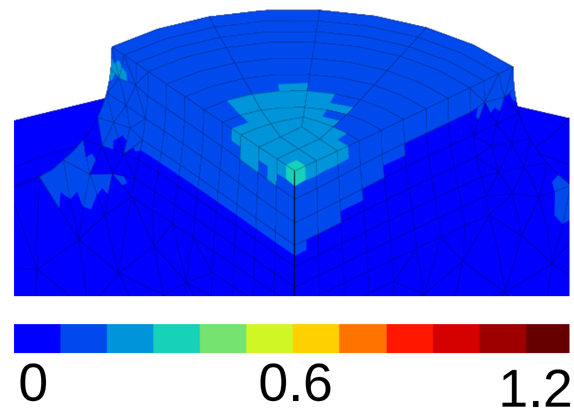


macroscopique $\underline{\varepsilon}^p = \left[\sum_{g=1}^{N} f_g \underline{\varepsilon}^p_g \right]_{eq}$





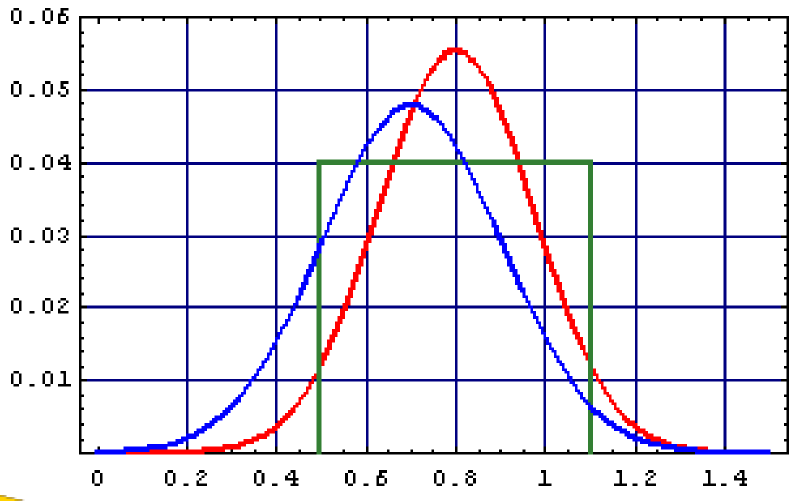
$[\underline{\varepsilon}_g]^p_{eq}$ min



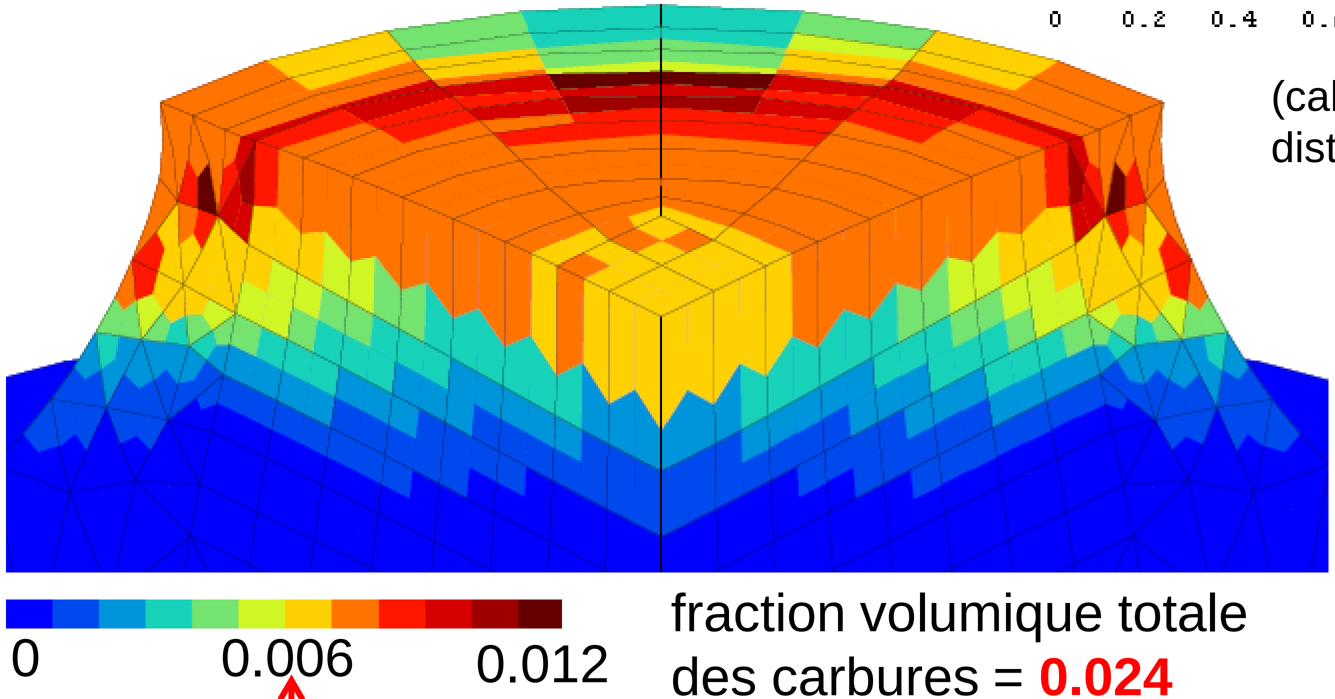
(calculs EF avec
distribution bleue)

Fraction volumique de carbures
ayant amorcé une cavité

(un peu avant la rupture finale)



