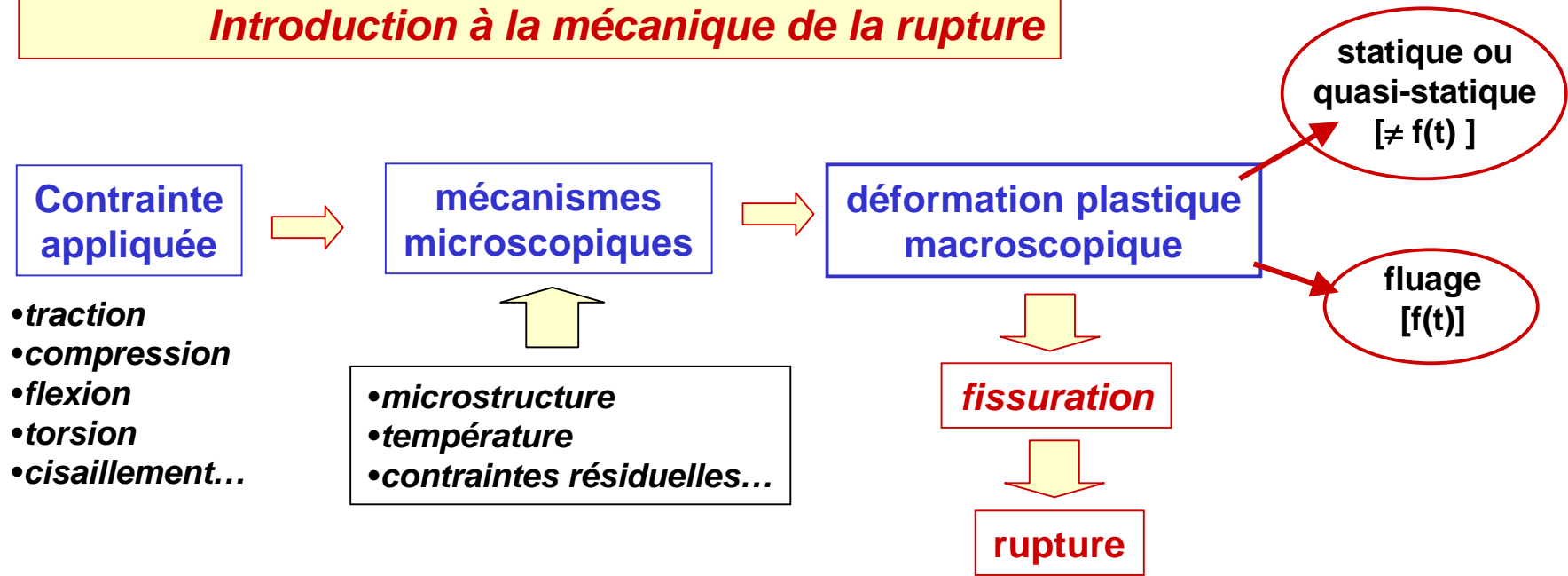


XI – Microstructure et comportement mécanique

Introduction à la mécanique de la rupture



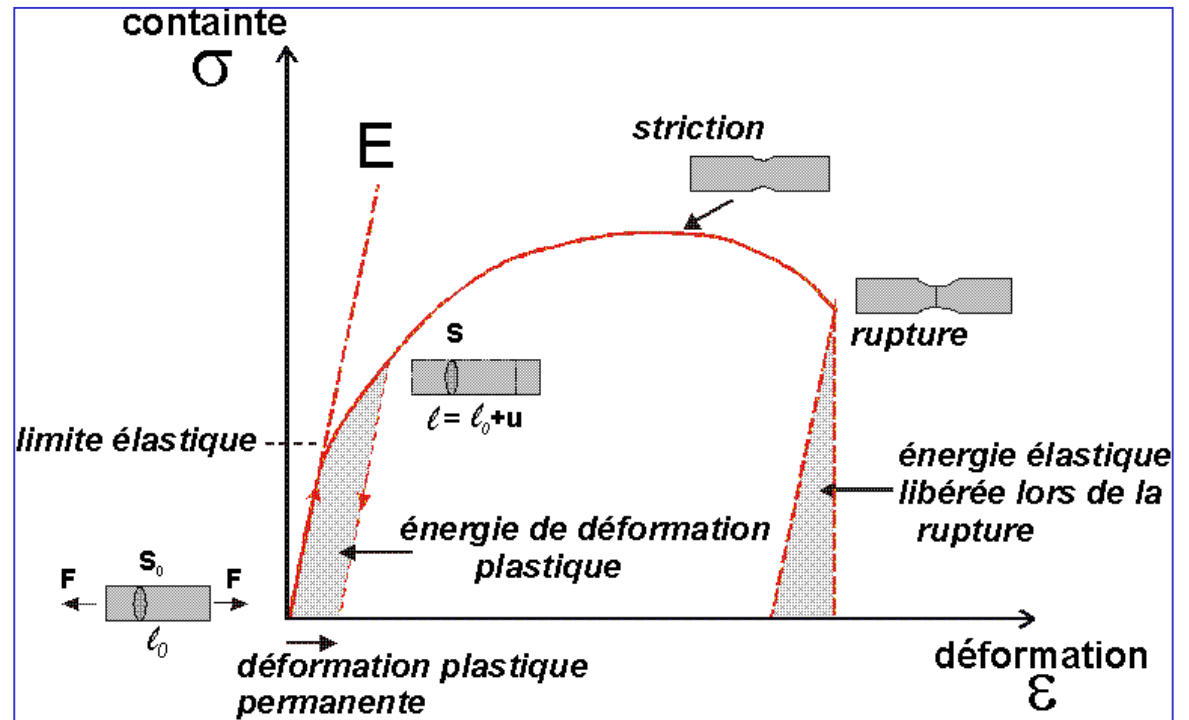
grandeurs physiques à prendre en compte :

- caractéristiques mécaniques
 - ➔ données expérimentales
- lois de comportement
 - ➔ lois empiriques (issues de l'expérience)
 - ➔ par simulation numérique (dynamique des dislocations)

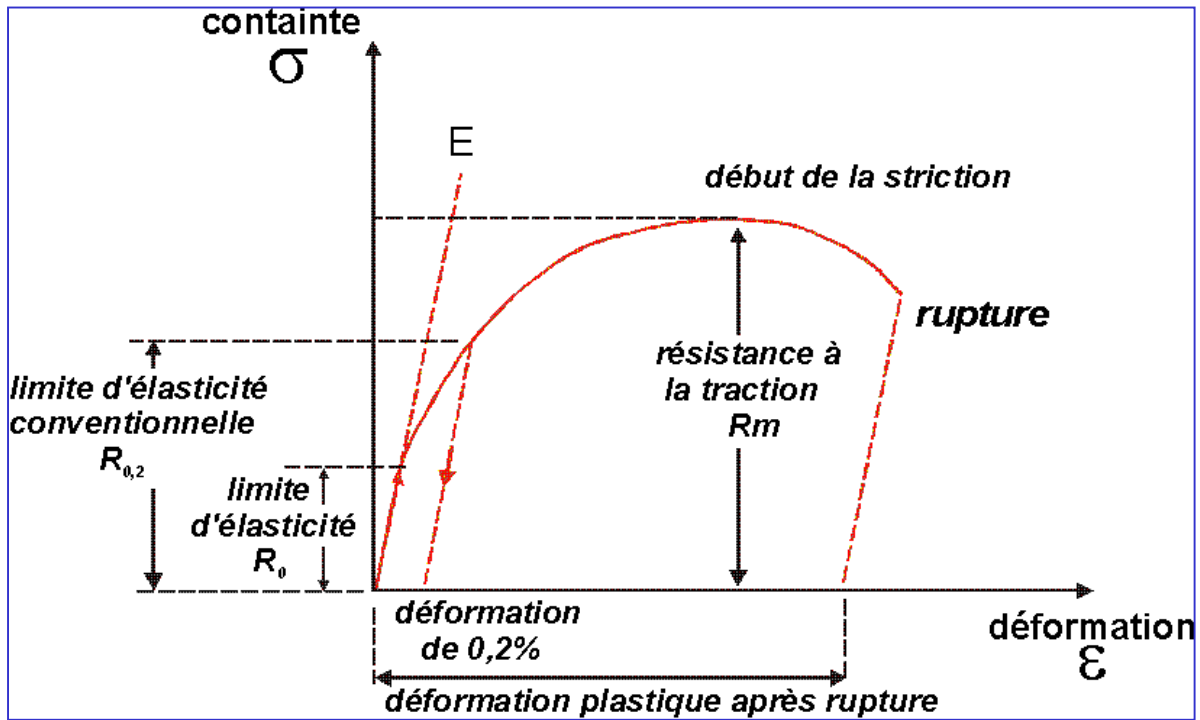
1 – Caractéristiques mécaniques et lois de comportement

