

DE LA RECHERCHE À L'INDUSTRIE



ENDOMMAGEMENT DUCTILE DES ACIERS : IDENTIFICATION DES MODELES A PARTIR DE L'EXPERIMENTATION

Benoit Tanguy¹, Jacques Besson²

¹ : Service d'Études des Matériaux Irradiés, CEA
Saclay

² : Centre des Matériaux, Mines ParisTech, UMR
CNRS7633

Journée MECAMAT « Rupture Ductile » | Benoit Tanguy, Jacques Besson

www.cea.fr

25 SEPTEMBRE 2012



Available online at www.sciencedirect.com



Computational Materials Science 32 (2005) 544–552

www.elsevier.com/locate/commatsci

COMPUTATIONAL
MATERIALS
SCIENCE



PERGAMON

International Journal of Plasticity 15 (1999) 1111–1137

INTERNATIONAL JOURNAL OF
Plasticity

Identification of material parameters of the Gurson–Tvergaard–Needleman model by combined experimental and numerical techniques

M. Springmann *, M. Kuna

*TU Bergakademie Freiberg, Institute of Mechanics and Fluid Dynamics, Freiberg University of Mining and Technology,
Lampadiusstr. 4, 09596 Freiberg, Germany*

Aspects on the finite-element implementation of the Gurson model including parameter identification

Rolf Mahnken*

*Institut für Baumechanik und Numerische Mechanik, University of Hannover Appelstrasse, 9a, 30167
Hannover, Germany*



Computational Materials Science 26 (2003) 202–209

www.elsevier.com/locate/commatsci

COMPUTATIONAL
MATERIALS
SCIENCE



Technical Note GKSS/WMG/99/10
interner Bericht

Identification of material parameters of the Rousselier model by non-linear optimization

M. Springmann *, M. Kuna

Institute of Mechanics and Fluid Dynamics, Freiberg University of Mining and Technology, Lampadiusstr. 4, Freiberg 09596, Germany

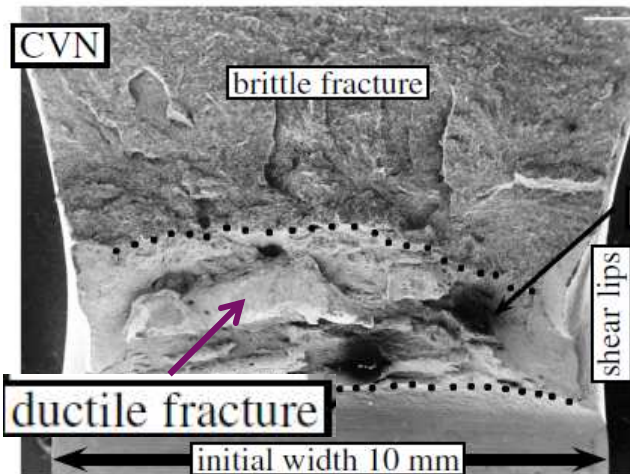
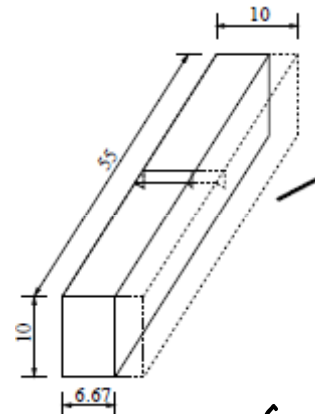
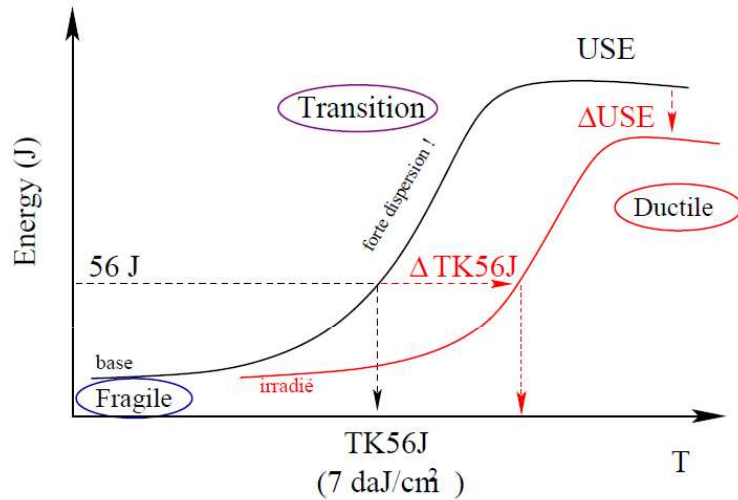
Hinweise zur Anwendung des GURSON-TVERGAARD-NEEDLEMAN-Modells

G. Bernauer, W. Brocks, U. Mühlich, D. Steglich, M. Werwer

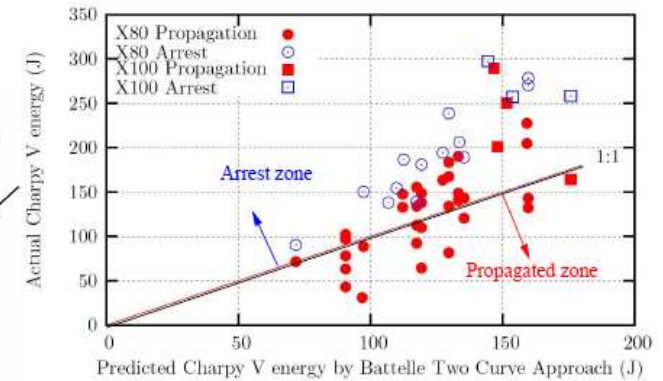
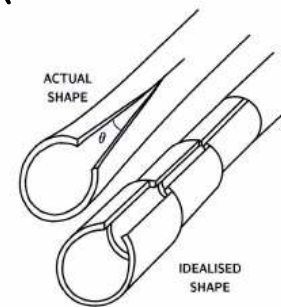
RUPTURE DUCTILE : QUELQUES EXEMPLES

Fragilisation par l'irradiation de l'acier de cuve

Développement d'aciers à haute résistance pour pipelines

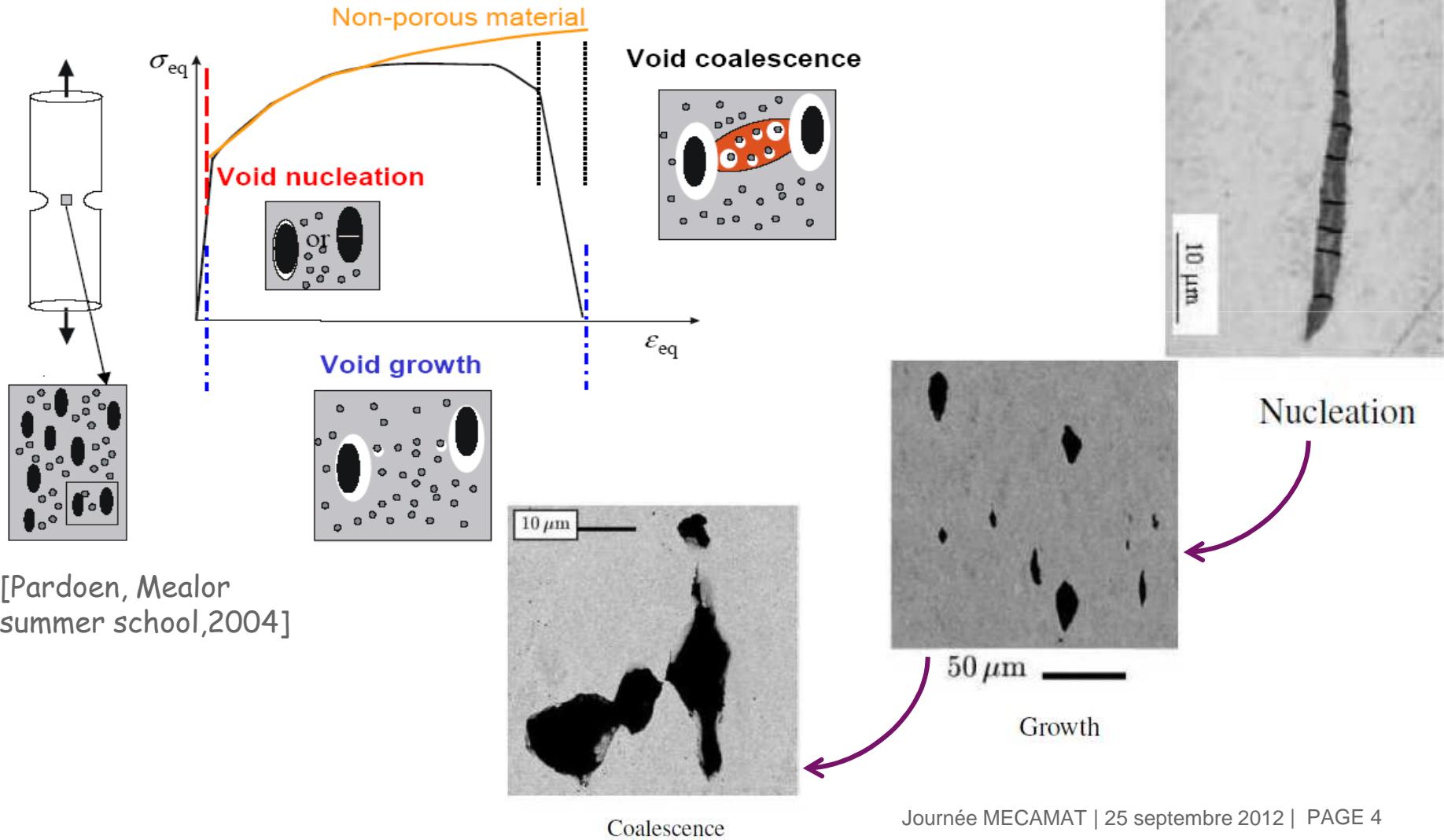


Formules empiriques



RUPTURE DUCTILE: LES 3 PHASES

Stages of ductile fracture



[Pardoen, Mealor
summer school, 2004]

- Prenons l'exemple du modèle GTN « simple » (surface de charge)

$$\phi = \frac{\Sigma_{\star}^2}{\sigma^2} + 2q_1 f_{\star} \cosh\left(\frac{q_2}{2} \frac{\Sigma_{kk}}{\sigma}\right) - 1 - q_1^2 f_{\star}^2$$

-
- σ (contrainte d'écoulement) → comportement élastoplastique
 - q_1, q_2 , (+germination, +coalescence) → développement de l'endommagement
amorçage de la fissuration
 - ? → propagation et énergie de rupture (J/m²)
-

- Organisation de l'exposé

- Présentation des matériaux
- Comportement élastoplastique
- Développement de l'endommagement
- Fissuration

- Acier faiblement allié utilisé pour les viroles de cuves des REP
- Acier isotrope (acier forgé + traitements thermiques)

EDF - 1300MWe

Forgeage de la virole

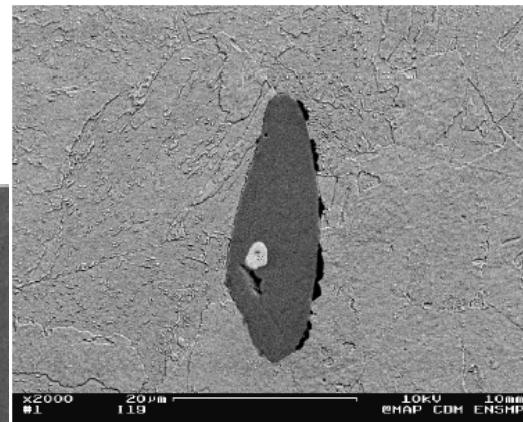
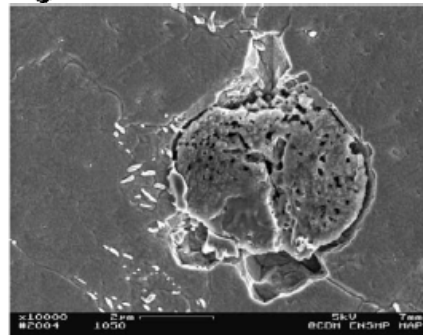
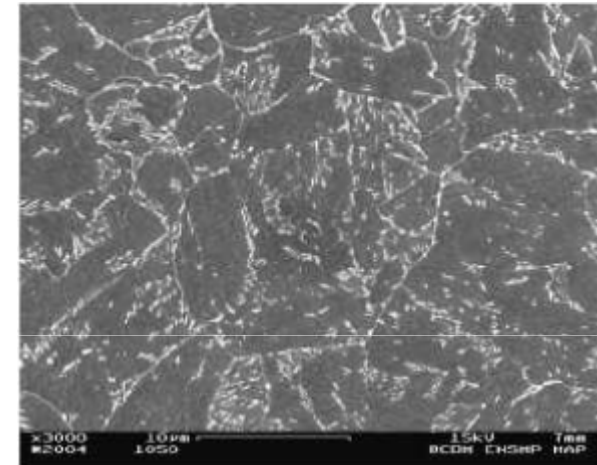
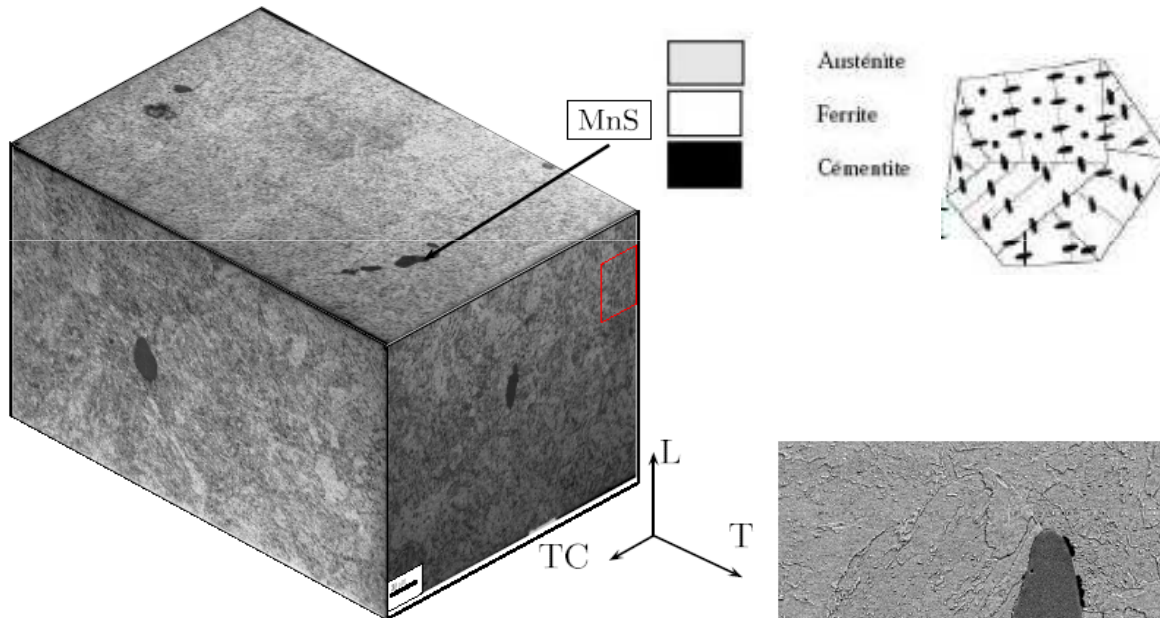