(calculs EF avec
distribution bleue)



fraction volumique totale
des carbures = **0.024**

25% des carbures (thèse B. Tanguy, 2001)

recalage expérimental distribution rouge → bleue

Un modèle **macroscopique** de plasticité poreuse

peut donner des résultats équivalents

(bien que partiels, car variables macro uniquement)

$$\dot{f} = \dot{f}_{MnS} + \dot{f}_{Carbures}$$

Amorçage au début

de la déformation

Un modèle **macroscopique** de plasticité poreuse peut

donner des résultats équivalents 

(bien que partiels, variables macro seulement)

$$\dot{f} = \dot{f}_{MnS} + \dot{f}_{Carbures}$$

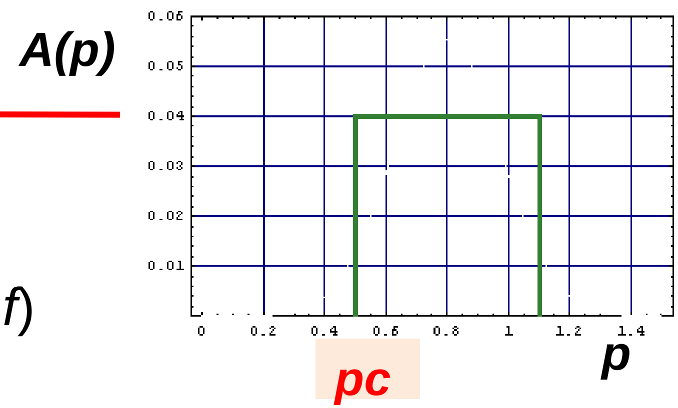
Amorçage au début

de la déformation

Second amorçage

à forte déformation

(avec la **même** variable *f*)



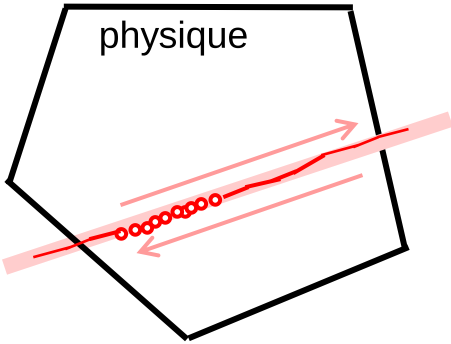
Ce ne sont pas les mêmes cavités et elles ne sont pas aux mêmes échelles

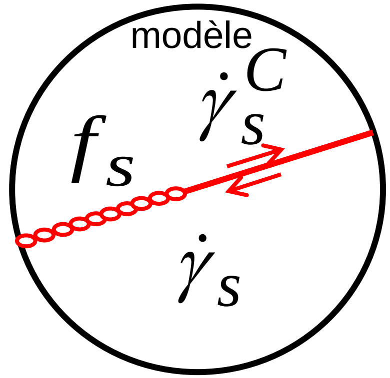
Perspectives

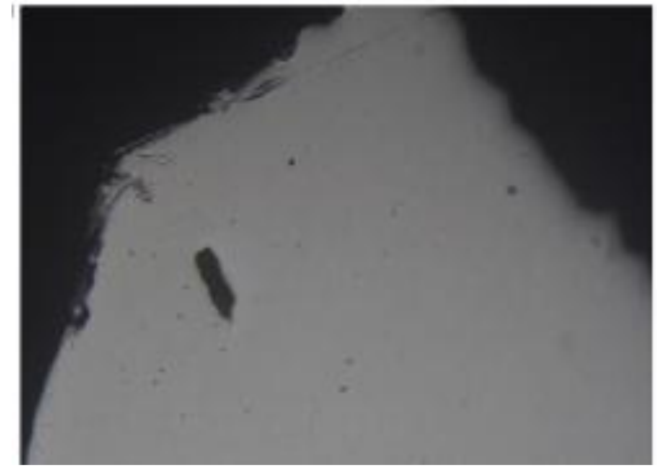
Ce qui manque pour l'effet des carbures

1. **Des modèles micromécaniques spécifiques pour les cavités secondaires**
2. **Des données expérimentales quantitatives sur ces cavités : nano-tomographie ?**

Seconde application (aluminium)

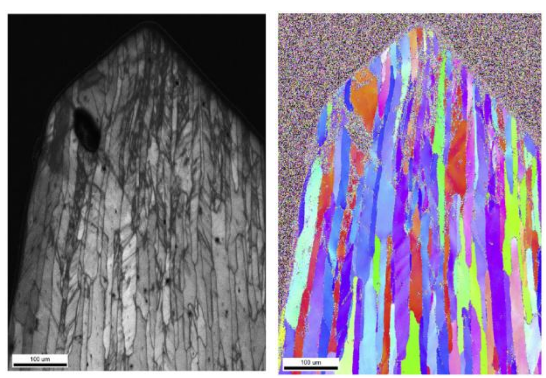


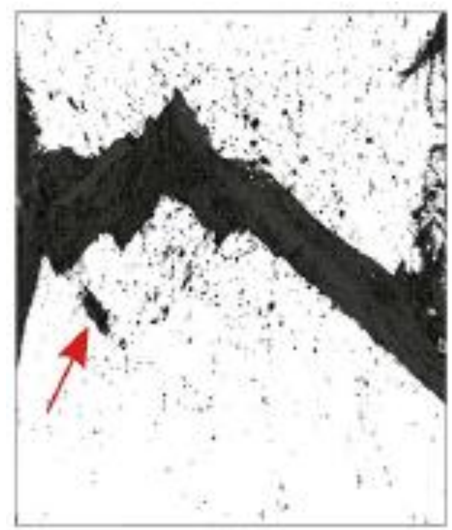




coupe polie

Démonstration de l'existence de la fissuration cristallographique transgranulaire
(Buljac, Morgeneyer et al., **2018**)
Tôle mince 2198 Al-Cu-Li, éprouvette CT