- Caractéristiques mécaniques classiques

Essai de traction sur éprouvette normalisée



Courbe de traction



contrainte nominale : $\sigma_n = F/S_0$

contrainte vraie : $\sigma = F/S$

déformation nominale : $\epsilon_n = u / l_0$

R_0 : limite d'élasticité

$R_{p0,2}$: limite d'élasticité conventionnelle

E : module de Young

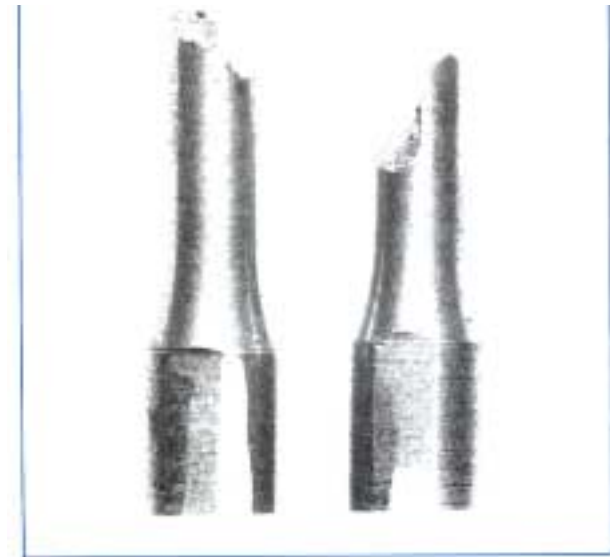
R_m : résistance à la traction

$A_R(\%)$: allongement plastique après rupture

$$A_R(\%) = 100 (l_{rup} - l_0) / l_0$$

Z : coefficient de striction

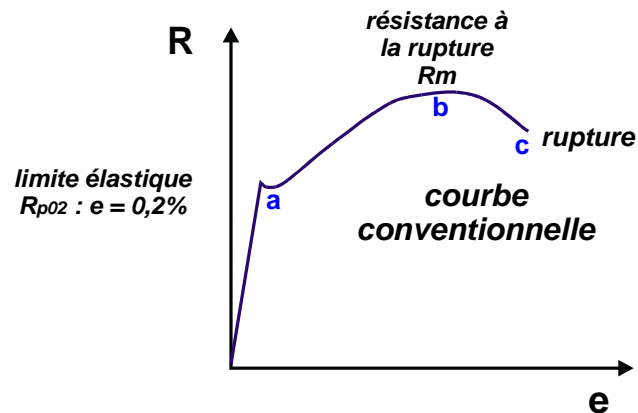
$$Z = 100(S_0 - S_{rup}) / S_0$$



Rupture à caractère fragile d'une éprouvette en fonte grise Fr 20 sollicitée en torsion ; on notera l'inclinaison à 45° de la cassure.

contrainte nominale
ou conventionnelle : $R = F/S_0$

déformation nominale
ou conventionnelle : $e = \Delta l/l_0$

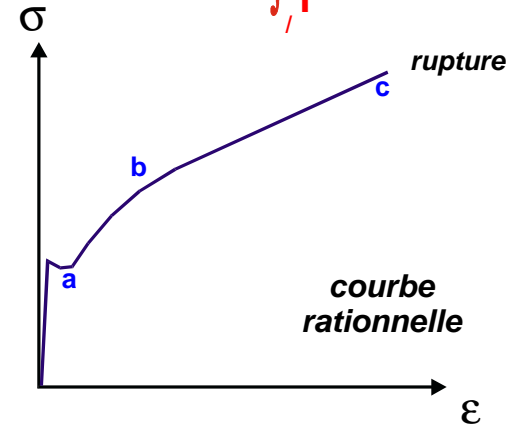


contrainte vraie ou rationnelle :

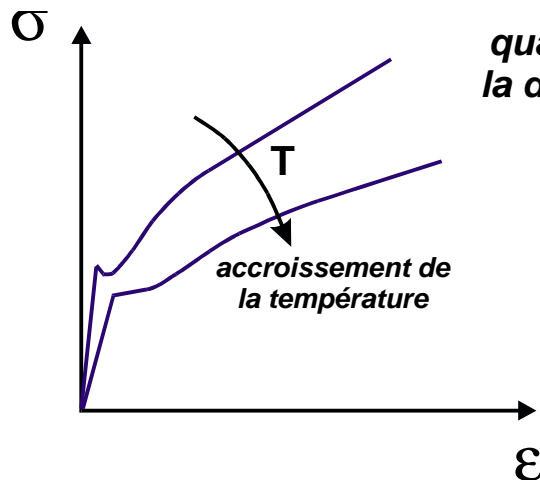
$$\sigma = F/S = R e^\epsilon$$

déformation vraie ou rationnelle :

$$\epsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln(l/l_0) = \ln(1 + e)$$

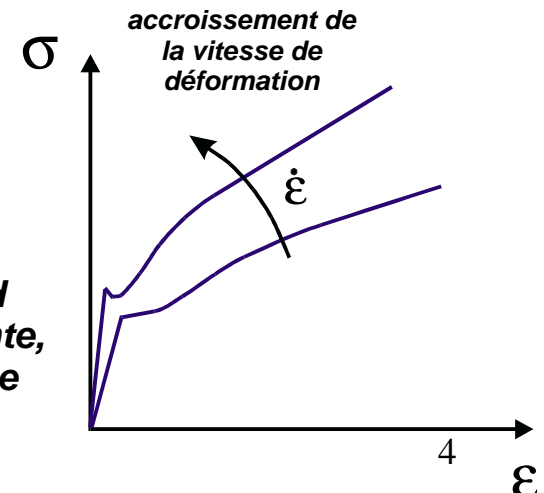


la courbe de traction (contrainte-déformation) dépend de la température
d'essai mais aussi de la vitesse de déformation :

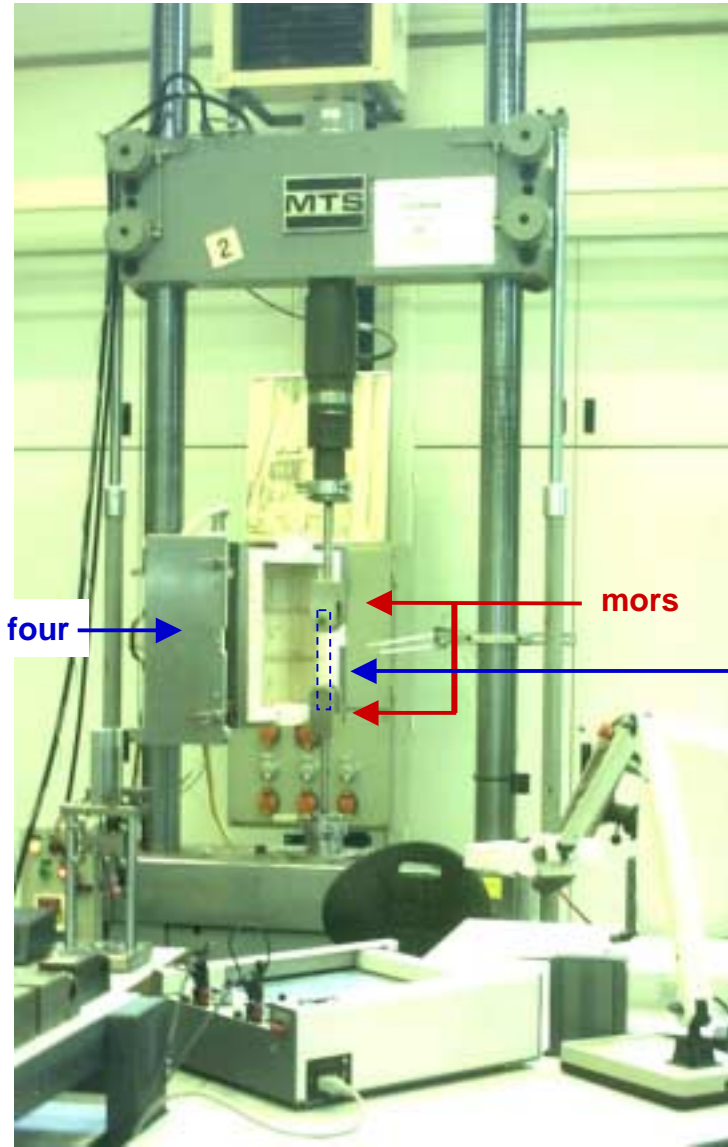


quand la température augmente
la déformation plastique est plus
facile

à température constante, quand
la vitesse de déformation augmente,
la contrainte doit être plus élevée
pour déformer