Lingot de 315 t



Cuve de réacteur
(assemblage de plusieurs
viroles par soudage)

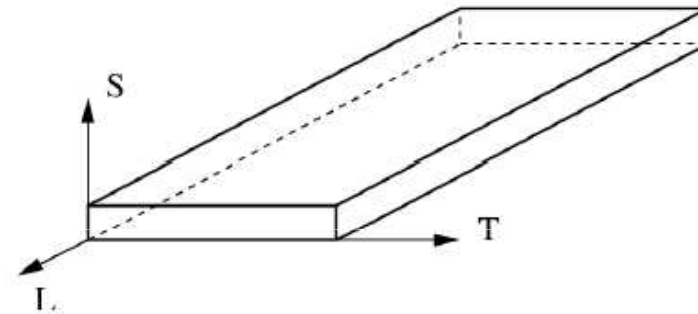
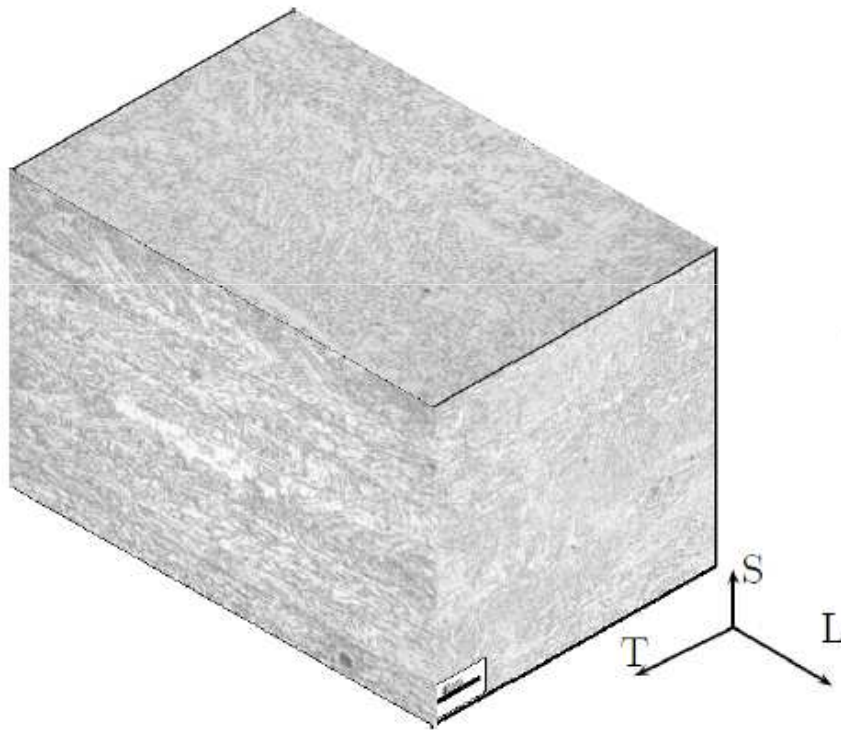
- Microstructure de bainite revenue
- Faible taux de soufre, peu d'inclusions ($f_v \sim 1-4 \cdot 10^{-4}$)
- Inclusions: MnS, TiN, Mn(O,Al,CaS,...)
- 2nd population de particules (carbures)



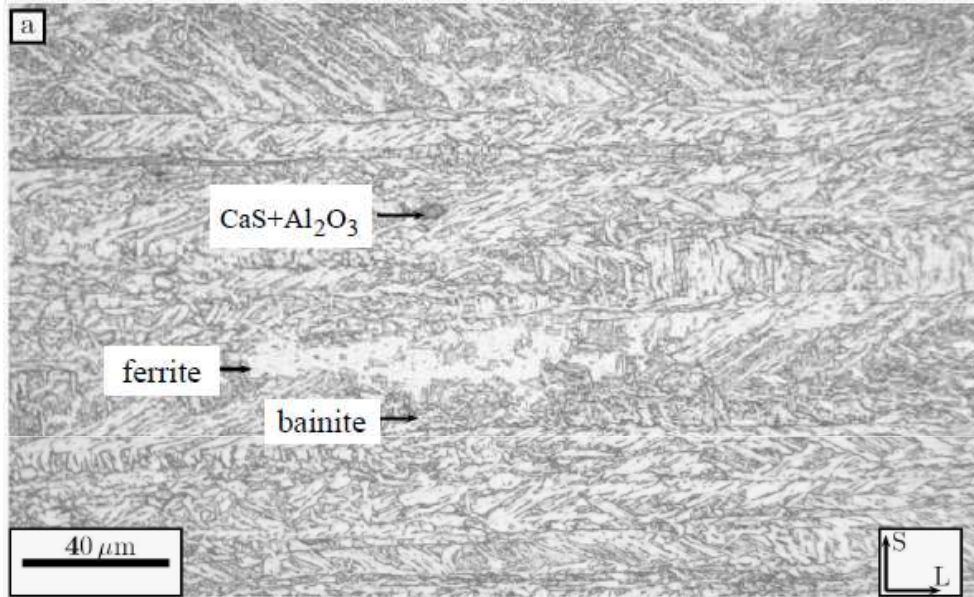
Inclusions de MnS à l'origine de la rupture ductile

PRESENTATION DES MATERIAUX - X100

- Acier faiblement allié à haute résistance pour la construction de pipelines
- Très faible taux de soufre : très peu d'inclusions ($f_v \approx 2.10^{-4}$)
- Acier anisotrope (laminage, forte texture, mise en forme, ...)

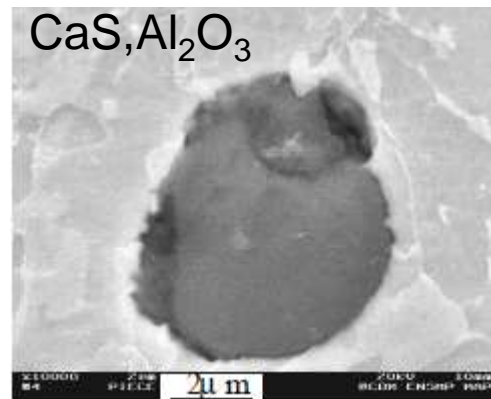
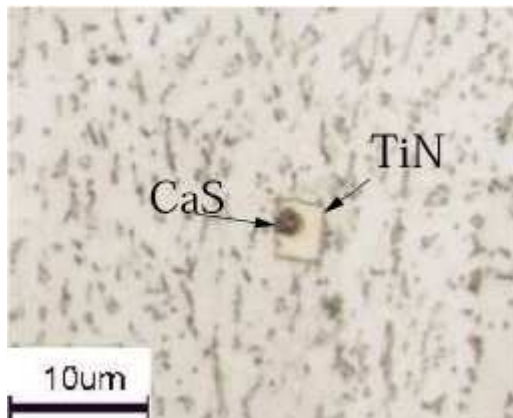
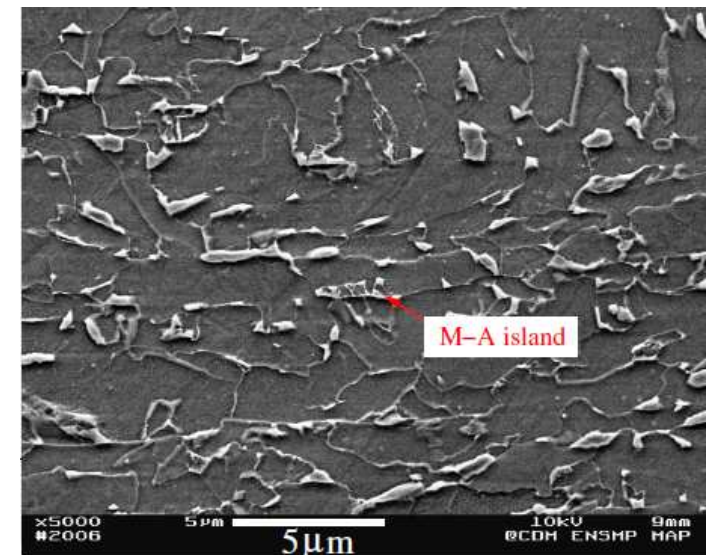


- Inclusions (CaS) à l'origine de la rupture ductile



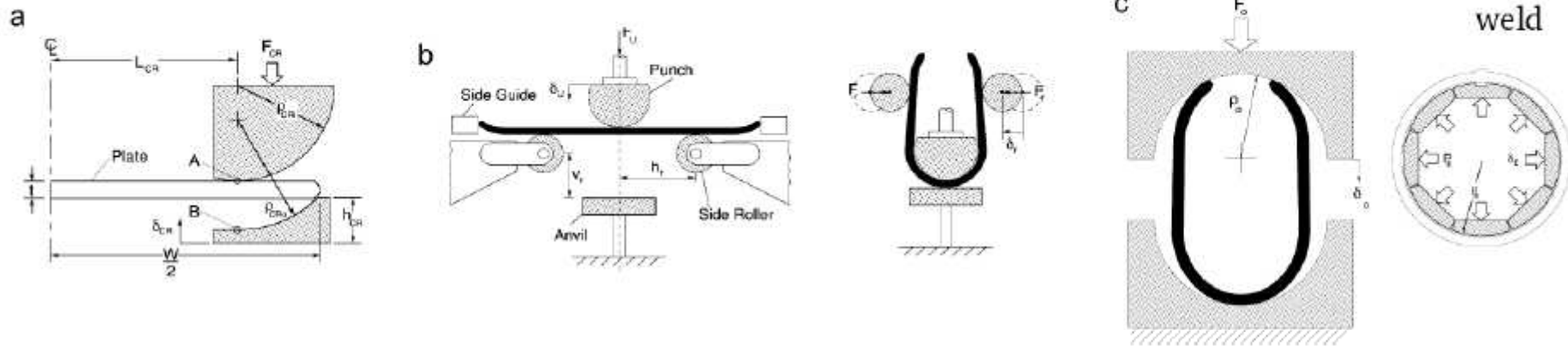
Bainite -> présence de Fe_3C

Ilôts M-A



(Nb: Il n'y a plus de MnS)

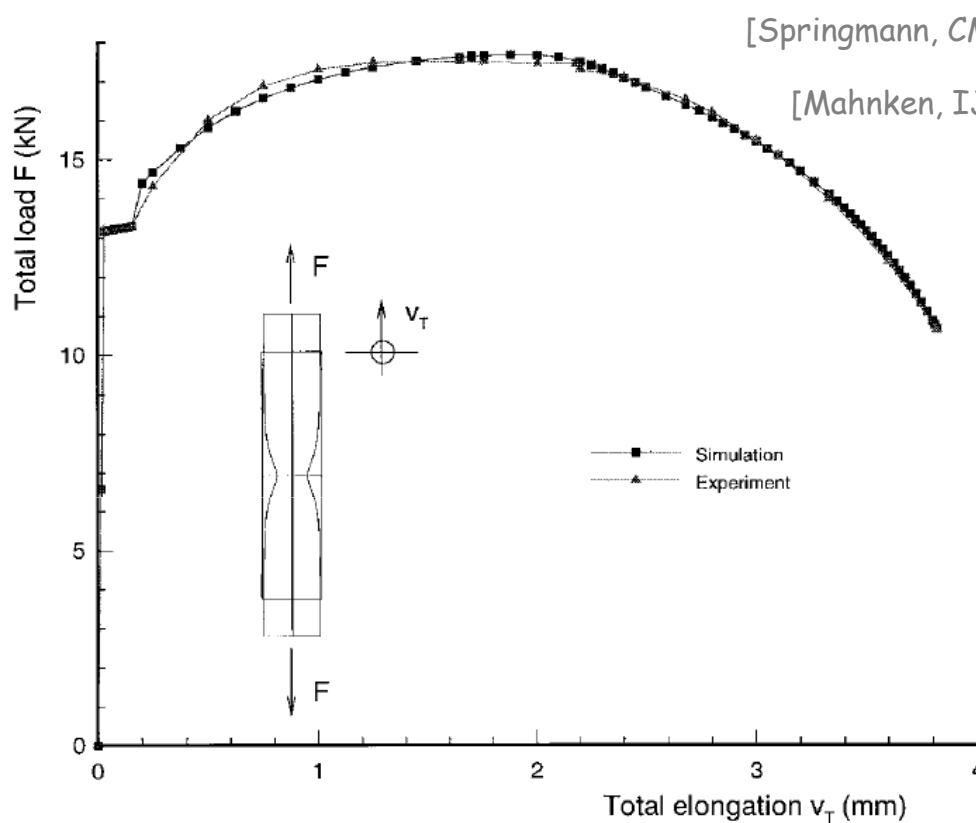
- Mise en forme (UOE)



- Pré-déformation (1 à 2%) dans le sens orthoradial

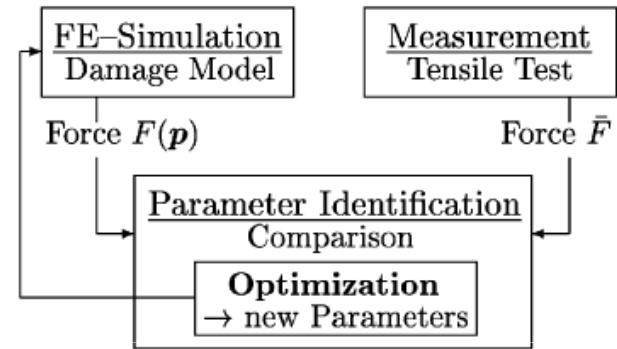
➤ Herynk, *etal.*, Effects of the UOE/UOC pipe manufacturing processes on pipe collapse pressure, *Int. J. Mech. Sci.*, 49 (5) 533-553 (2007)

L'ESSAI DE TRACTION : LA PANACÉE ?