laminographie

Modèles IV

Vitesse de glissement **microscopique**

$$\dot{\gamma}_s = \left(\frac{\left|\tau_s - X_s\right| - r_s}{K} \right)^n$$

Déformation plastique **macroscopique**

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^p = (1-f) \sum_{g=1}^{N} f_g \sum_{s=1}^{M} \underline{m}_{sg} (\dot{\gamma}_s + \dot{\gamma}_s^C) + f \frac{D_1}{3} \exp\left(\frac{\sigma_m^*}{(1-f)\sigma_1} \right) \dot{\varepsilon}_{eq}^p \underline{1}$$

Modèle **polycristallin**

Modèle de "**plasticité poreuse**"

DISSIPATION (b_0=2 « petit »)
C (γ^C) pour ***Coulomb***

$$\left|\tau_s\right| + c_0 \sigma_n = R_0 \exp\left(-b_0 \gamma_{cum}^C\right)$$

Modèle de rupture de Coulomb (1773) pour chaque système de glissement $s=1,M$ dans chaque $g=1,N$

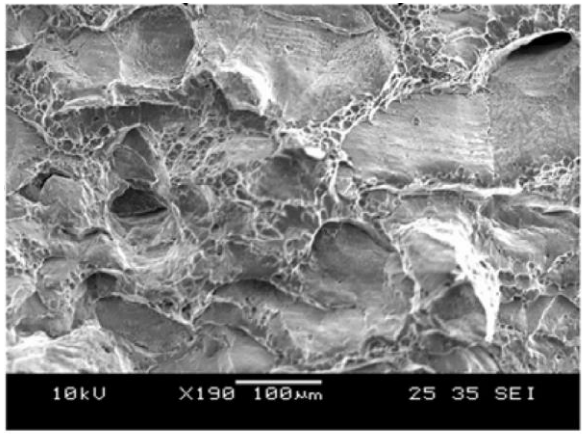
Vitesse de glissement
« de Coulomb »

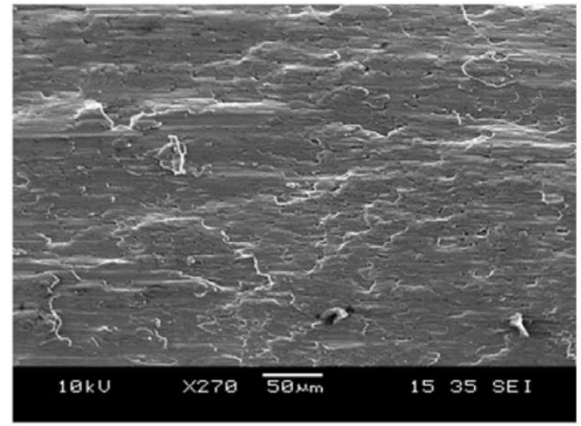
$$\dot{\gamma}_s^C = \left(\frac{\left|\tau_s\right| + c_0 \sigma_{ns} - R_0 \exp(-b_0 \gamma_{cum}^C)}{K} \right)^n$$

OBSERVATIONS EXPERIMENTALES

Extrusion en alliage Al-Mg-Si 6260-T6, épaisseur = 2 mm

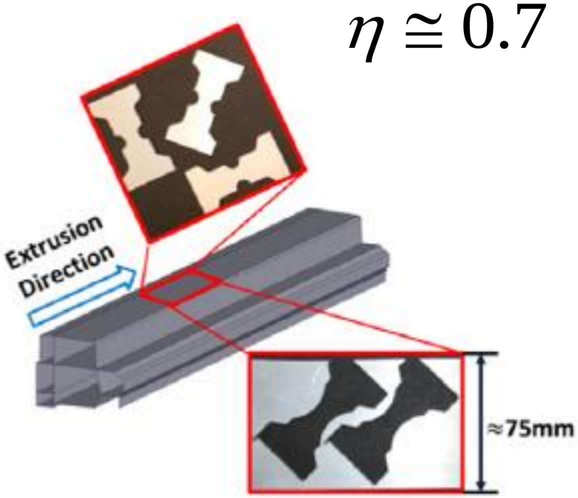
MEB

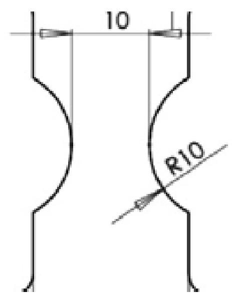




$\eta \cong 0.7$

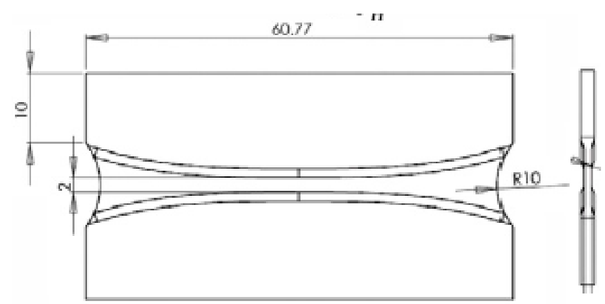
$\eta \cong 0.1$





Traction **plate** entaillée

e=2 mm

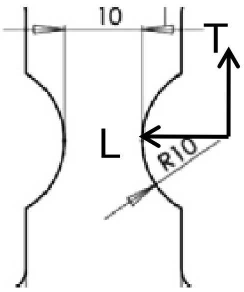


e=1 mm

Cisaillement “Butterfly”