machine de traction

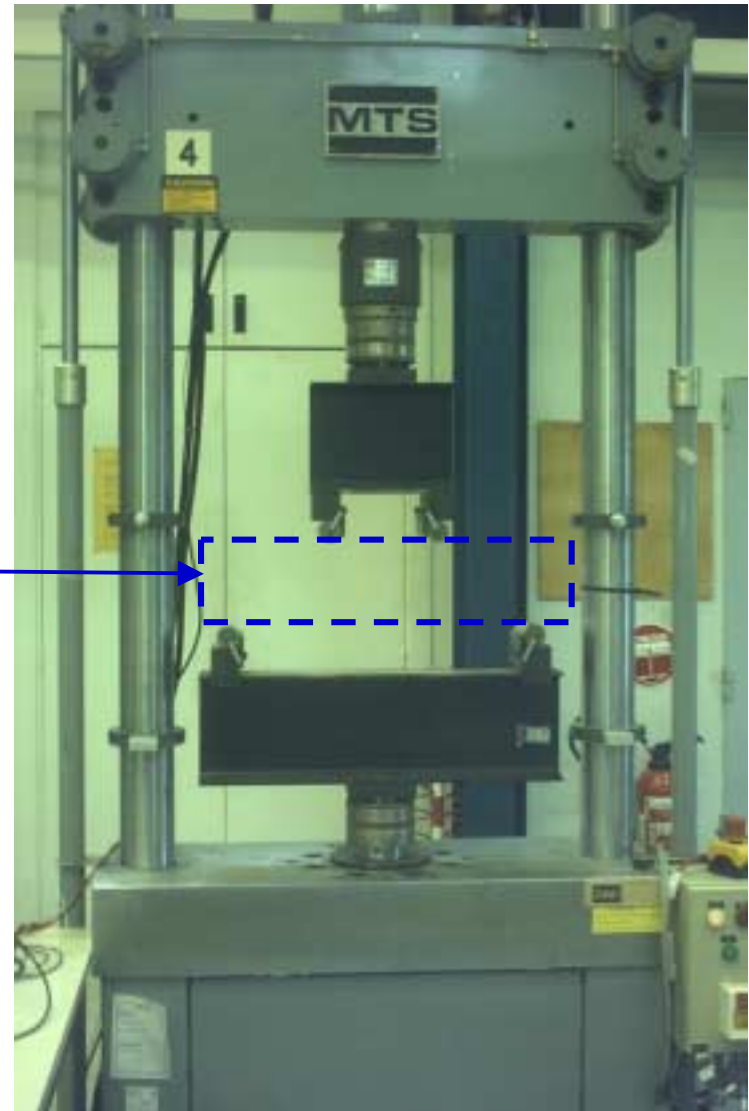


four

mors

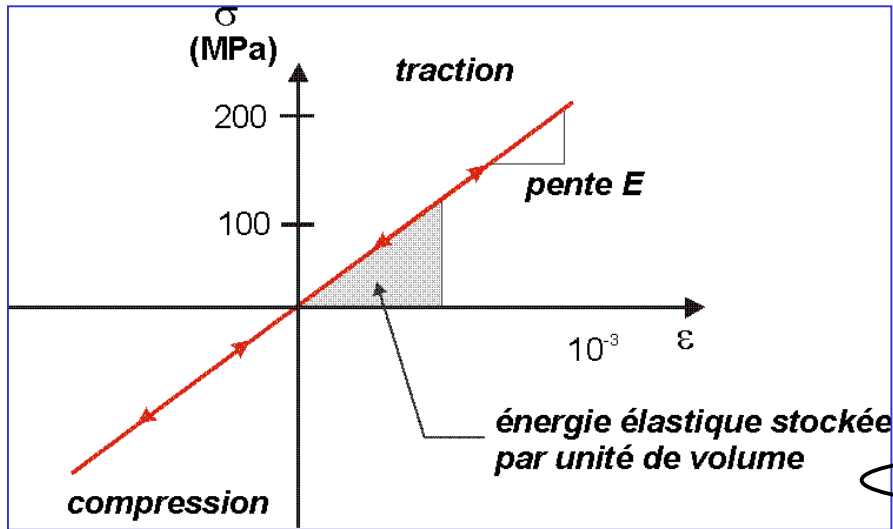
épreuve

essai de traction



essai de flexion « 3 points »

Domaine élastique



Déformation élastique (réversible)

Loi de Hook ($\epsilon < 0,1\%$)

$$\text{traction : } \sigma = E \epsilon$$

E : module de Young

	E (GPa)
liaison covalente :	1000
liaison ionique :	30 à 70
liaison métallique :	30 à 400
liaison hydrogène :	8
Van der Waals :	2

G ou μ : module de cisaillement

$$G = 3E/8$$

K : module de compressibilité

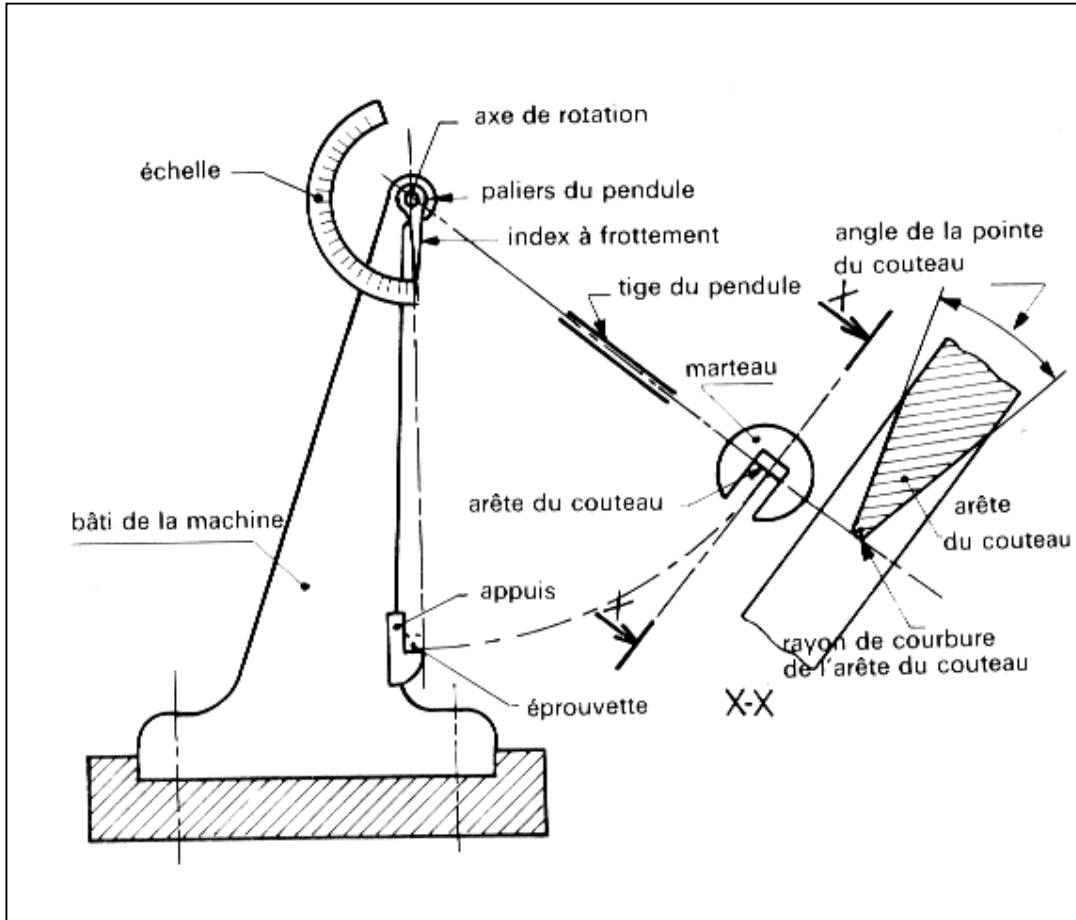
$$K = E$$

Fe :
E= 196 GPa
μ= 120 GPa

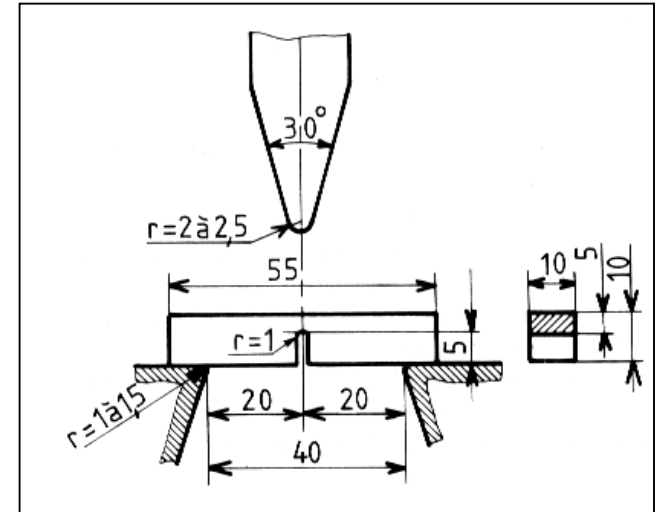
Mo	320-365
W	406
Cr	289
Co	200-248
Fe	196
Cu	120-150
Ti	116
Al	69-79
Ag	76
Sn	41-53
fontes	170-190
laiton	103-124

Autre caractéristique :

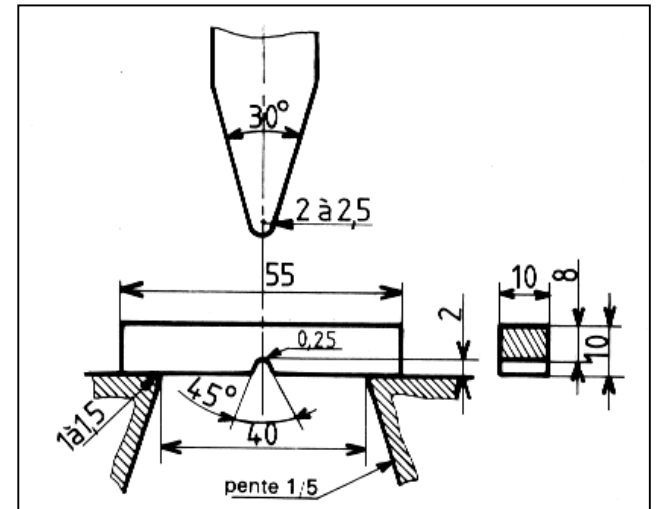
La résilience (résistance au choc)