[Springmann, CMS,2005] $\mathbf{p} = \mathbf{p}_i = (\sigma_0 \ \varepsilon_0 \ n \ q_1 \ q_2 \ q_3 \ f_0 \ f_c \ f_F \ f_N \ \varepsilon_N \ s_N)^T$.

[Mahnken, IJP,1999] $\boldsymbol{\kappa} = [Y_0, q, b, H, q_1, q_2, q_3, k, f_c, f_N, \varepsilon_N, s_N]^t$



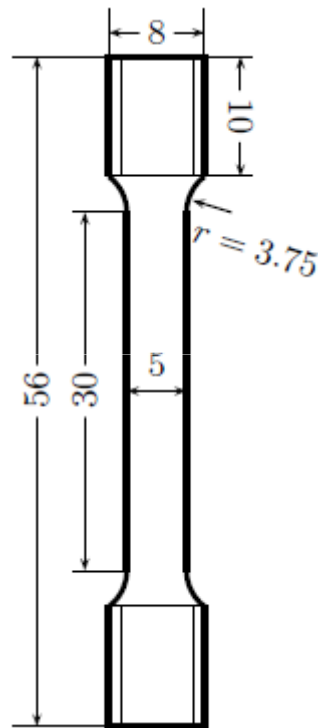
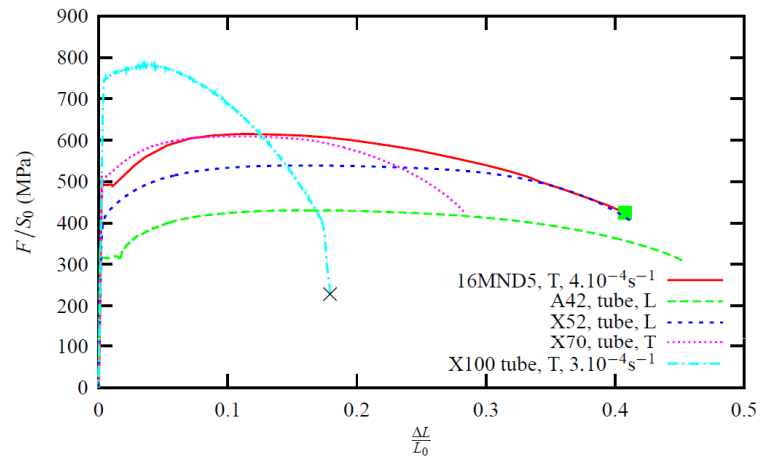
$$(\mathbf{p}) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{n_L} [F_i(\mathbf{p}) - \bar{F}_i]^2 \min.$$

$$f(\boldsymbol{\kappa}) = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{n_d=5} w_d (u_j - \bar{u}_j)^2 + \frac{1}{2} \sum_{j=1}^{n_f=19} w_f (F_j - \bar{F}_j)^2 \rightarrow \min_{\boldsymbol{\kappa}}$$

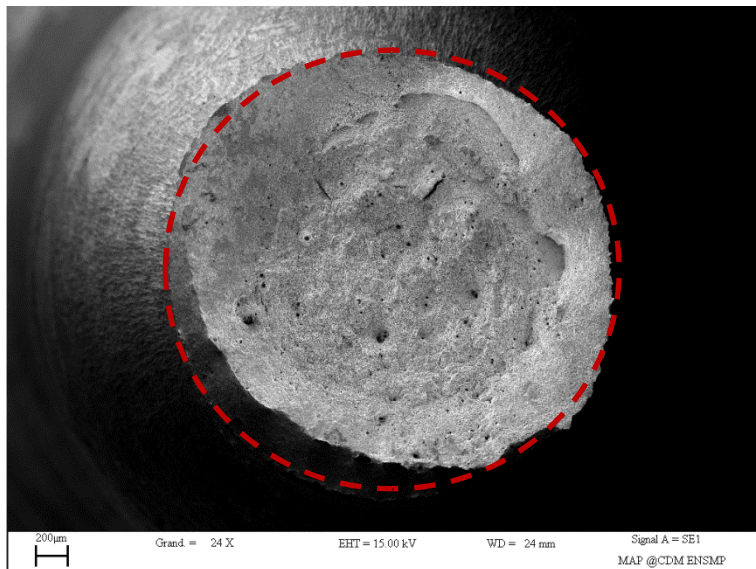
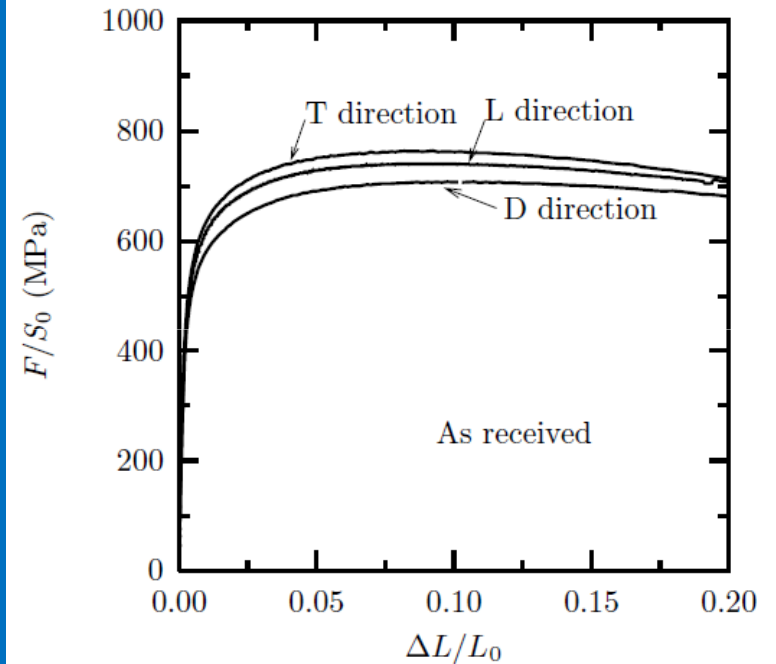
(not reported here) showed that it is difficult to find a stable and unique set of material parameters characterizing the material. This difficulty arises from the incomplete data, and therefore it seems that additional tests are necessary in order to obtain more reliable values for the material parameters, Mahnken and Stein (1997).

- Bien sur l'essai de traction !

16MND5 : Cpt isotrope

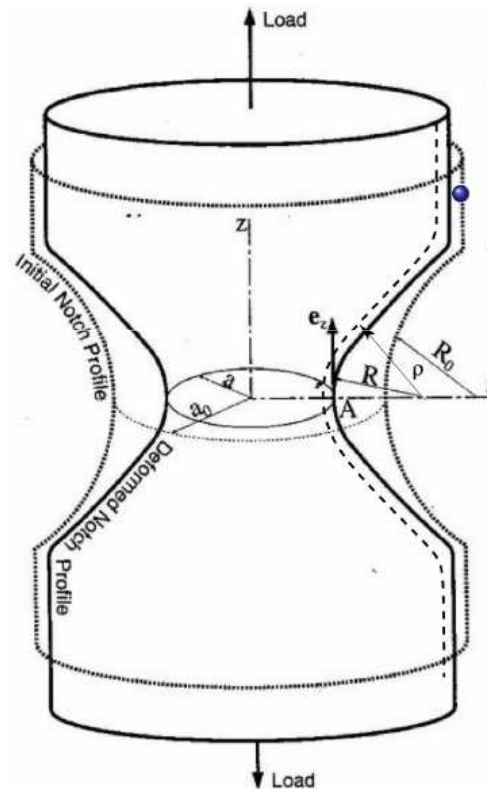
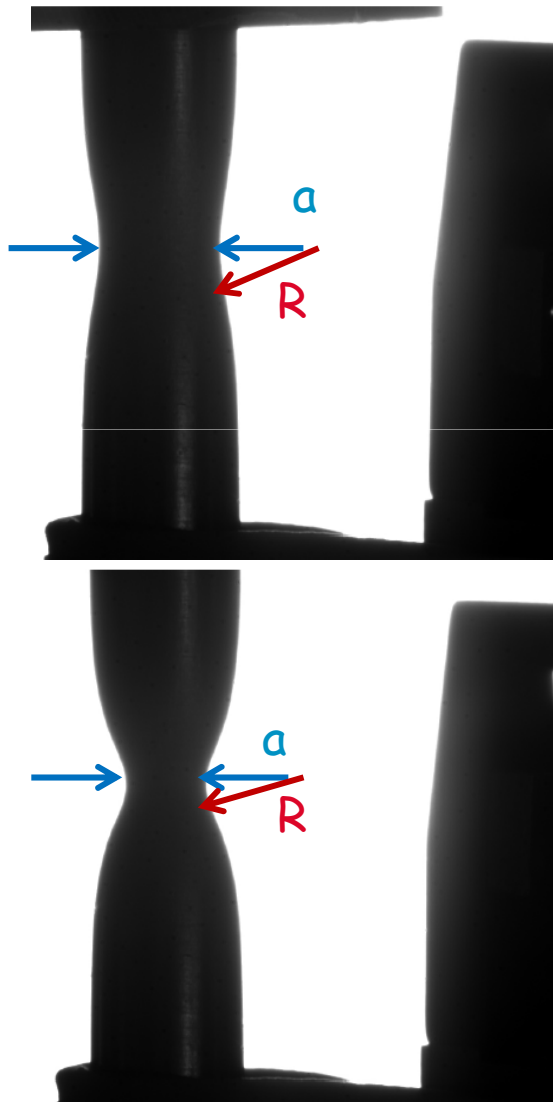


X100



- Anisotropie en contrainte

- Au-delà de la striction pour un matériau isotrope : l'analyse de Bridgman (éprouvette cylindrique)

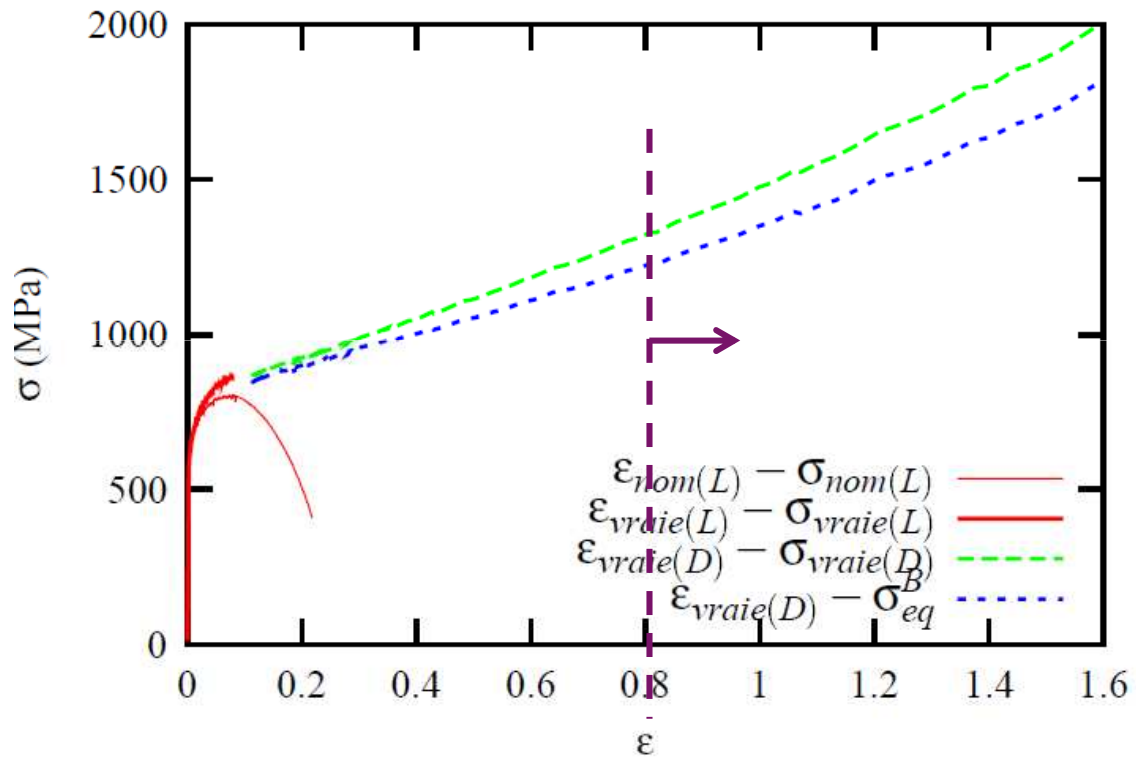


Beyond necking (strain localization, multiaxial state) : $\sigma_{true} \neq \sigma_{eq}$

- Bridgman's analysis (cylindrical specimen)