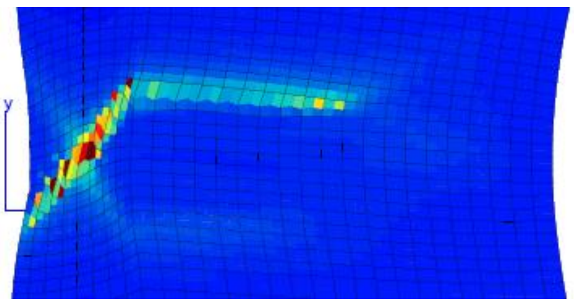
SIMULATIONS NUMERIQUES

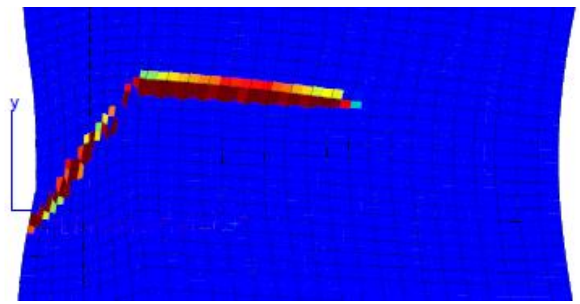
Extrusion en alliage Al-Mg-Si 6260-T6, épaisseur = 2 mm