« mouton Charpy »



éprouvette Charpy normalisée
(avec entaille en U)



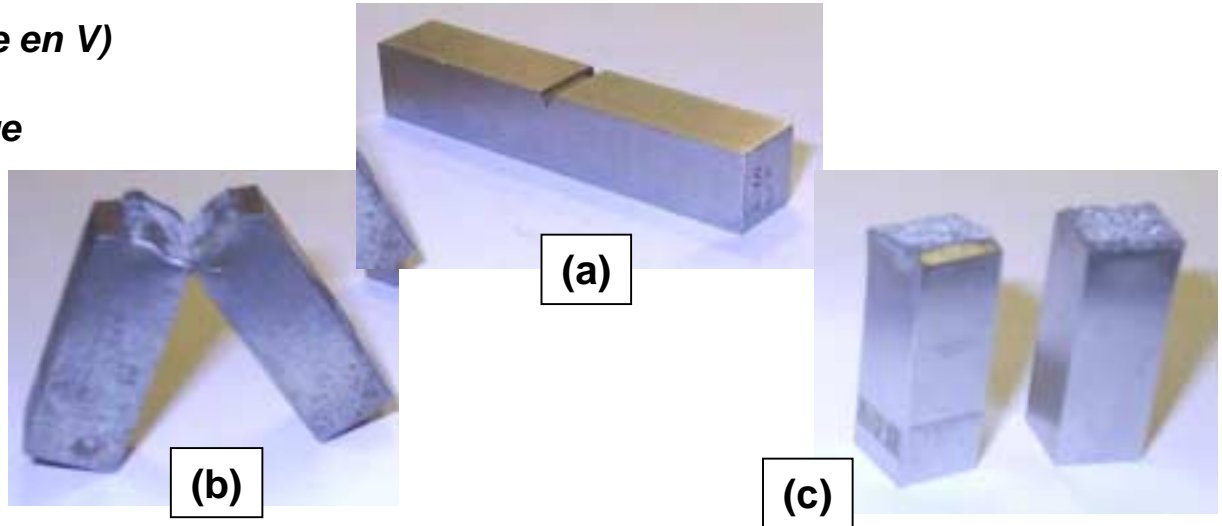
éprouvette Charpy normalisée
(avec entaille en V)

éprouvette Charpy (avec entaille en V)

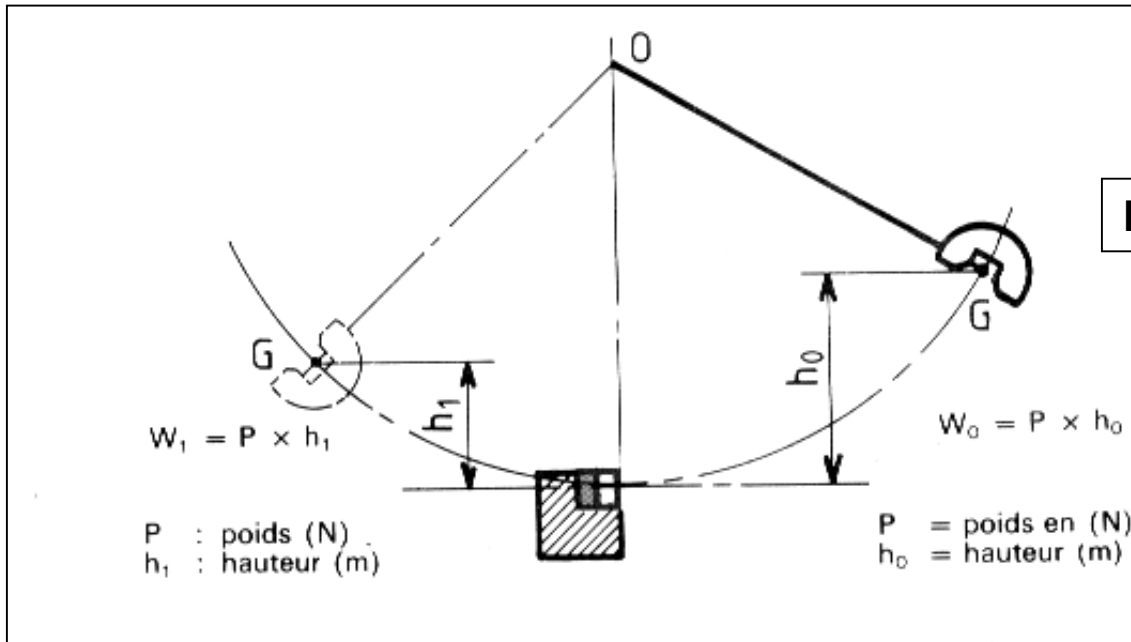
(a) avant le choc

(b) déformée mais non rompue
(forte résilience)

(c) cassée (résilience faible)



l'énergie absorbée lors du choc est égale à $W_0 - W_1$



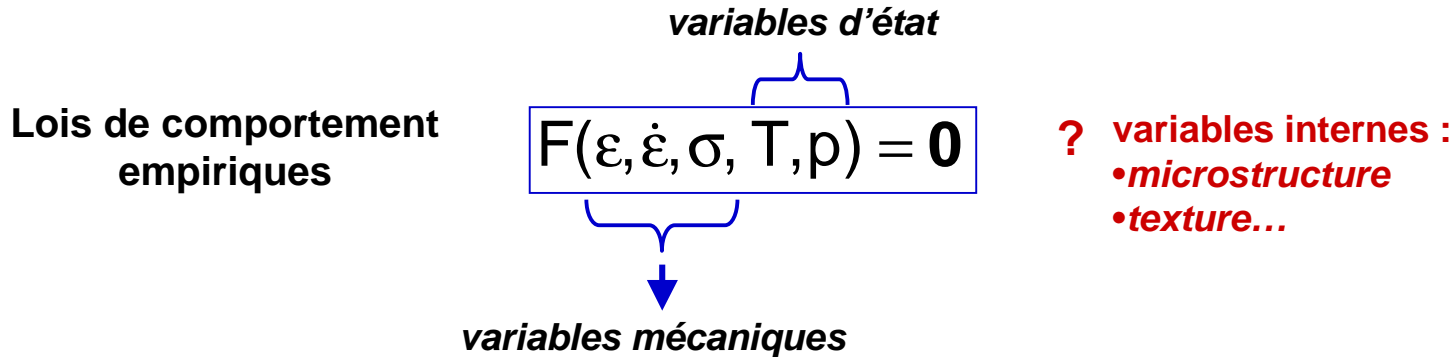
résilience :
énergie absorbée par
unité de surface

$$\text{KCV (daJ/cm}^2\text{)} = (W_0 - W_1)/S$$

KCU :
résilience avec une
éprouvette entaillée en U

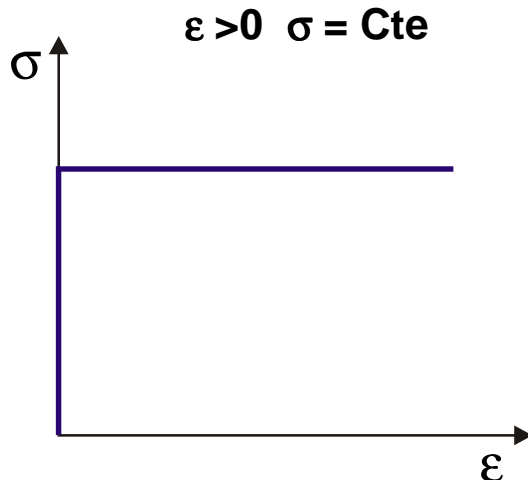
2 - Déformation plastique : lois de comportement

but : comprendre pour prévoir le comportement en service (« vieillissement »)

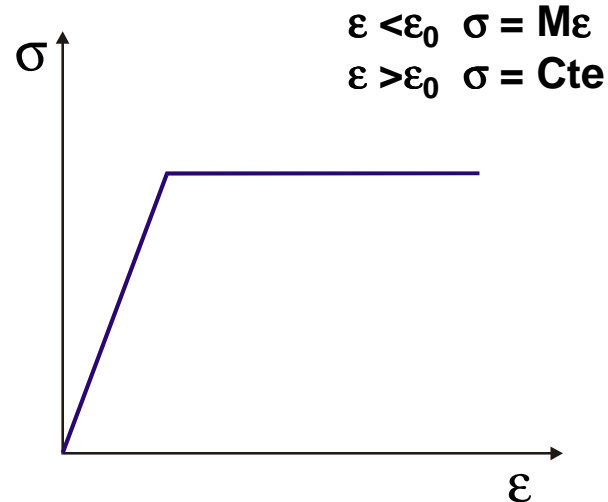


1 – Lois statiques sans écrouissage ni viscosité (le temps n'intervient pas)