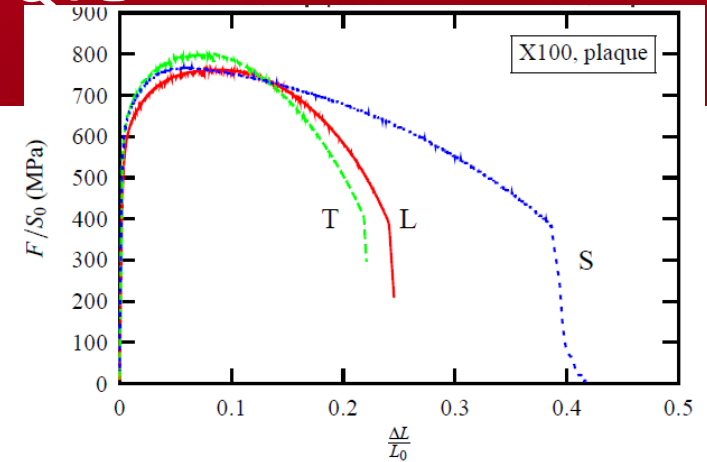
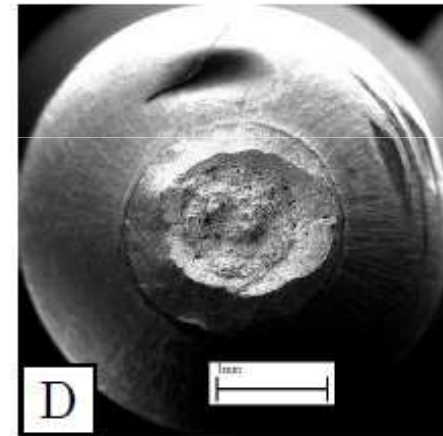
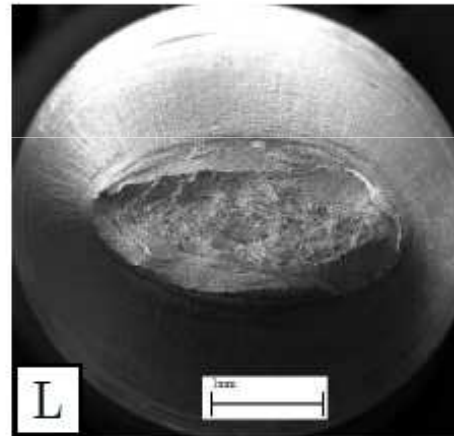
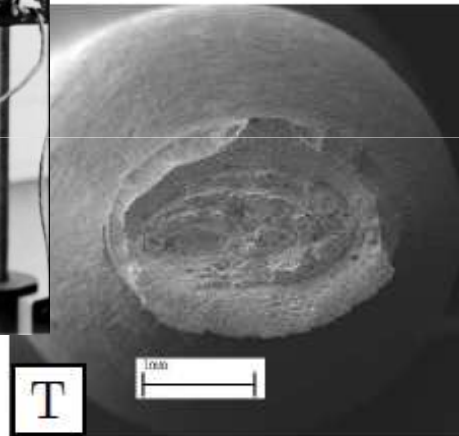
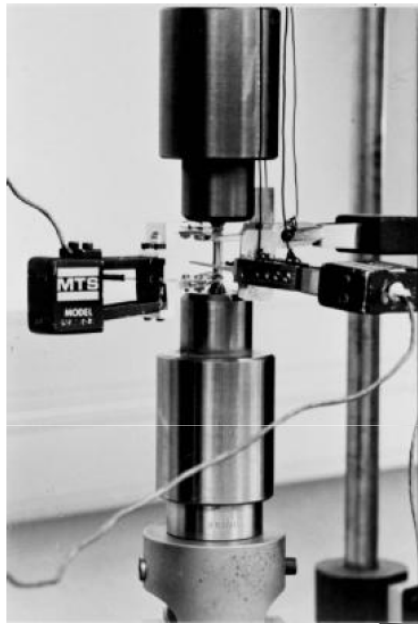
- H1. Uniform strain distribution in the minimum cross section
- H2. $\frac{1}{\rho} = \frac{r}{aR}$
- H3. proportional loading
- $\epsilon_z(r) = \epsilon_z = 2 \ln\left(\frac{a_0}{a}\right) = \epsilon_{eq}$
- $\sigma_{eq}(\epsilon_{eq}) = \sigma_{true}(\epsilon_{true}) \frac{1}{\left(1 + \frac{2R}{a}\right) \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)}$

- Au-delà de la striction pour un matériau isotrope : l'analyse de Bridgman (16MND5)



! Au développement de l'endommagement ductile

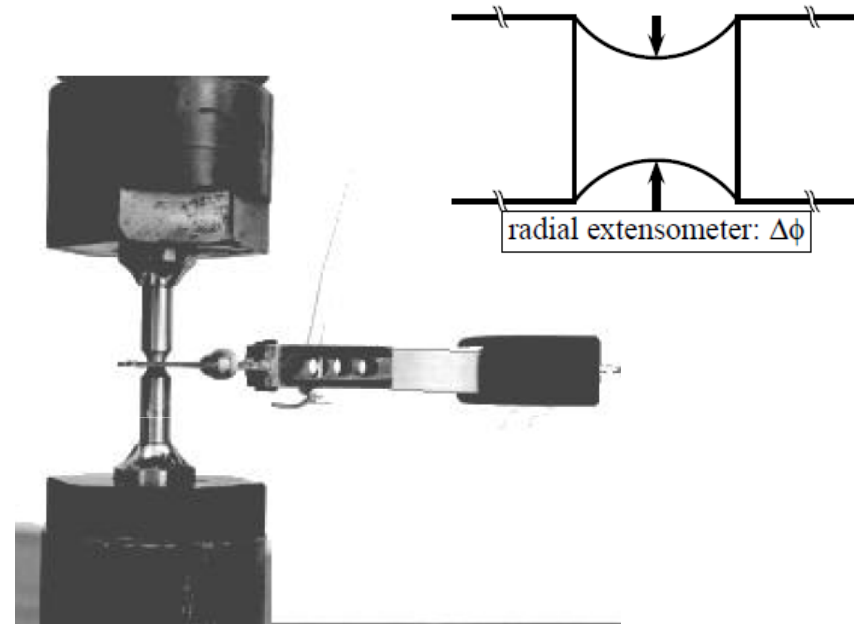
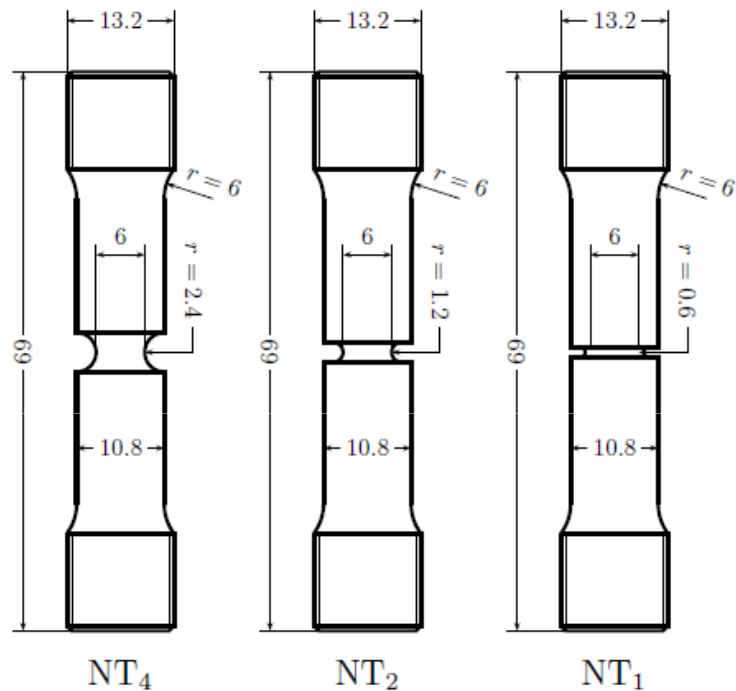
- X100 : Anisotropie en déformation



- Déformation uniforme < 10% ... striction très rapide... essais difficiles à analyser

- ➔ Pour la rupture : nécessité de (bien) décrire le comportement plastique pour de forts taux de déformation (100%)

- Pour aller plus loin: les éprouvettes entaillées (axisymétriques ou plates)

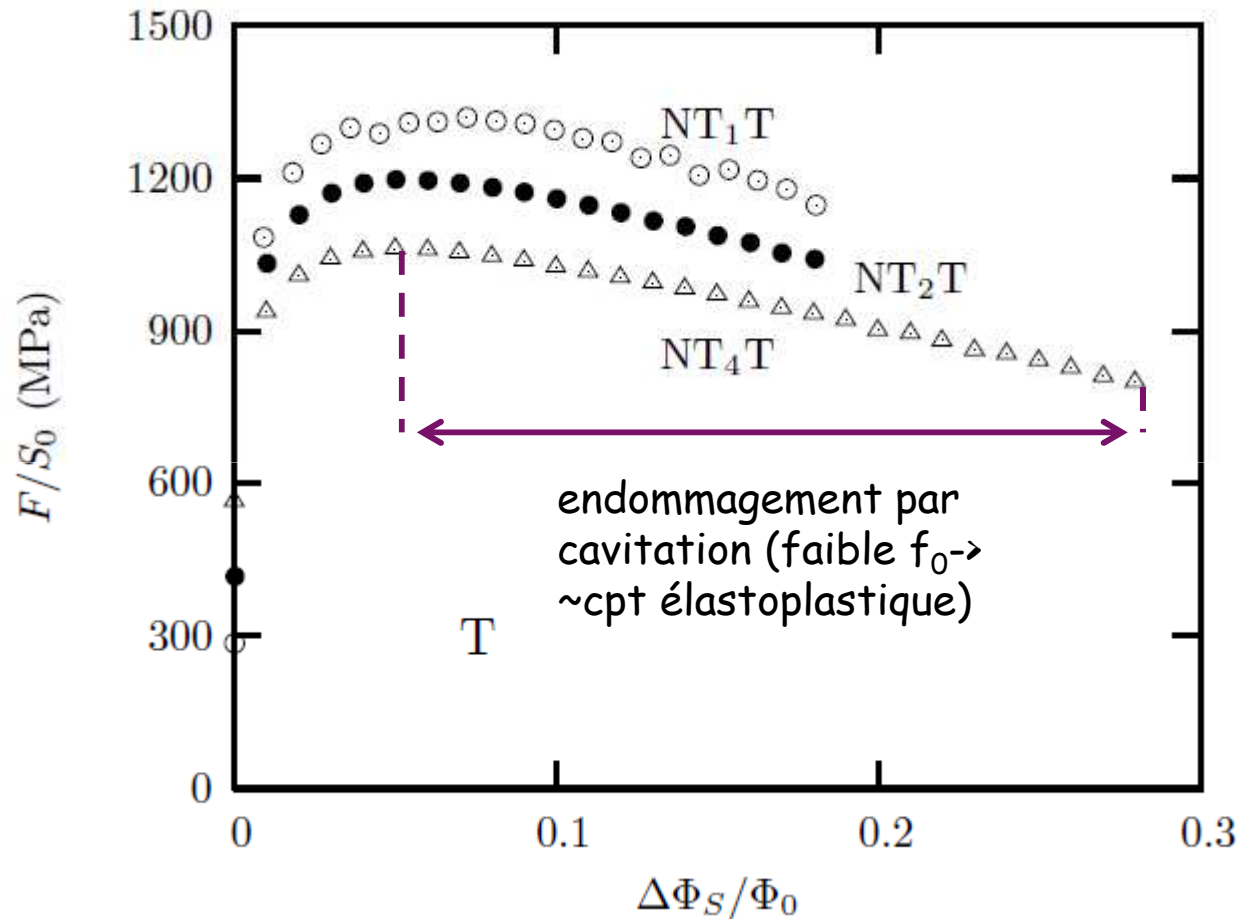


- Au centre l'état de contrainte est de la forme

$$\begin{pmatrix} \sigma_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{\theta\theta} = \sigma_{rr} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

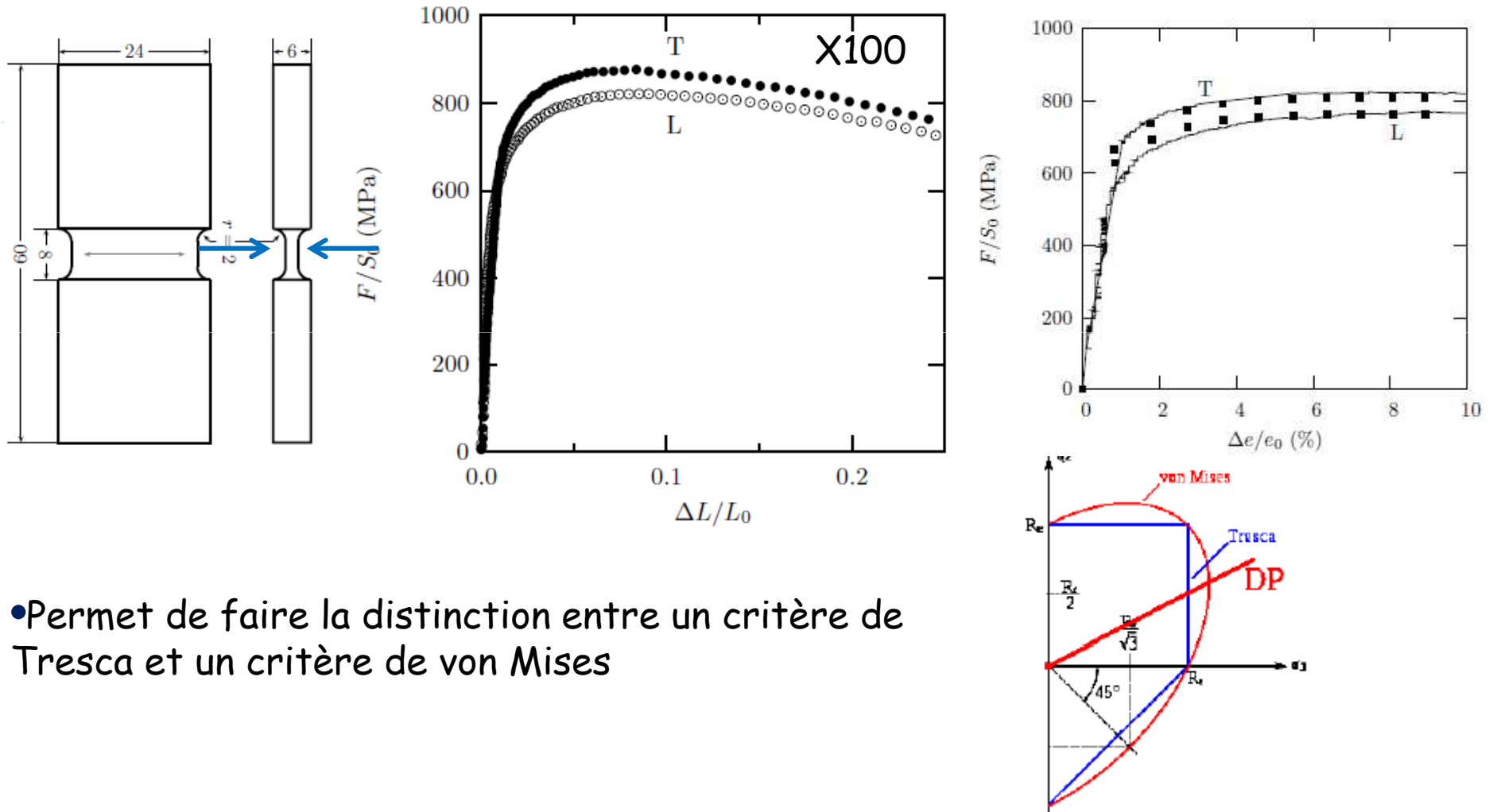
moyen simple de tester un chargement multiaxial