e =2 mm

MID SECTION

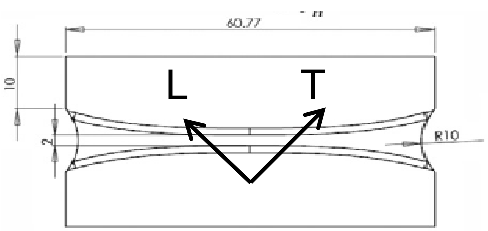




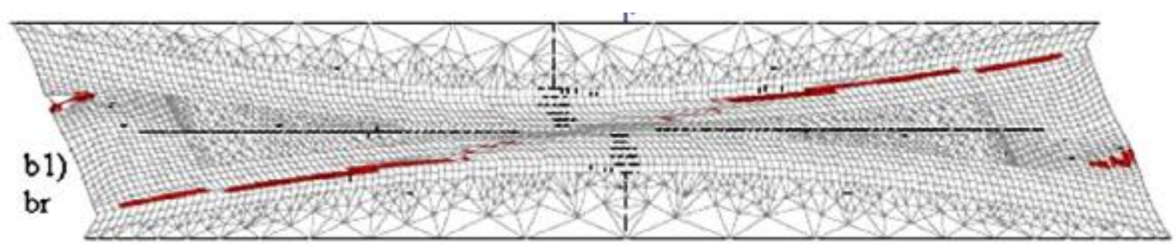
NOTCH

fraction volumique f
échelle 0 – 0.12

glissement de Coulomb
(max g,s) échelle 0 – 2



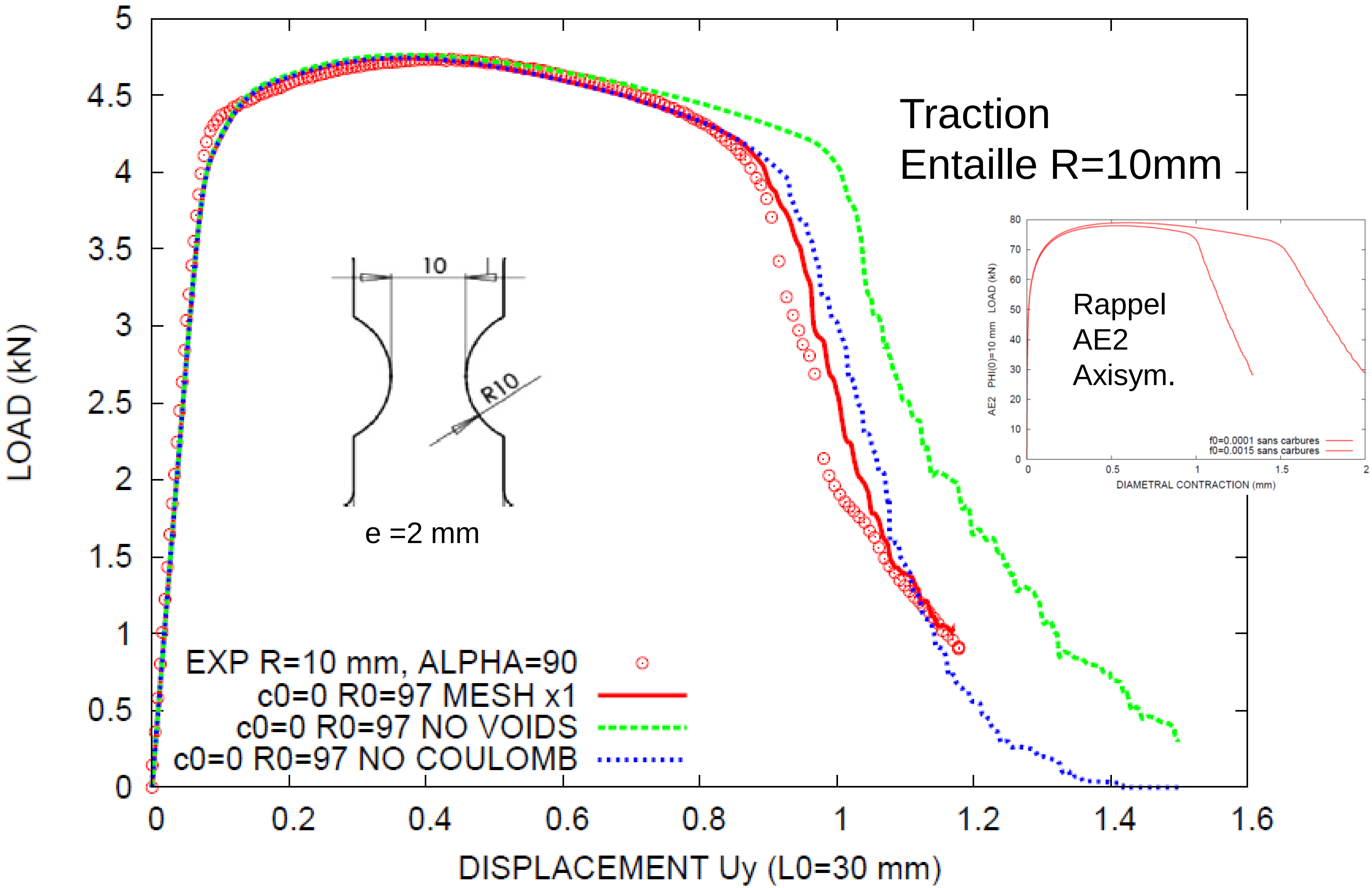
e =1 mm zone centrale



fissures (points d'intégration de Gauss "rompus")

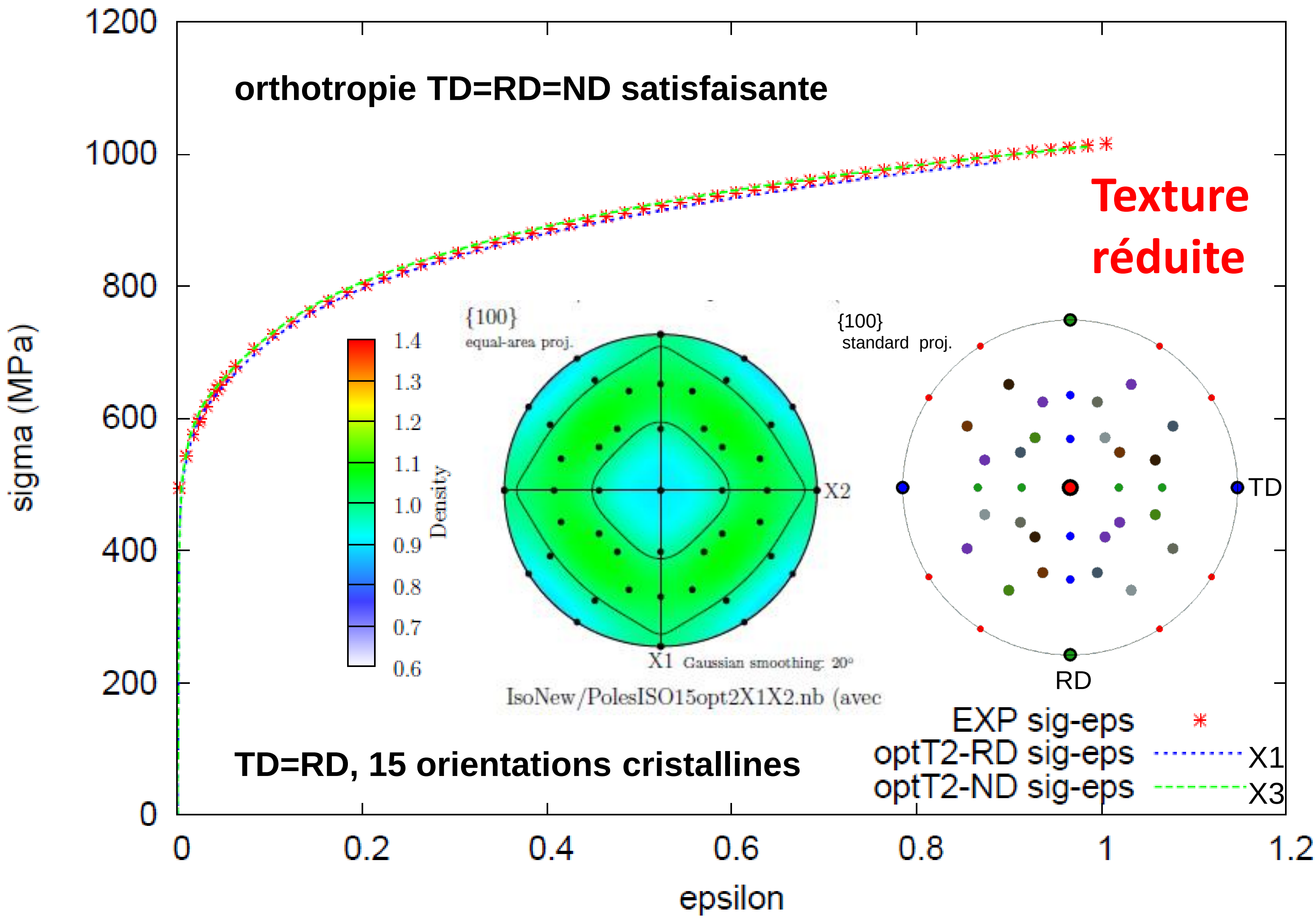
Rousselier & Luo (2014)