- rigide-plastique
pas de domaine élastique



- élasto-plastique
sans écrouissage

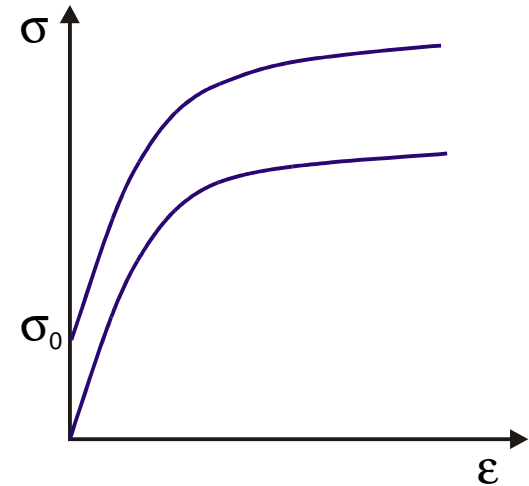


2 – Lois statiques avec écrouissage sans viscosité

élasto-plastique avec écrouissage

la plus employée

$$\left\{ \begin{array}{ll} \sigma = k\varepsilon^n & \text{loi d'Hollomon} \\ \sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n & \text{loi de Ludvig} \end{array} \right.$$



n : coefficient d'écrouissage ou de consolidation

caractérise l'aptitude d'un matériau à se déformer en expansion

quelques valeurs de n :

Ti	0,10 – 0,30
inox 18-10	0,40
Al	0,25

3 – Lois avec viscosité

le temps intervient explicitement par la vitesse de déformation :

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$$

application : le fluage

On distingue 2 types de comportement :

- comportement visqueux newtonien : $\sigma = \eta \dot{\varepsilon}$ (η constant)
- comportement visqueux non-newtonien : η dépend de la contrainte

•Loi de Norton (fluage secondaire) : $\dot{\varepsilon} = A\sigma^n$

•Loi de Bingham (avec seuil) :
$$\begin{cases} \sigma < \sigma_s & \dot{\varepsilon} = 0 \\ \sigma > \sigma_s & \dot{\varepsilon} = (\sigma - \sigma_s) / \eta \end{cases}$$

et 2 lois de comportement :

- comportement visco-élastique

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon(t)$$

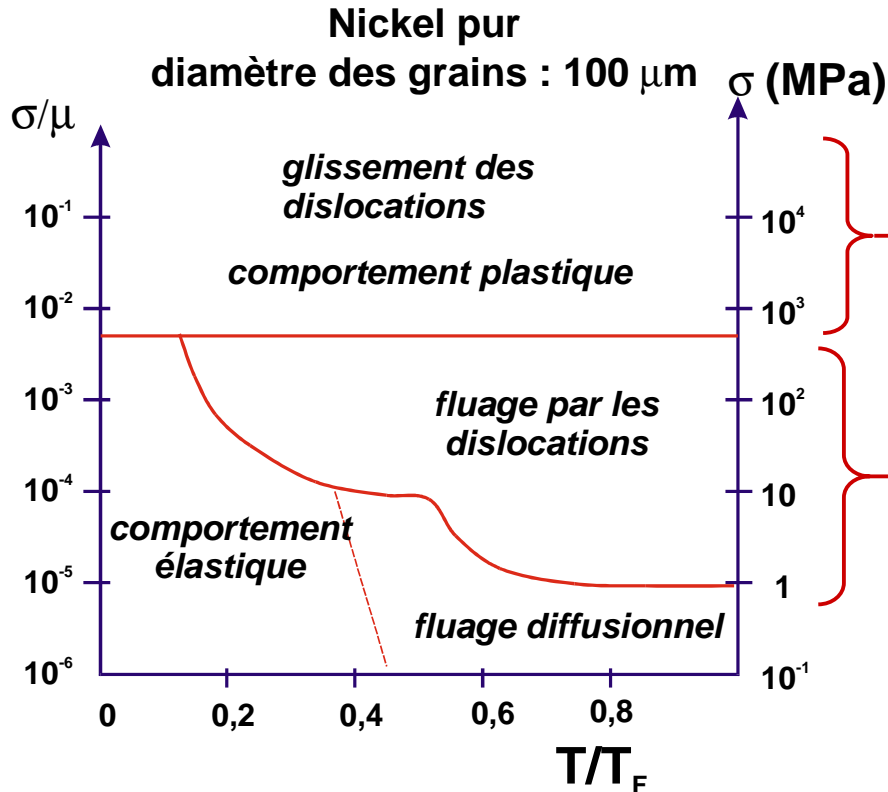
- comportement élasto-visco-plastique (plus généralement)

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon(t)$$

ε_{el} et ε_{pl} : déformations élastique et plastique instantanées

Pour une structure micrographique donnée, le comportement dépend de la contrainte appliquée et de la température.

Diagramme d'Ashby



a) Si la contrainte est suffisante :
comportement plastique

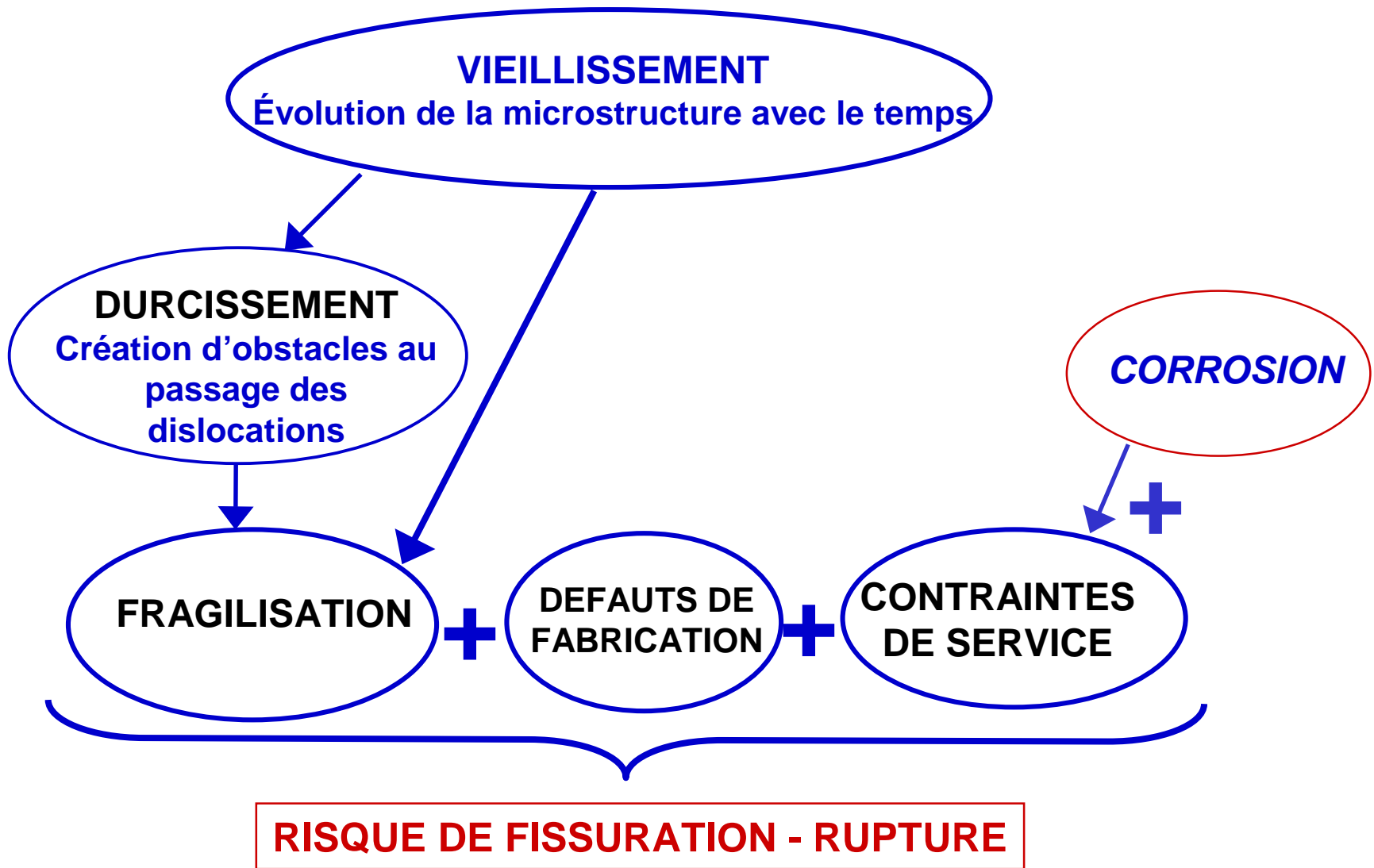
- faible température : plastique sans viscosité
pas de diffusion de défaut
déformation instantanée
- forte température : plastique avec viscosité
diffusion de défauts
vitesse de déformation plastique

b) Si la contrainte est trop faible :
comportement élastique

- faible température ($T/T_F < 0,4$) : élastique pur
- forte température ($T/T_F > 0,4$) :
comportement visqueux (fluage)
 - faible contrainte : déformation par diffusion de défauts ponctuels
 - forte contrainte : déformation par glissement des dislocations