- Résultats



- Déformation axiale $\approx -2 \log(\Phi/\Phi_0) \rightarrow 70\%$

- Pour aller plus loin: les éprouvettes en déformation plane



- Permet de faire la distinction entre un critère de Tresca et un critère de von Mises

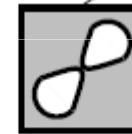
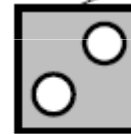
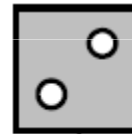
Prise en compte de l'anisotropie plastique

$$\phi = \frac{\Sigma_{\star}^2}{\sigma^2} + 2q_1 f_{\star} \cosh\left(\frac{q_2}{2} \frac{\Sigma_{kk}}{\sigma}\right) - 1 - q_1^2 f_{\star}^2$$

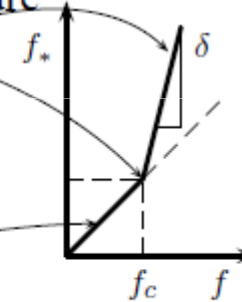
$$\begin{cases} \dot{f} = \dot{f}_{growth} + \dot{f}_{nucleation} \\ f(t=0) = f_0 \text{ Endommagement initial} \end{cases}$$

$$f_{\star} = \begin{cases} f & \text{si } f < f_c \\ f_c + \delta(f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases}$$

paramètre d'échelle $\lambda \rightarrow$ taille de maille h_{\perp}



Localisation et rupture



Informations microstructurales

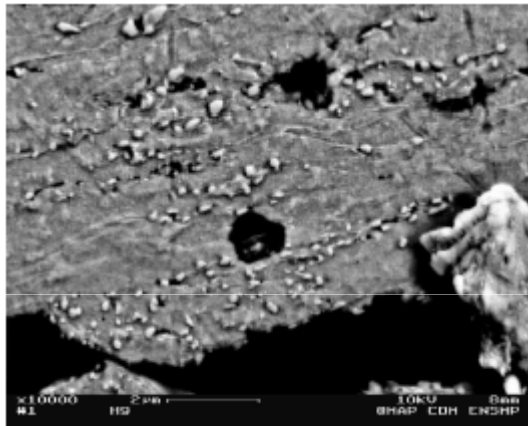
$f(t=0) = f_0 \rightarrow$: fraction volumique d'inclusions

16MND5 : MnS ($f_0 = 1.35 \cdot 10^{-4}$)

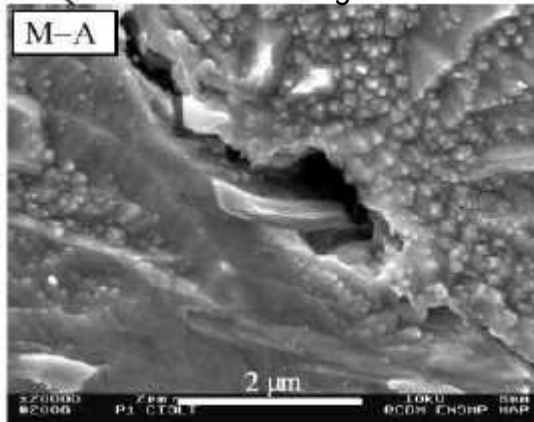
X100 : TiN, CaS, Al₂O₃ ($f_0 = 1.75 \cdot 10^{-4}$)

-> Rôle de la seconde population de particules dans la germination de cavités
(! Dépend du matériau étudié -> investigations microstructurales)

16MND5 : Fe₃C



X100 : M-A + Fe₃C

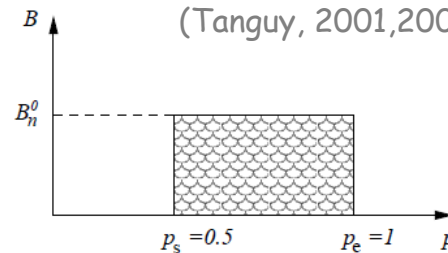


$$\dot{f}_{germination} = B_n \dot{p}$$

Germination continue

$$B_n = \begin{cases} B_n^0 & \text{if } p_s < p < p_e \\ 0 & \text{otherwise} \end{cases}$$

(Tanguy, 2001,2008)

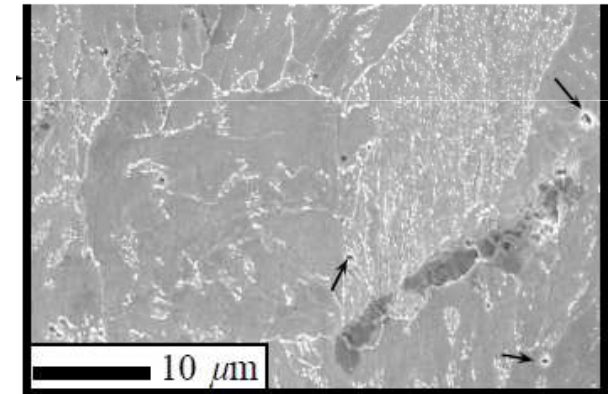


16MND5: $p_s=0.5$, $p_e=1.1$

X100: $p_s=0.5$, $p_e=1$

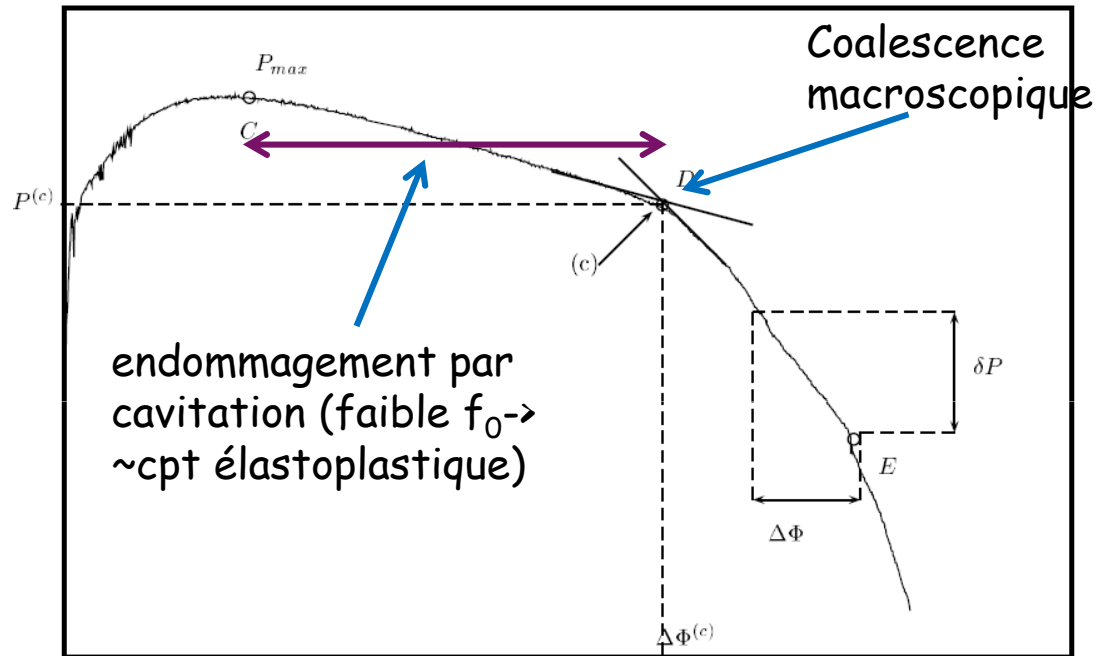
$$h_{nucl} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2} \left(\frac{e_v - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right)$$

(Chu et Needleman, 1980)

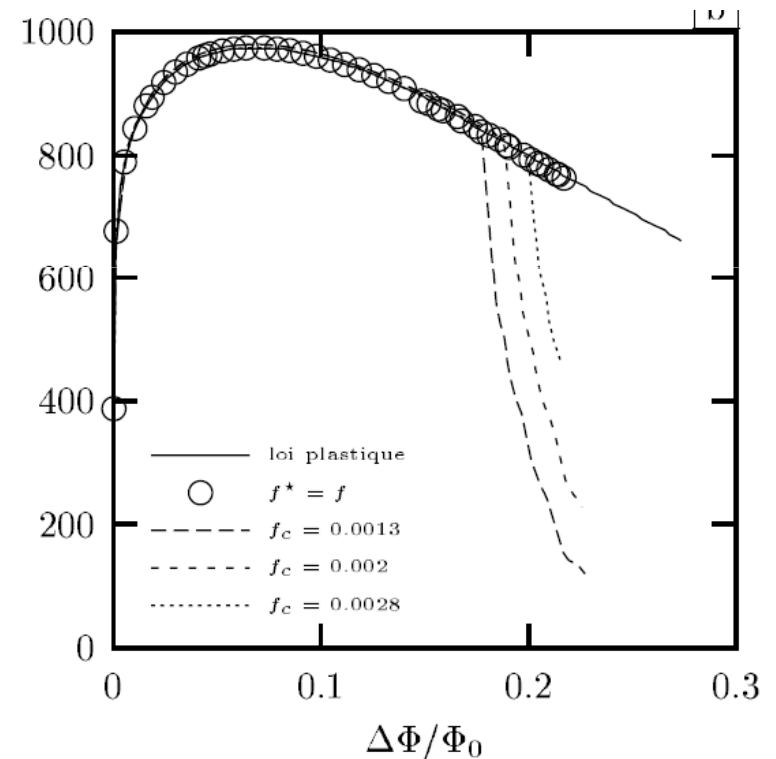


Coupe
métallographique
après essai
interrompu sur AE ->
 p_s

-> Identification de q_1 et f_c : éprouvettes AE



-> f_c joue sur l'instant de rupture de la pente

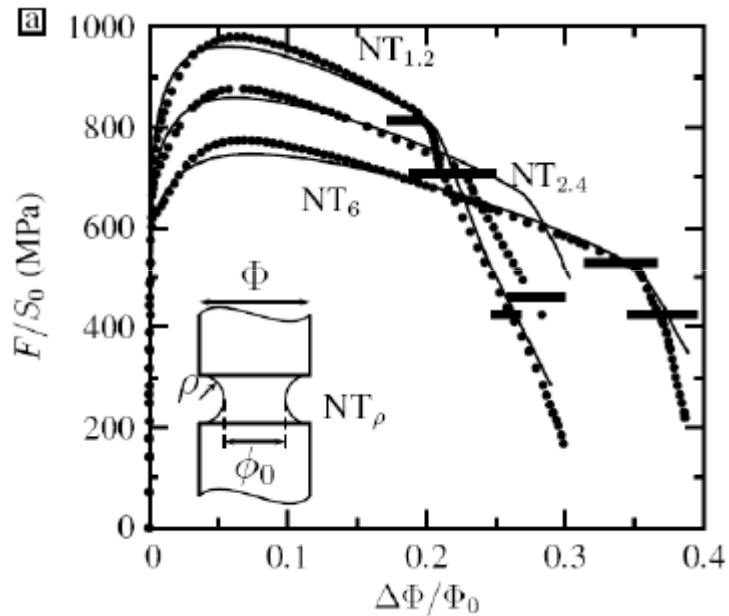


16MND5 : $q_1=1.5$ et $q_2=1.0$ (fixés*, $=f(n, \sigma_0/E)$)
X100 : $q_1=1.6$, $q_2=1.0$ (fixé)

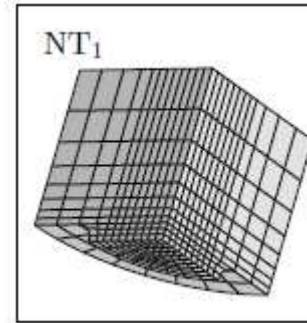
*: Faleskog et al., Int. J. Frac., 89, 1998

-> Résultats :

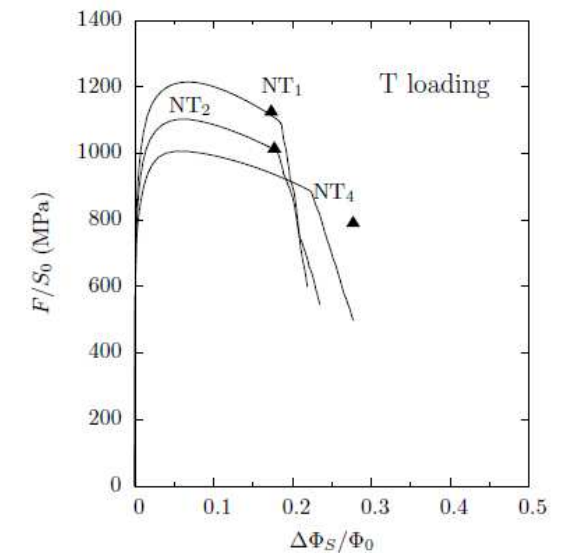
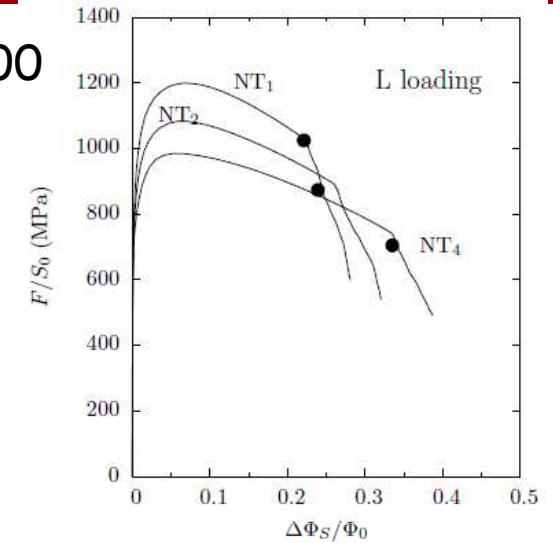
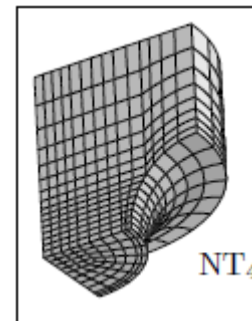
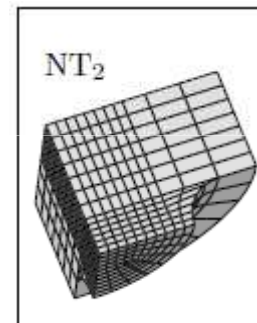
16MND5