Extrusion en alliage Al-Mg-Si 6260-T6, épaisseur = 2 mm



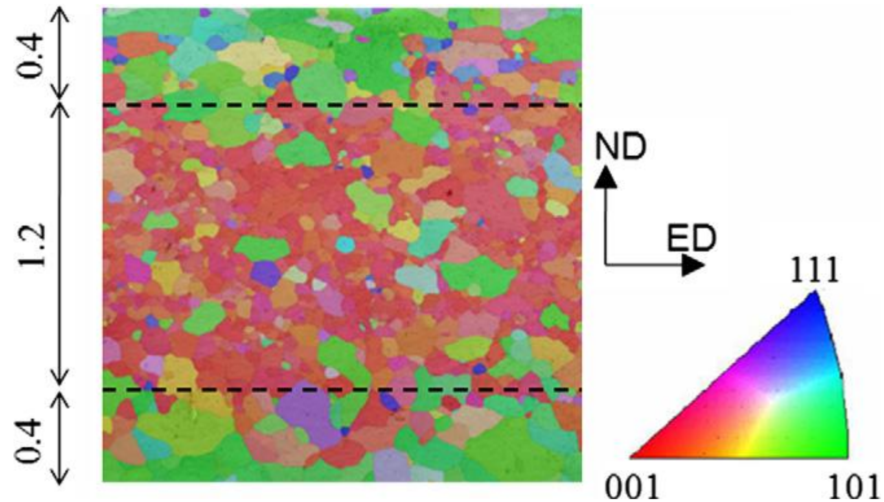
Merci pour votre attention

16MND5, calibration des paramètres d'écrouissage
sur courbe Lorentz, Cano & Besson (2008), 20 C



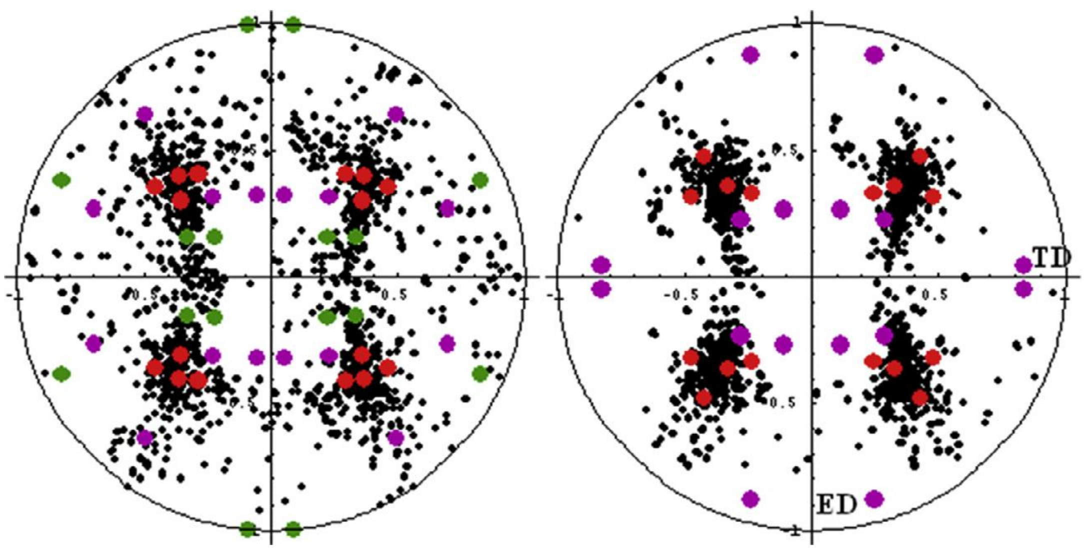
Textures réduites orthotropes, 3x4=12 et 2x4=8 orientations cristallines