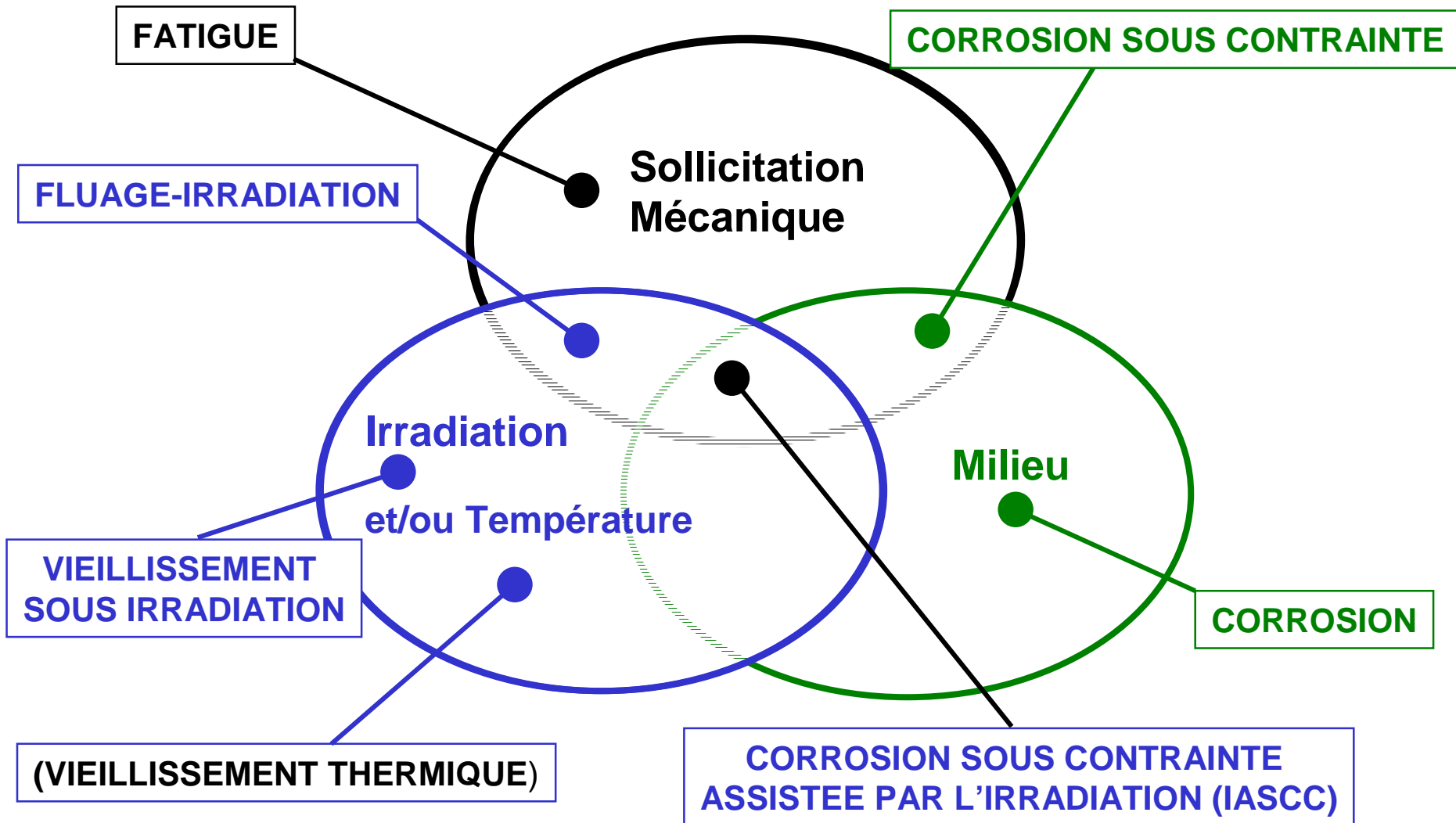
pour une microstructure donnée

3 - Vieillissement et Endommagement

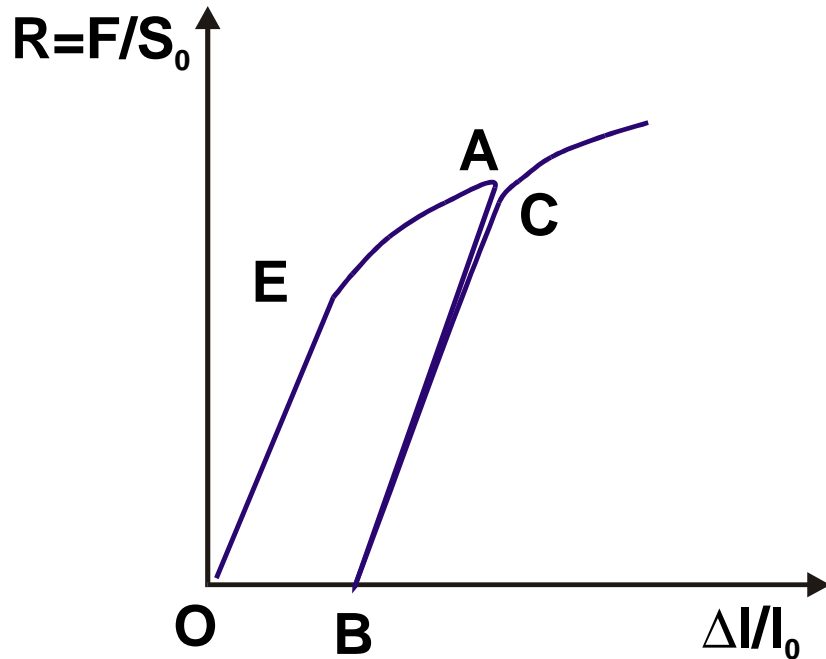


! « vieillissement » ne signifie pas forcément « dégradation » mais « évolution »

LES PRINCIPAUX TYPES DE VIEILLISSEMENT ET D'ENDOMMAGEMENT



Limite élastique, écrouissage et consolidation



OE : domaine élastique

E : limite d'élasticité

EA : zone de déformation plastique

en A : on décharge la contrainte

OB : déformation permanente

on recharge la contrainte :

C : nouvelle limite élastique

la première déformation plastique a introduit des défauts (dislocations) qui durcissent le matériau et donc augmente sa limite élastique lors d'une nouvelle mise en contrainte :
le matériau a été « écroui »

Toute modification microstructurale (précipitations, dislocations...) est susceptible de durcir (« d'écrouir ») le matériau et d'augmenter sa limite élastique

→ durcissement structural

Origine de la déformation plastique et du durcissement

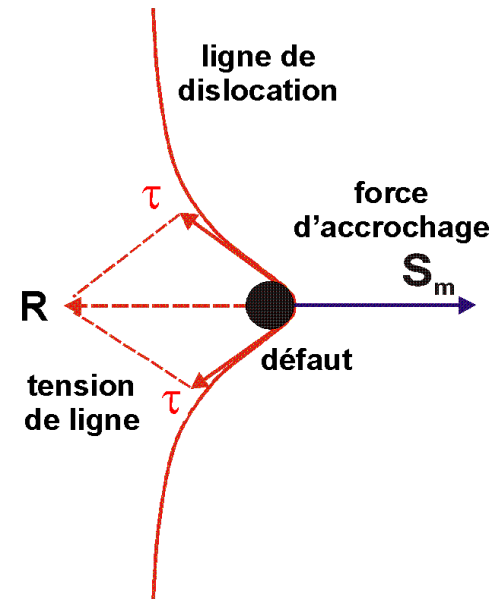
La déformation plastique est due au déplacement des dislocations dans leur plan de glissement

Force exercée sur une dislocation : force de Peach et Köhler

$$F = \tau b$$

(par unité de longueur)