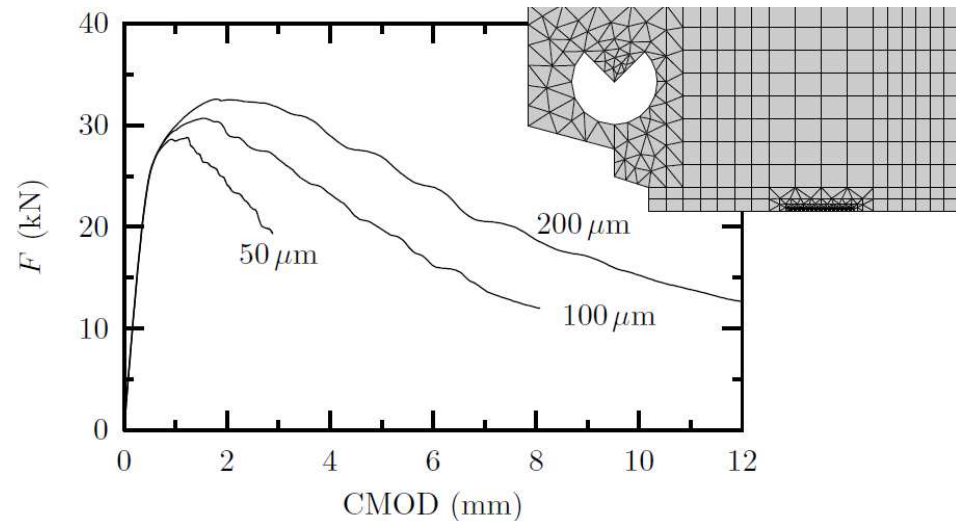
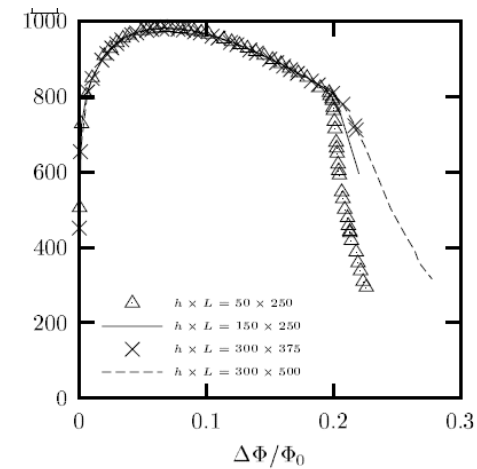
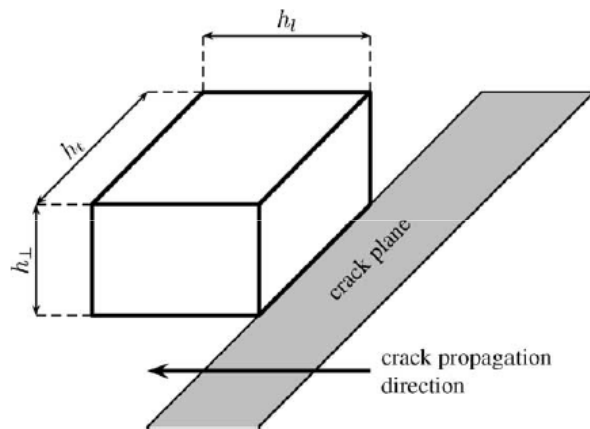
- > Reproduit la variation de ε^c avec la géométrie d'entaille
- > Reproduit la variation de ε^c avec le sens de sollicitation



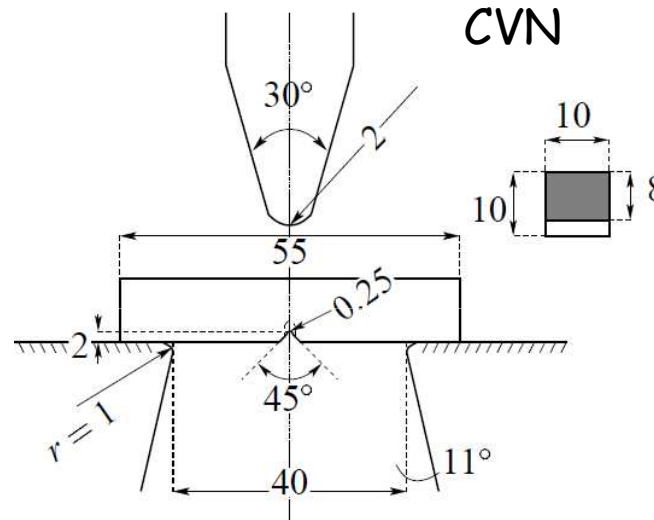
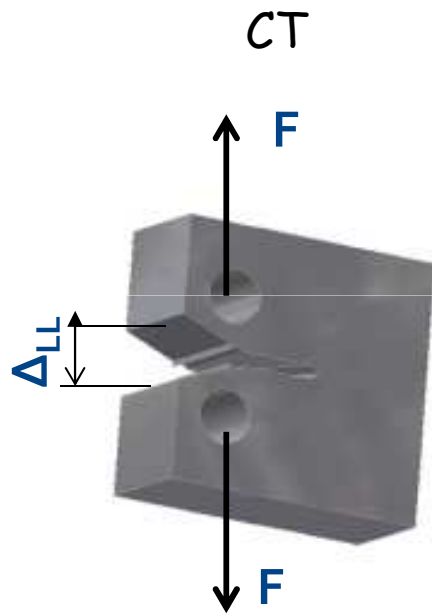
X100



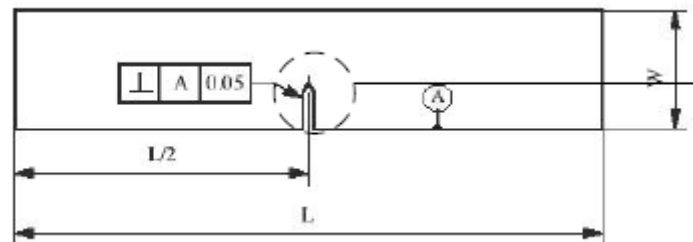
- > Phénomène de localisation : Energie de fissuration sensible à la taille de maille
- > Taille de maille = paramètre ajustable
- > Détermination des paramètres : h_{\perp} (et δ)
- > Utilisation d'essais avec une fissuration stable



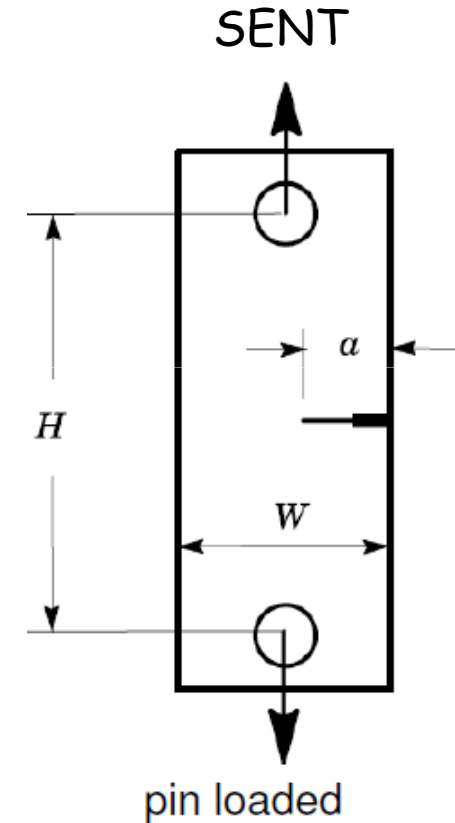
-> Essais mécaniques avec fissuration stable (AE, CT, SENT, SENB, CVN)
Détermination des Paramètres : h_{\perp}



SENB

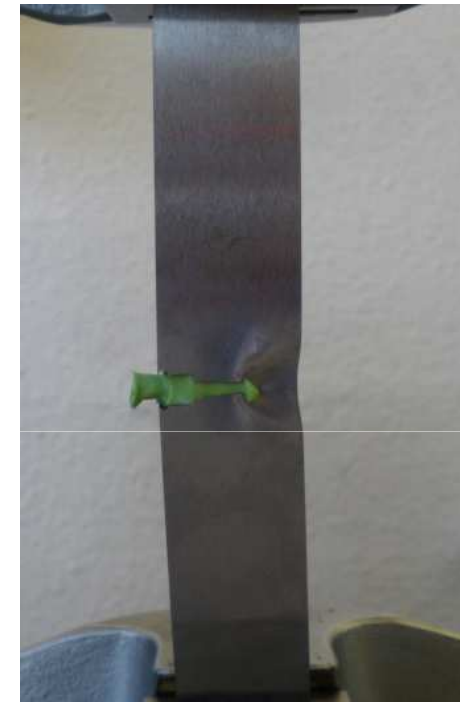
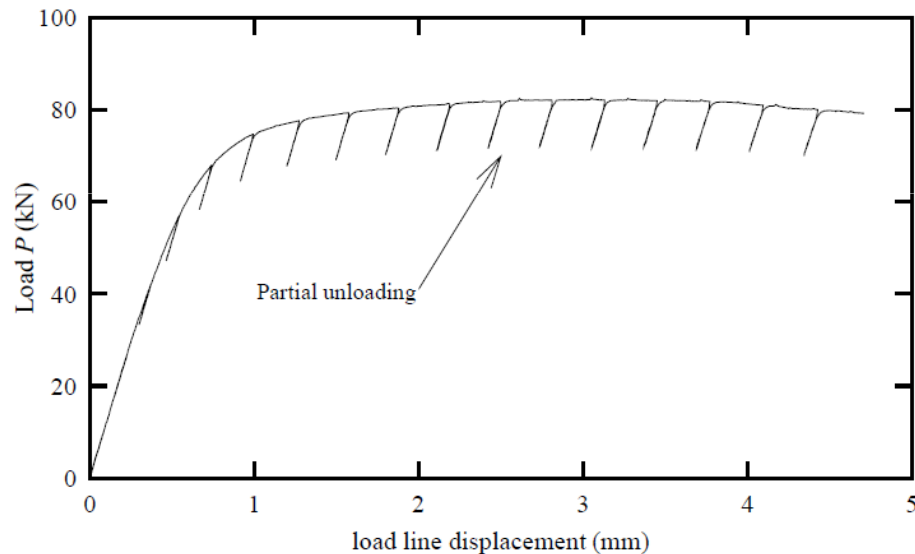


| | |
|-----|---------------|
| h | KF_B |
| B | $0.375 W$ |
| e | $W/2$ |
| L | 2.0 ± 0.1 |
| | $4W + 20$ |



Détermination de la cinétique de la déchirure ductile :

- Technique multi-échantillons (1 échantillon $\rightarrow \Delta a$)
- Essais avec décharges/recharges
- Mesures de l'avancée de fissure « in-situ »

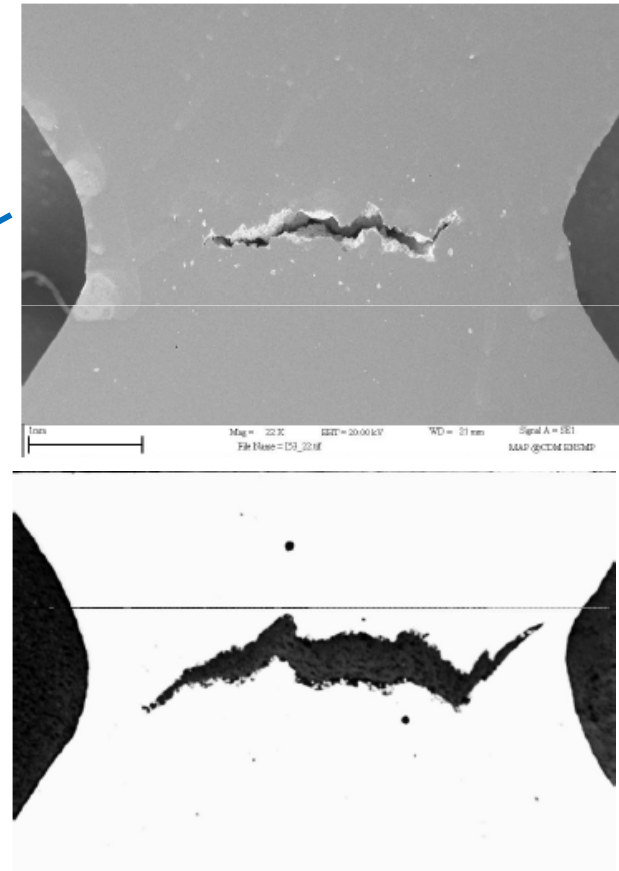
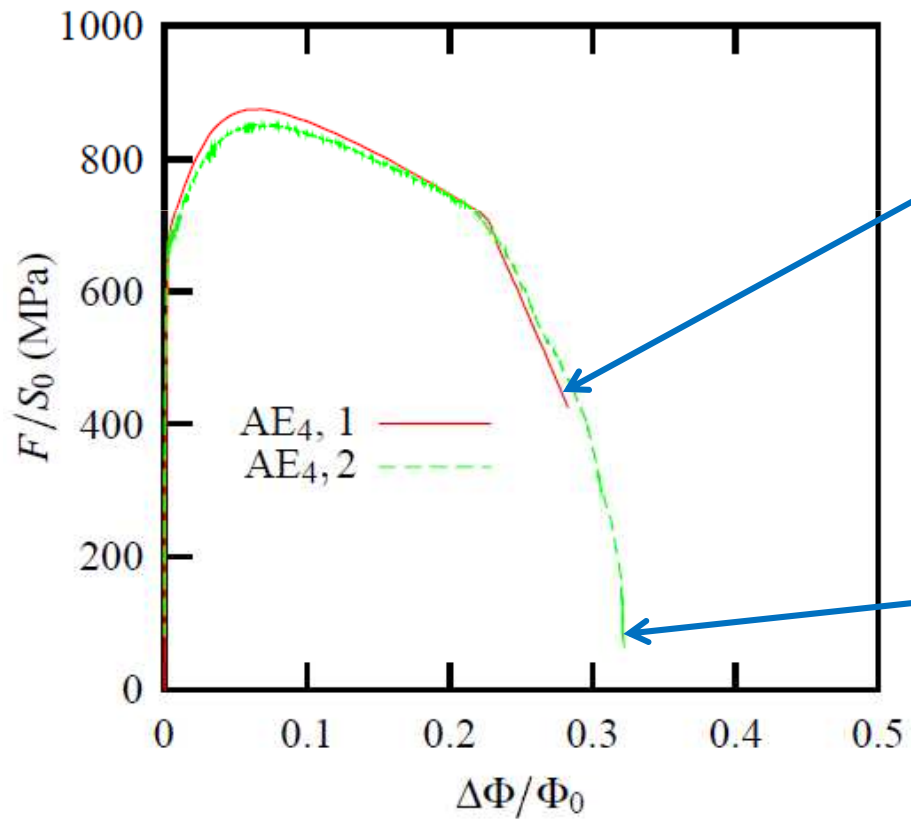