c



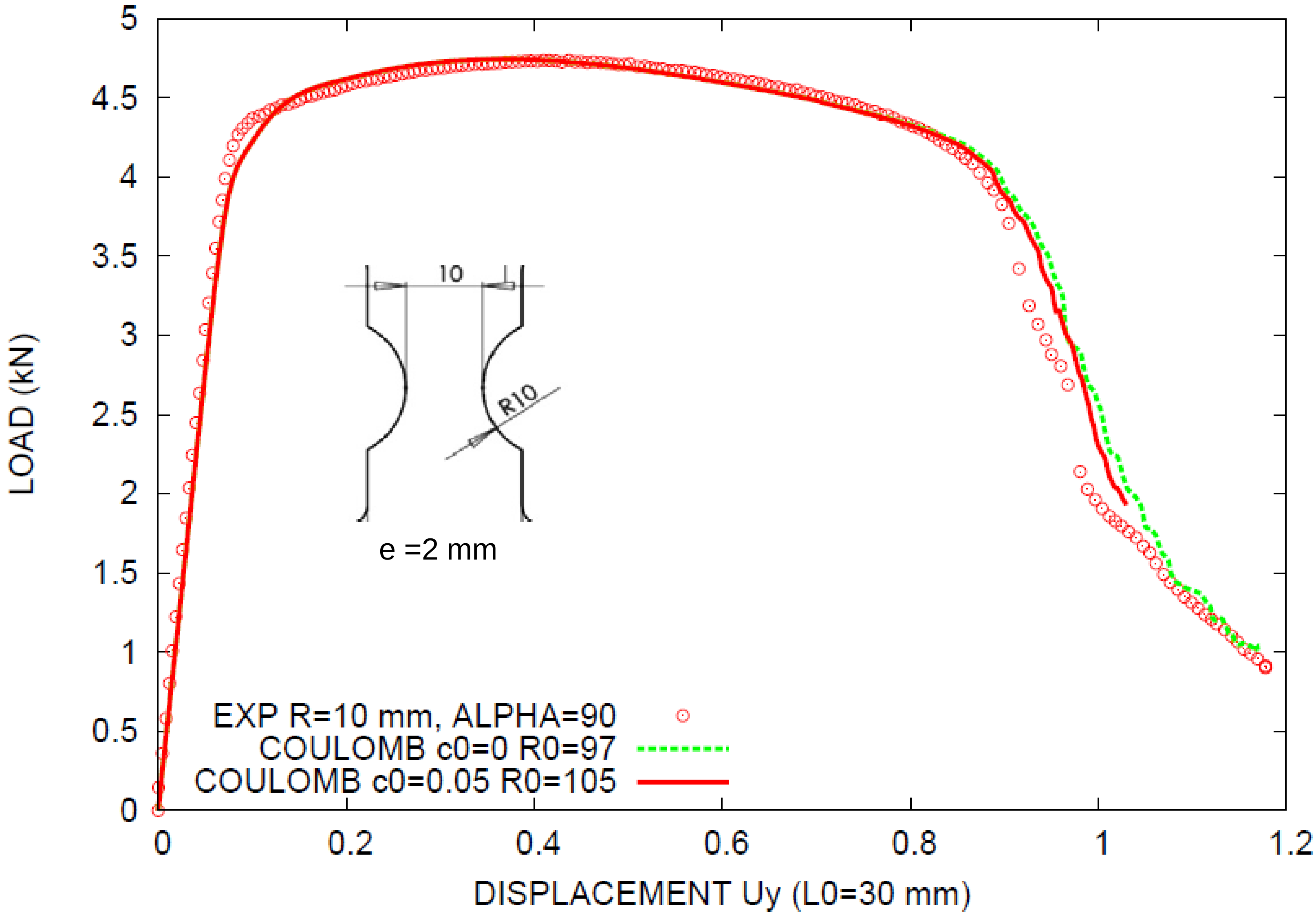
Extrusion AA6260-T6, pôles {111}, EBSD a (2 mm) et b (couche centrale 1.2 mm)

a b



Textures réduites

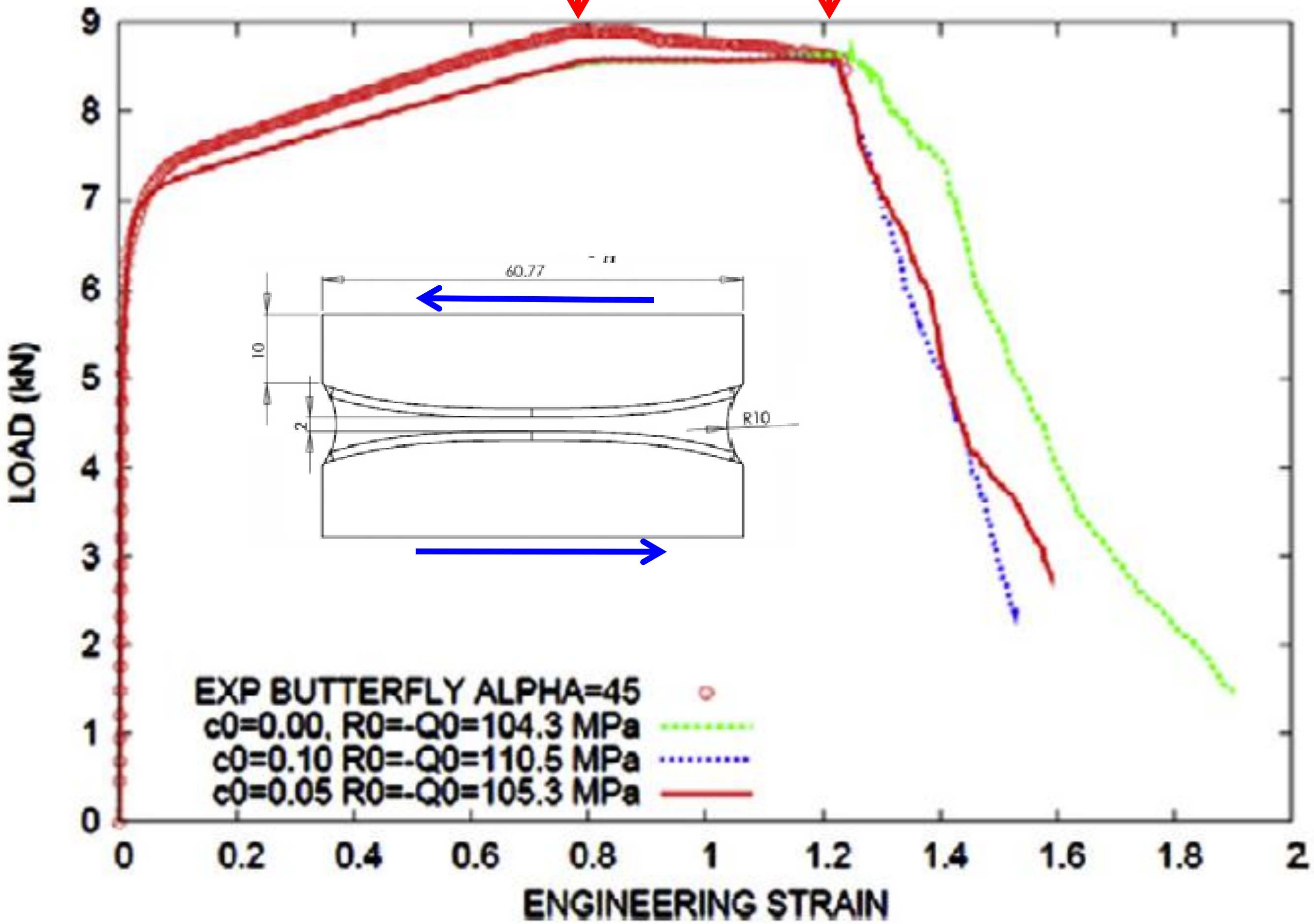
Extrusion en alliage Al-Mg-Si 6260-T6, épaisseur = 2 mm