τ : tension de ligne
 b : vecteur de Burger



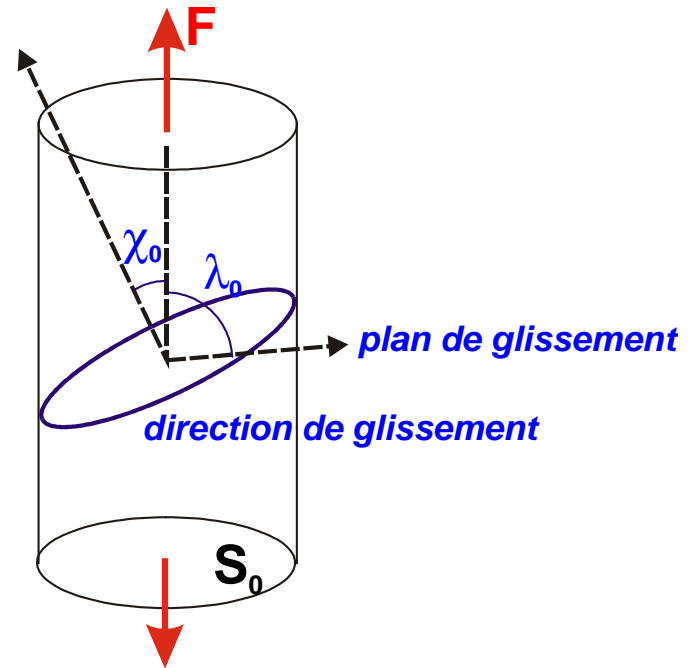
le glissement commence dès que la contrainte atteint la valeur critique τ_c
(cission projetée critique)

caractérise le passage domaine élastique – domaine plastique

dans un monocristal, cette cission critique peut être calculée par le facteur de Schmid :

cission projetée ou résolue :

$$\tau = \frac{F}{S_0} \cos(\chi_0) \cos(\lambda_0)$$



$\cos(\chi_0) \cos(\lambda_0)$: facteur de Schmid (entre 0 et 0,5)

c'est le système de glissement ayant le facteur de Schmid le plus élevé qui sera activé en priorité

d'où la limite élastique :

$$R_e = \frac{\tau_c}{\cos(\chi_0) \cos(\lambda_0)}$$

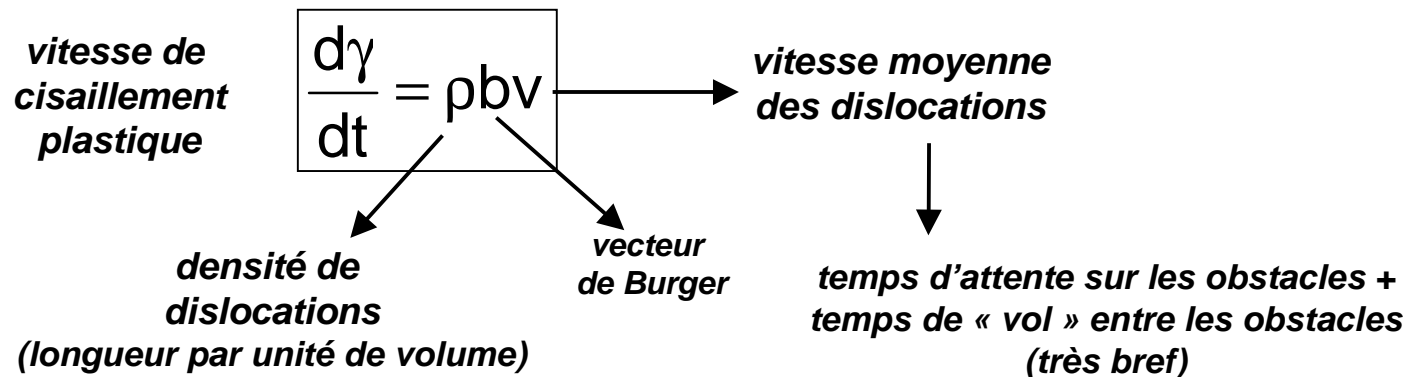
la réalité est plus compliquée → modèles polycristallins

déplacement des dislocations et durcissement

- mouvement d'une dislocation :
- glissement
 - interactions à courte portée (craus, jonctions, annihilation...)
 - montée (à haute température)

le déplacement des dislocations est lié aux interactions de celles-ci avec le milieu

Loi d'Orowan : relier la vitesse de déformation à la densité de dislocations



Cette vitesse dépend :

- des forces de frottement visqueux dues à l'agitation thermique
- des forces d'ancrage sur le réseau (forces de Peierls)
- des forces d'ancrage entre dislocations
- des forces d'ancrage dues aux atomes de soluté, aux précipités...

la vitesse est un processus thermiquement activé (en $\exp(-\Delta G/kT)$)

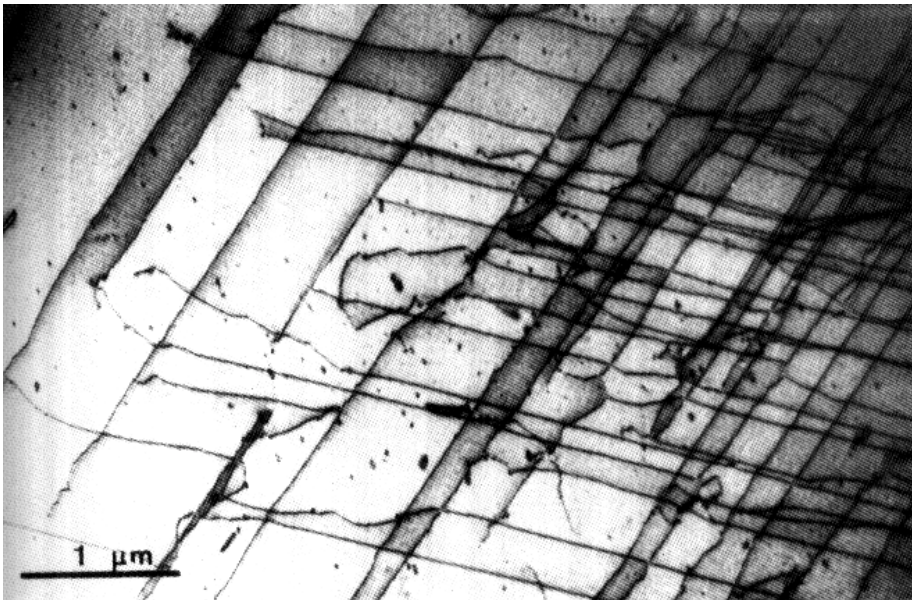
où l'énergie d'activation ΔG peut dépendre de la contrainte

Origines du durcissement

1) Forces de frottement du réseau (ou forces de Peierls)

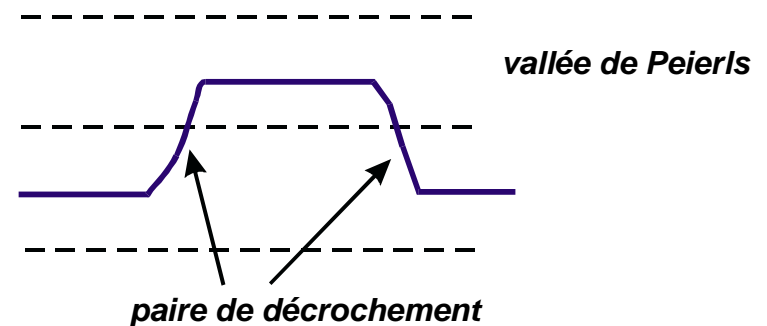
- très fortes pour les matériaux covalents (diamant) et les composés intermétalliques
- très faible pour les plans denses des CFC et les plans de base des HC ($\sim 10^{-4} \mu$)
- importantes pour les BCC (x100 CFC), surtout pour les vis (x20 coin)

dans les BCC les dislocations vis sont piégées dans les directions cristallographiques denses (« vallées de Peierls »)



dislocations rectilignes dans le niobium BCC
déformé à basse température
(directions $\langle 111 \rangle$)

franchissement de ces vallées par
des paires de décrochement



➔ processus thermiquement activé

dans les BCC :

- à basse température la limite élastique est très élevée
- elle décroît fortement avec la température

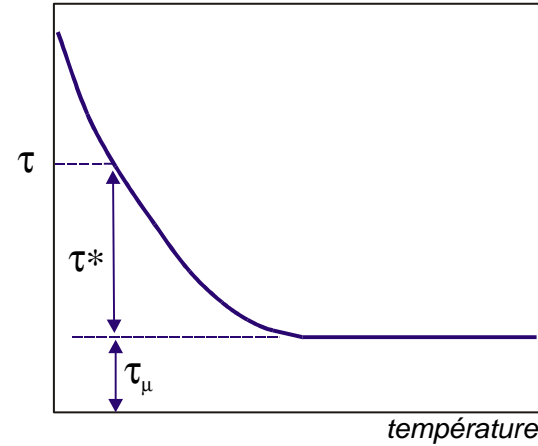
Pour un matériau pur :

contrainte critique (limite élastique ou contrainte d'écoulement) :

$$\tau_C = \tau^* + \tau_\mu$$

*contribution
thermiquement
activée*

*contribution
athermique*

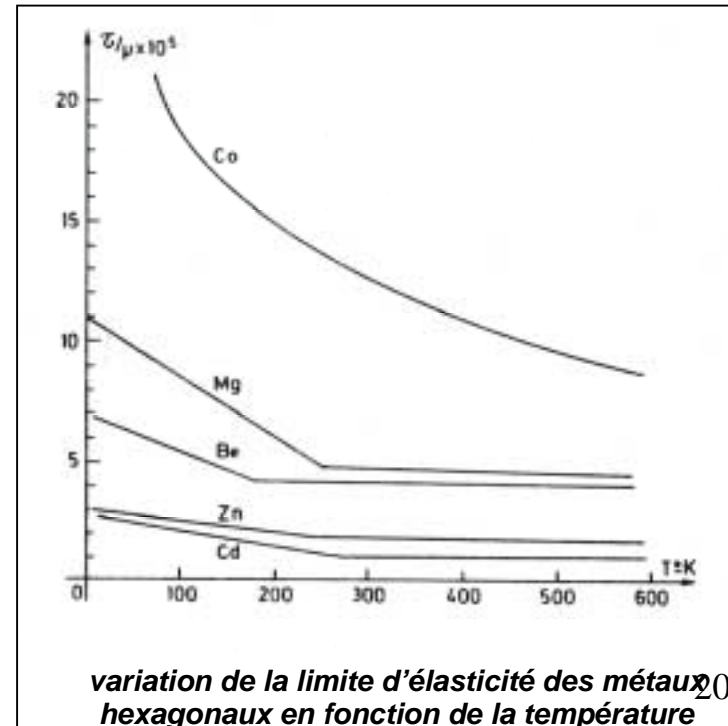
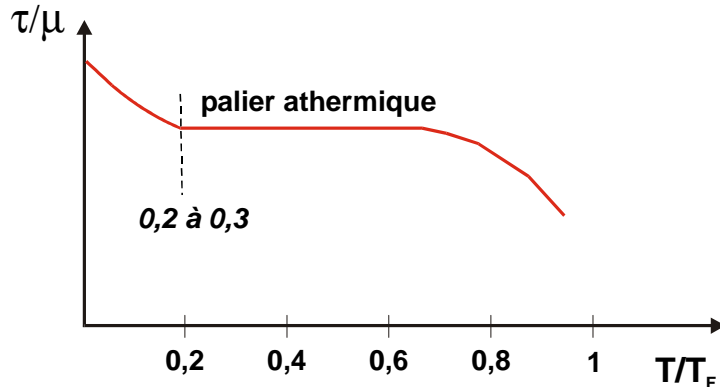