\rightarrow mesure de l'avancée ductile pendant l'essai par prise d'« empreinte » (CDM-Paristech)

Cravero, S. and Ruggieri, C., Estimation procedure of J -resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance, Eng. Frac. Mech., 74, 2735-2757 (2007)

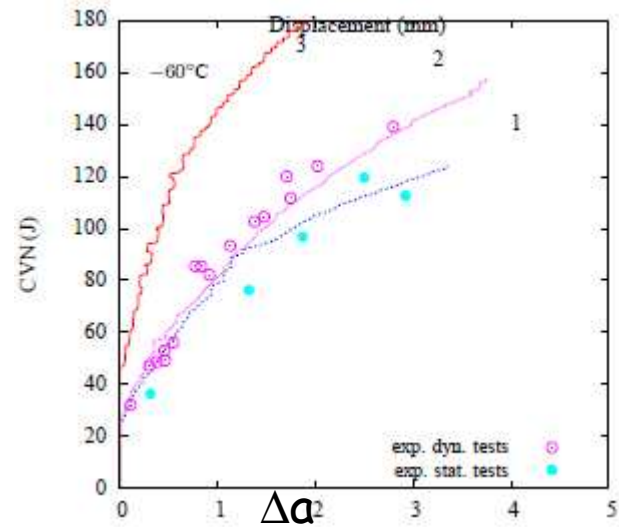
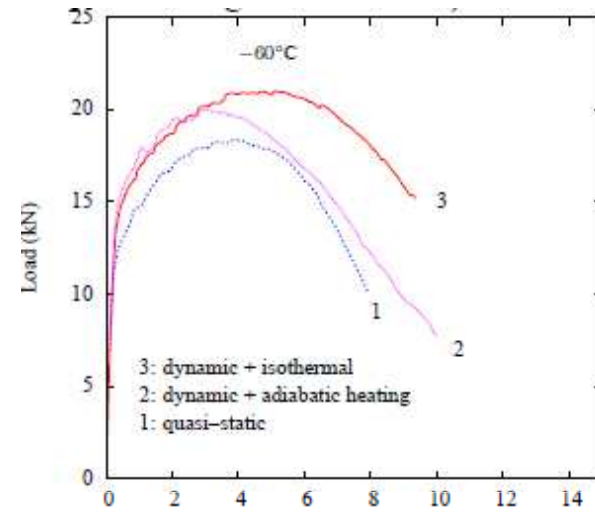
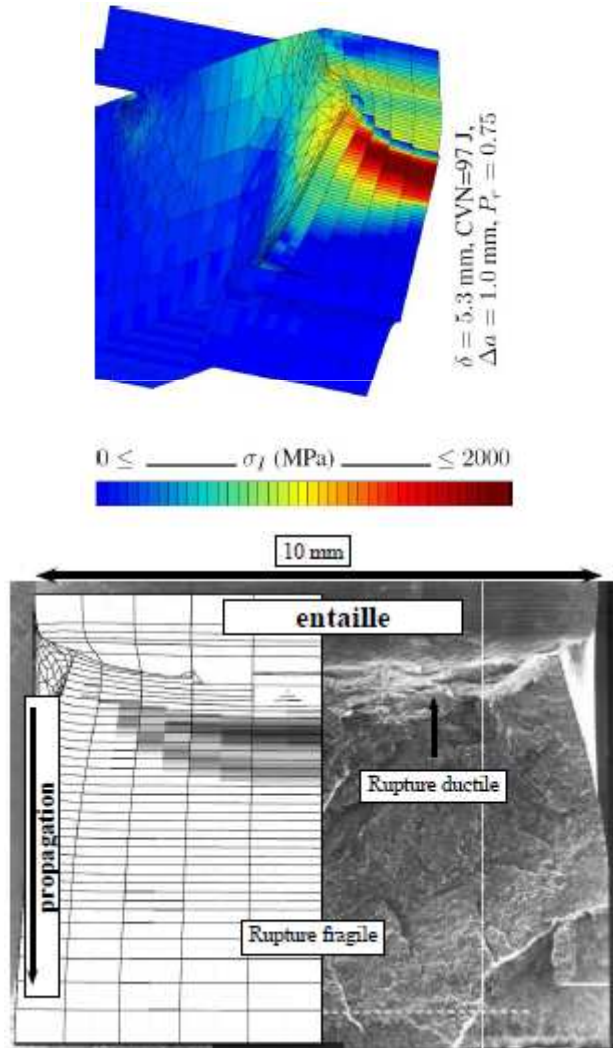
16MND5 :

- taille de maille h_{\perp} fixée \sim distance inter inclusions (MnS) (~ 100 microns)
- Utilisation d'essais sur AE en contrôle de déformation : accès indirect à la propagation stable de la fissure



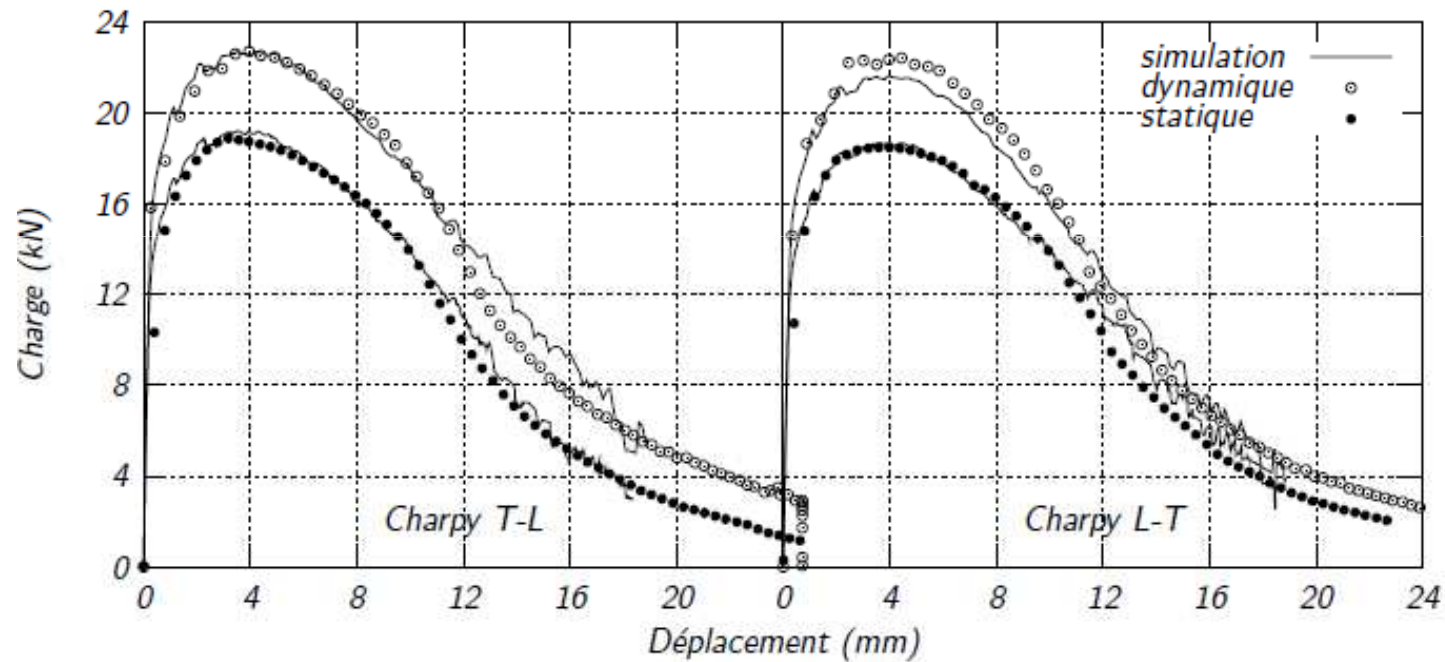
16MND5 :

- validation sur essais CVN



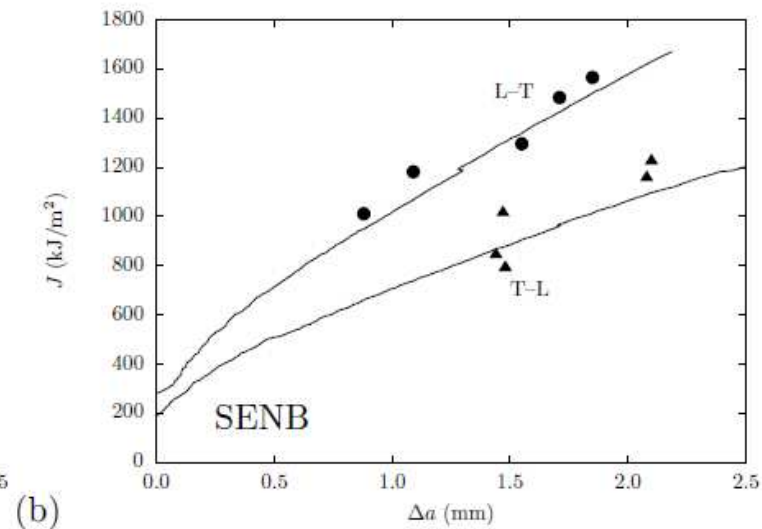
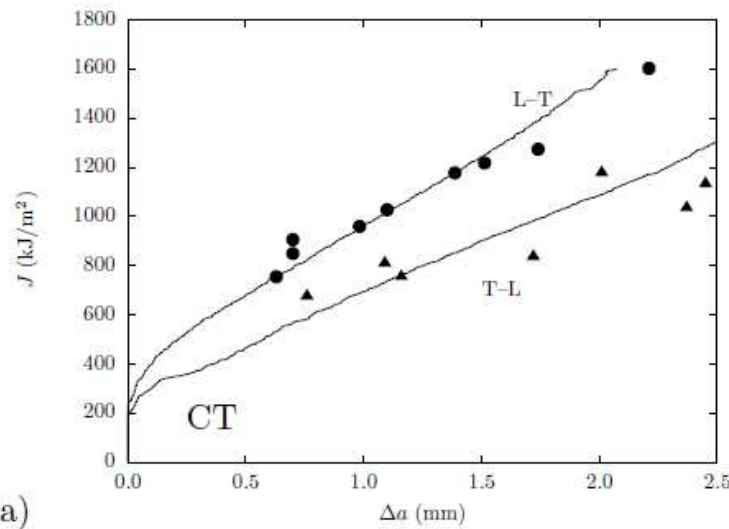
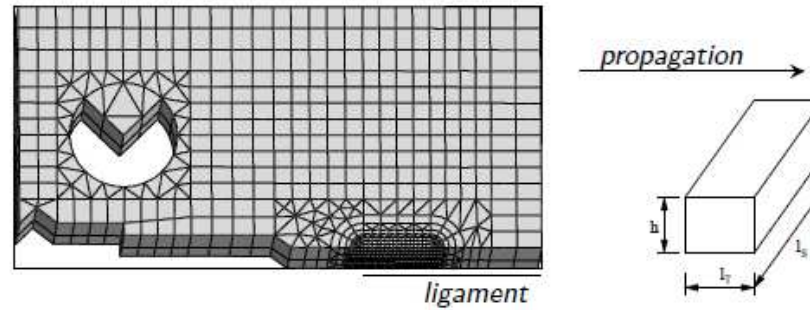
X100 : détermination des paramètres de la fissuration

- Utilisation d'essais sur CVN statique: accès direct à la propagation stable de la fissure



X100 :