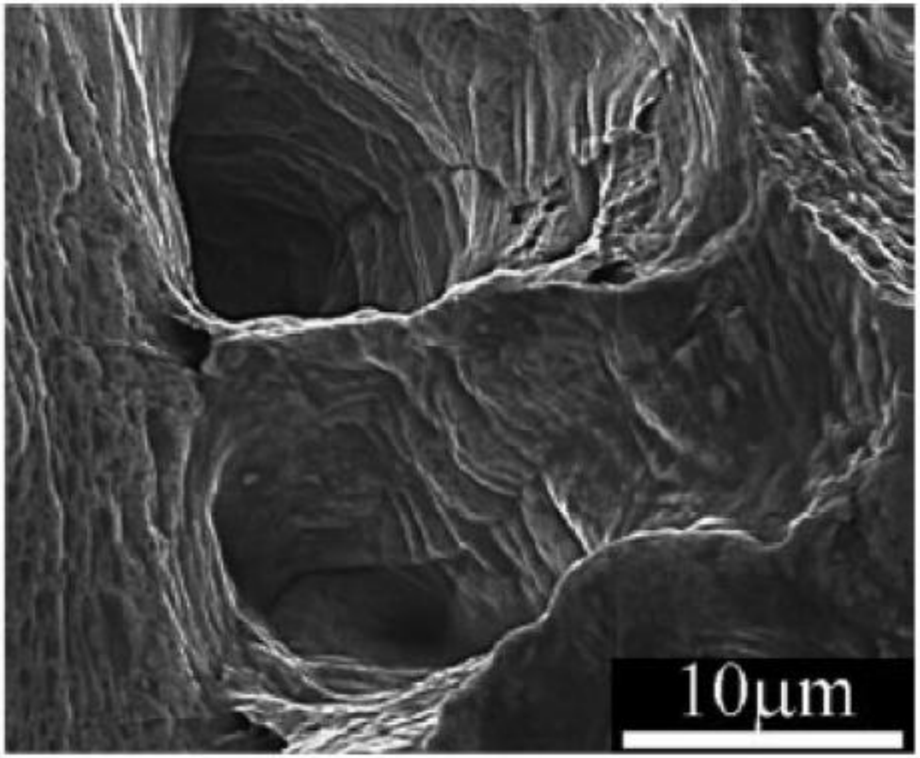
Extrusion en alliage Al-Mg-Si 6260-T6, épaisseur = 2 mm

petites fissures latérales de traction

grandes fissures de cisaillement



Weck, Wilkinson, Maire, Toda (2008)



Emergence de bandes de glissement
Comportement plastique en présence d’une **surface**

Transgranular ductile fracture without voids:

porous plasticity is ineffective

→ **Coulomb fracture model** **1 at the slip system scale**

2 with softening

$$R_0 - c_0\sigma_n = |\tau|$$

COULOMB, Charles Augustin,

Théorie des Machines Simples

(1773)

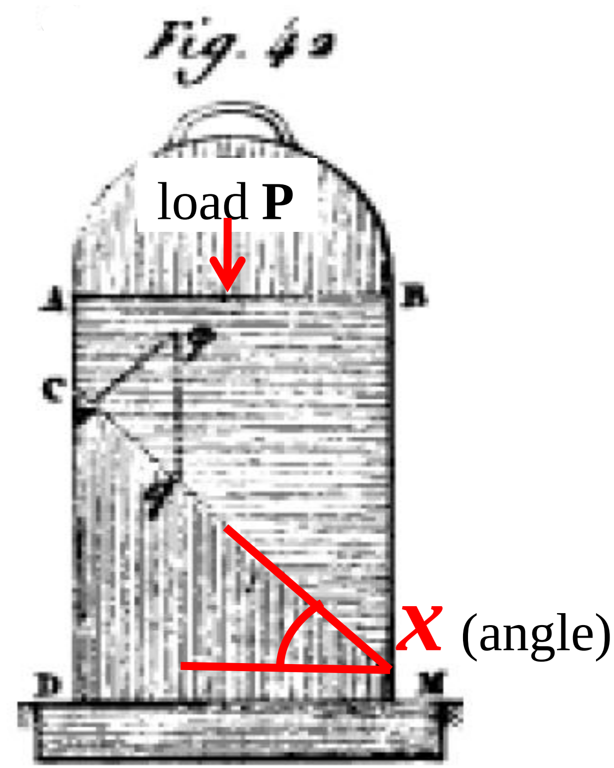
$$\frac{aa\delta}{\cos x} + \frac{P\cos x}{n} = P\sin x$$

$\delta = R_0$ and $n = 1/c_0 > 0$

material constants

$\mathbf{P}>0$

(compression)



$aa/\cos x$ = surface area, $aa = a^2 = DM^2$ Fracture for $x = \pi/4 - \mathrm{atan}(1/n)/2$