- Validation des paramètres sur éprouvettes CT et SENB

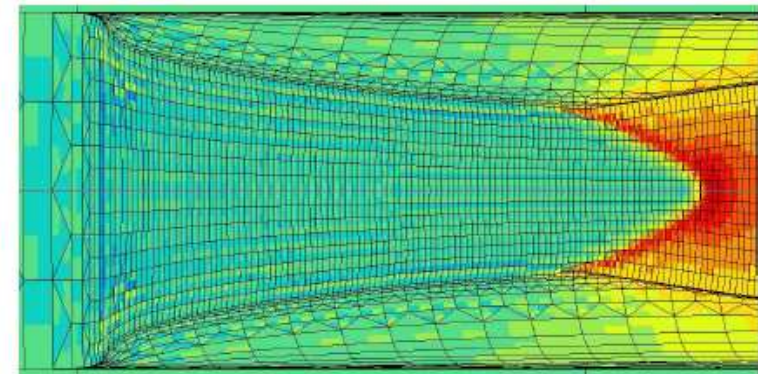
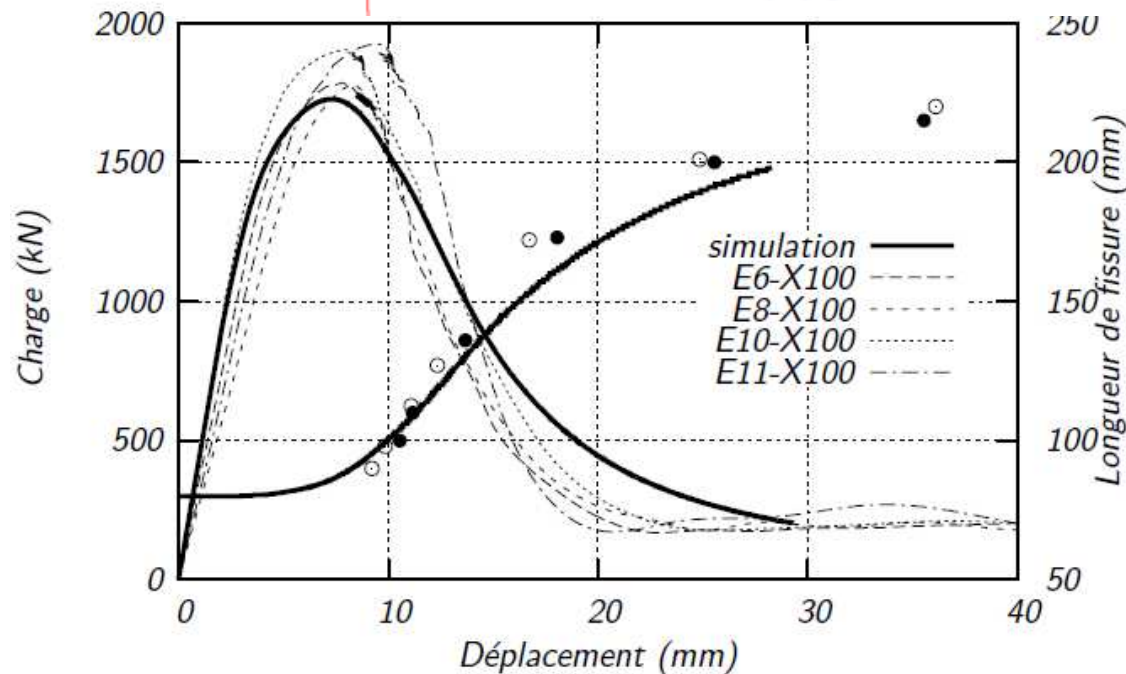
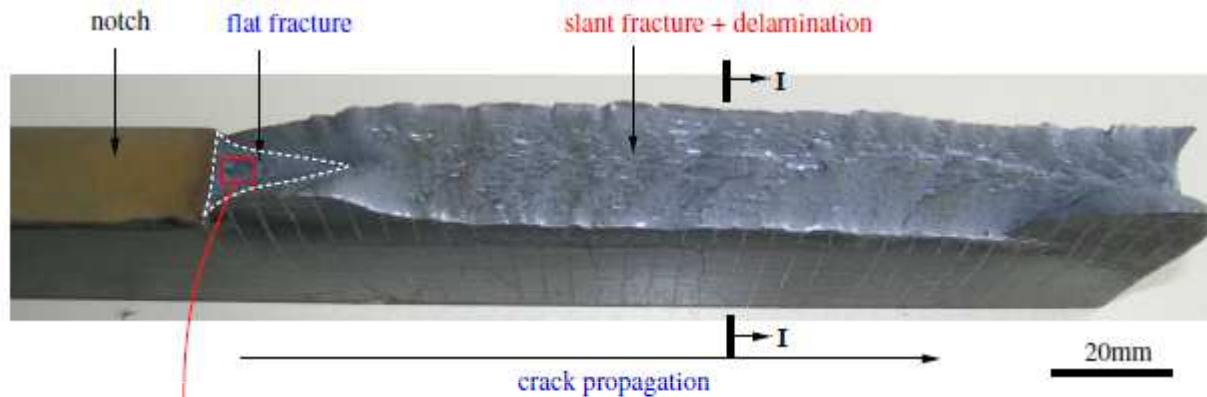


Besson et al., XXXX 2012

Tanguy et al., IJPVP,85, 2008

X100 :

- Application à la structure (essai D3)



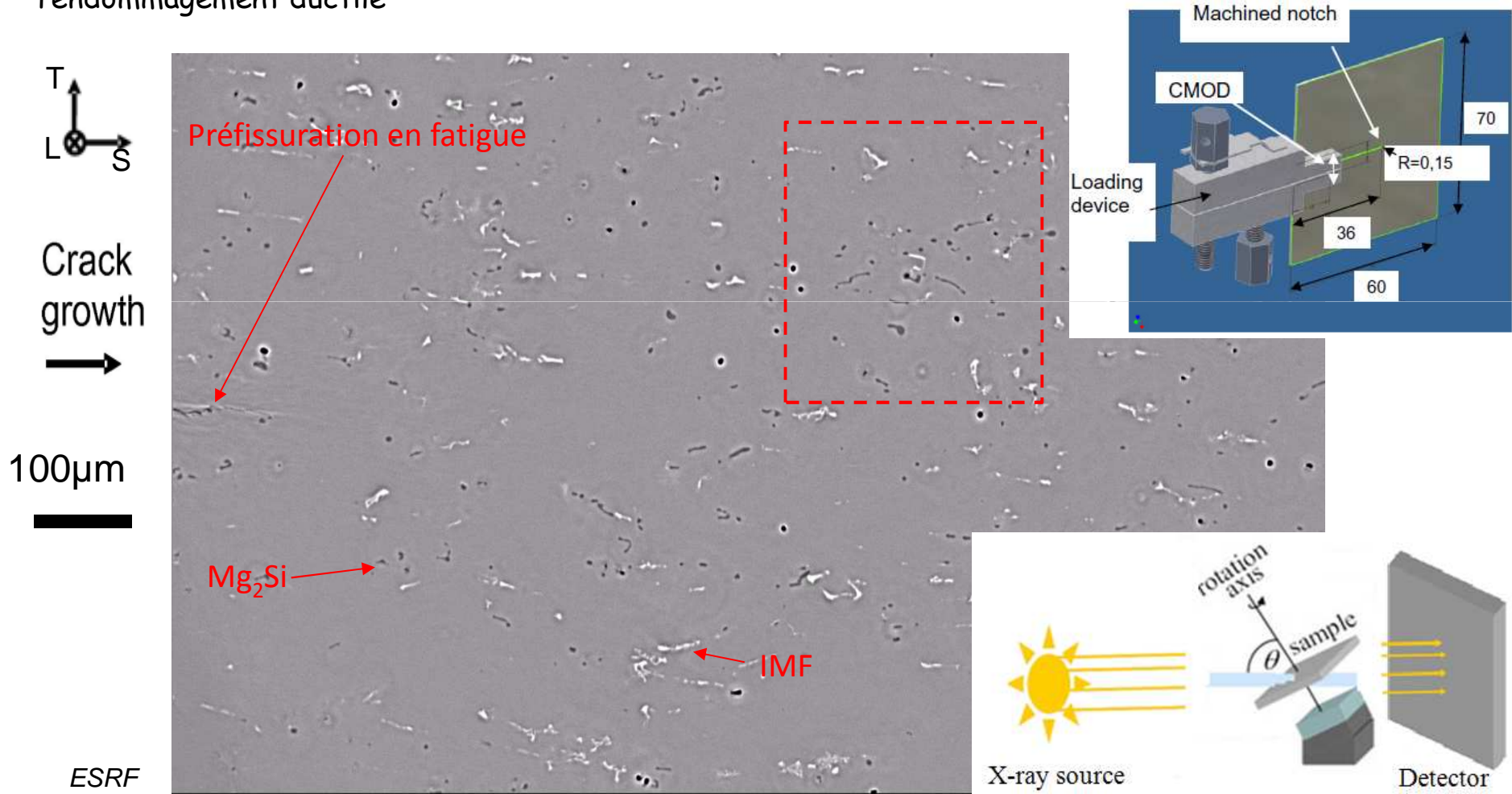
Bonne énergie moyenne de rupture mais
Propagation à plat!

- Identification des paramètres: une phase obligatoire pour appliquer les modèles développés !
- Cpt élastoplastique (anisotropie, grande déformation)
- Endommagement :
 - Identification des mécanismes à partir d'observations microstructurales (présence d'inclusions, germination d'une seconde population, mécanisme(s) de coalescence)
 - Modèles phénoménologiques : identification des paramètres avec des éprouvettes simples balayant les niveaux de triaxialité rencontrés dans l'application
- Fissuration : Validation à partir d'essais avec propagation stable contrôlée (CT, CVN, SENB,....)
- Plus récemment : Observations in-situ à des échelles plus fines pour les mécanismes de germination et de coalescence (tomographie RX, laminographie RX)

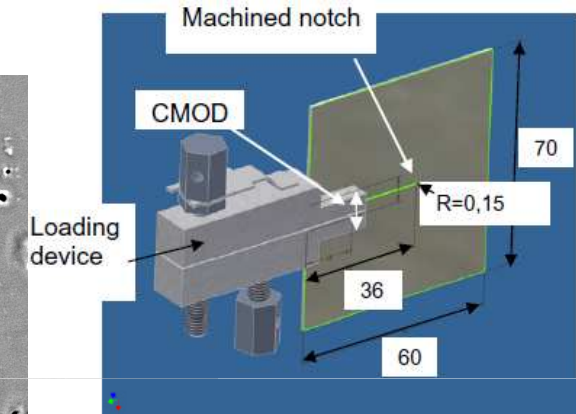
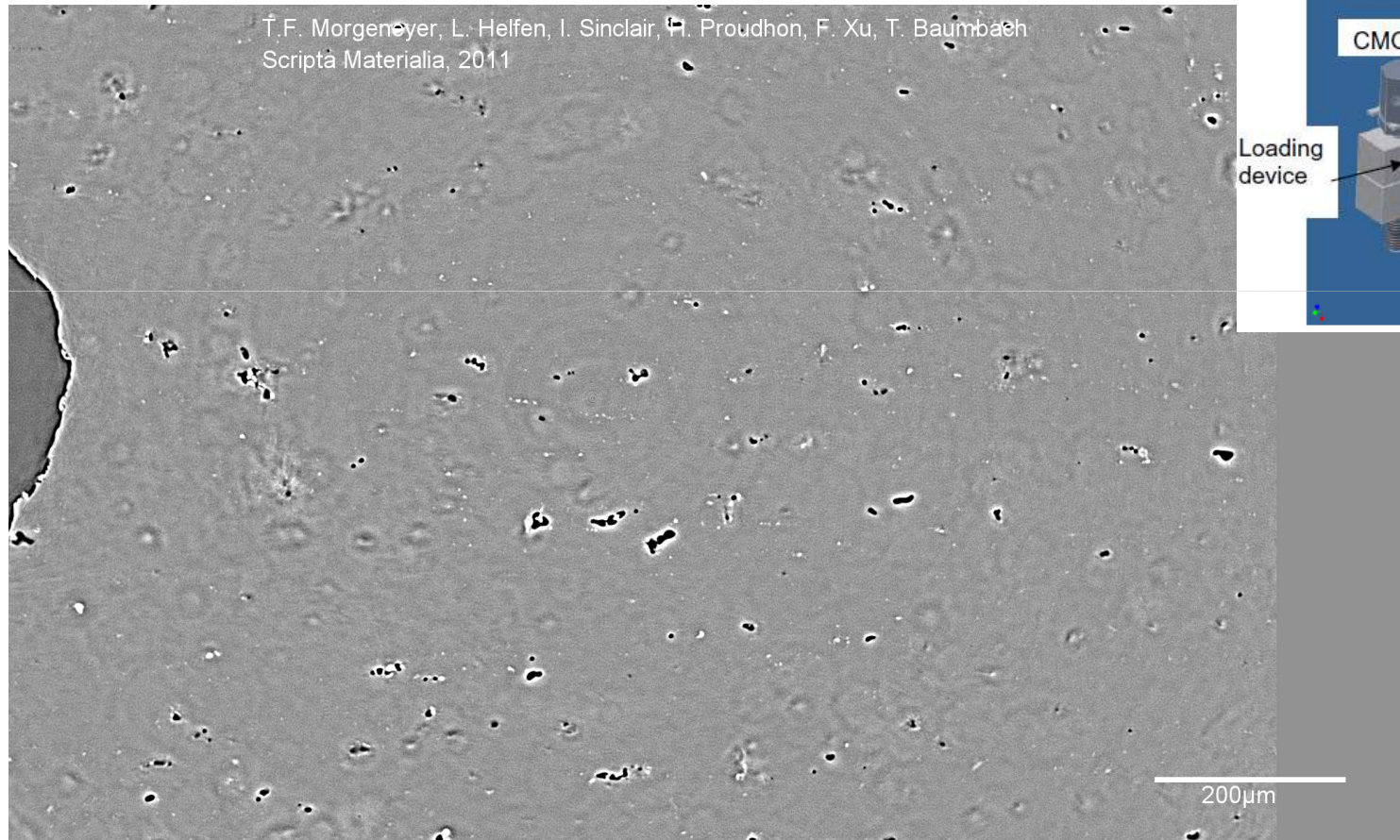


Observation du développement de l'endommagement par tomographie RX lors d'un **essai de traction**. Acier 16MND5 [Tanguy]

Observation du développement de l'endommagement par laminographie RX lors d'un **essai de fissuration (CT)**. Alliage aluminium 6061T6. [thèse Yang Shen, CEA]. Rôle des précipités Mg_2Si dans l'endommagement ductile



Observation du développement de l'endommagement par laminographie RX lors d'un essai de fissuration (éprouvette entaillée). Alliage aluminium 2139T3 Al-Cu. . Visualisation phase germination et coalescence



Merci pour votre attention !

benoit.tanguy@cea.fr

Commissariat à l'énergie atomique et aux énergies alternatives
Centre de Saclay | 91191 Gif-sur-Yvette Cedex
T. +33 (0)1 69 08 94 20 | F. +33 (0)1 69 08 93 24

Direction de l'Energie Nucléaire
Département des Matériaux pour le Nucléaire
Service d'Etudes des Matériaux Irradiés

Etablissement public à caractère industriel et commercial | RCS Paris B 775 685 019