variation de la contrainte d'écoulement avec la température : palier athermique

a) matériaux CFC et HC

forces de Peierls faibles

faible diminution entre 0K et le palier athermique



variation de la limite d'élasticité des métaux hexagonaux en fonction de la température

b) matériaux BCC

- forces de Peierls fortes
- variation très importante avec la température

pour $T < T_0$ (avant le palier athermique)

$$\frac{\tau^*}{\tau_{(0K)}} = \left(1 - \frac{T}{T_0}\right)^2$$

avec :

$$\tau_{(0K)} = 10^{-3} \text{ à } 10^{-2} \mu$$

$$T_0 = 0,2 T_F$$

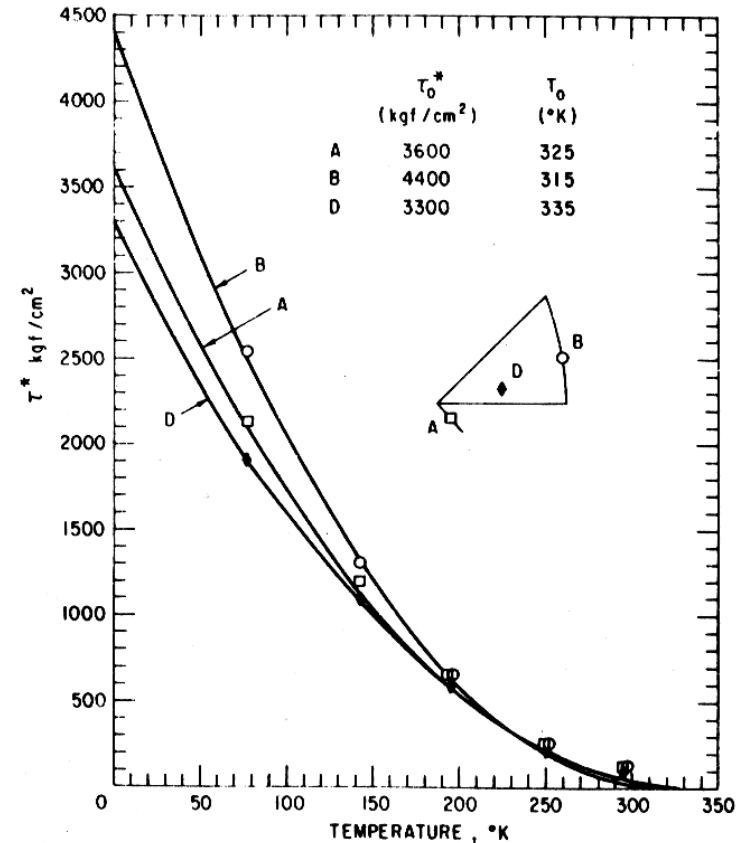
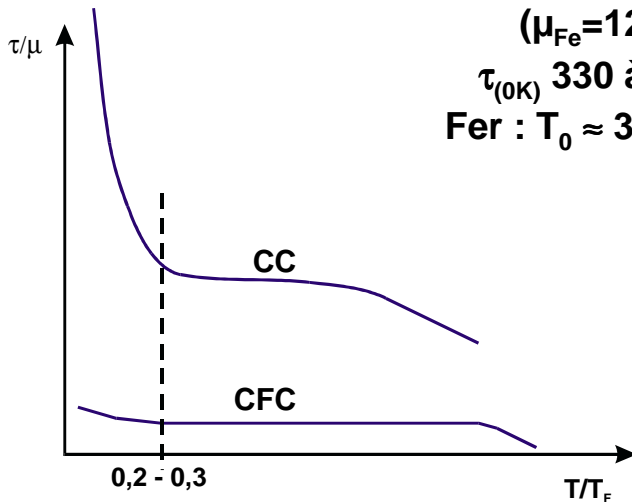
$$\tau_\mu = 10^{-4} \mu$$

μ : module de cisaillement

$$(\mu_{Fe} = 120 \text{ GPa})$$

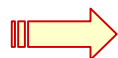
$$\tau_{(0K)} \text{ 330 à 440 MPa}$$

$$\text{Fer : } T_0 \approx 330 \text{ K} \approx 50^\circ\text{C}$$



variation de la cission critique de monocristaux de fer en fonction de la température et de l'orientation cristallographique

$$10 \text{ kgf/cm}^2 = 1 \text{ MPa}$$



responsable de la transition ductile – fragile des BCC

2) dans les alliages polycristallins

accumulation d'obstacles supplémentaires au déplacement des dislocations

- joints de grains
- atomes de soluté en solution solide
- précipitations

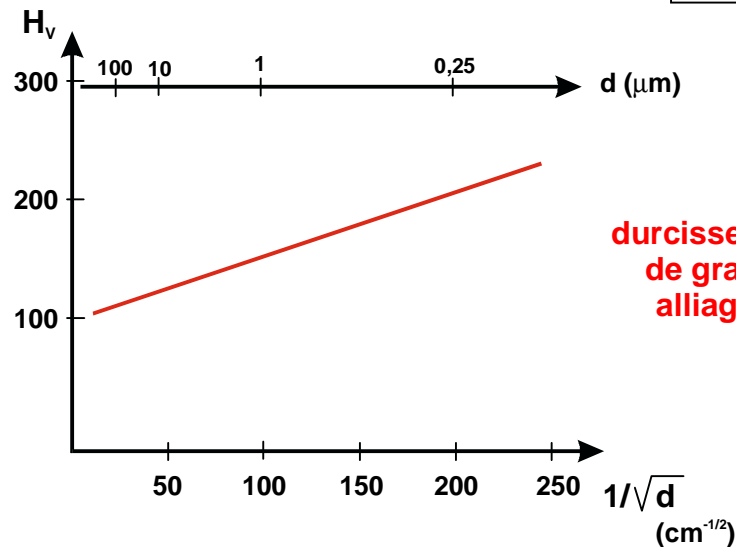
a – taille de grains

plus les grains sont petits, plus la densité de joints de grains est importante et plus la limite élastique est élevée :

Loi de Petch-Hall

$$R_e = R_0 + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

d : diamètre moyen des grains



durcissement par taille de grains dans les alliages de titane

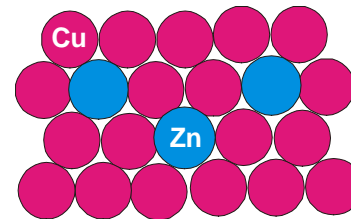
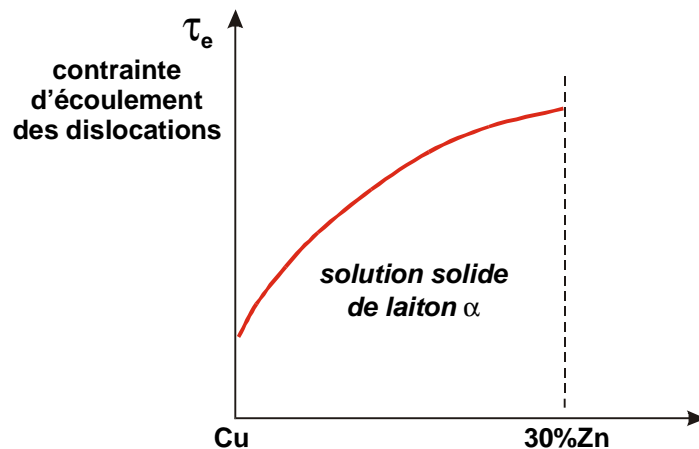
cette loi empirique est en général très bien vérifiée

b – durcissement de solution solide

La présence d'atomes de soluté augmente la limite élastique *ces atomes rendent plus « rugueux » les plans de glissement et engendrent des forces de freinage sur les dislocations...*

- les effets sont en $C^{2/3}$ (où C est la concentration en atome de soluté)
- les interstitiels sont plus durcissants que les atomes en substitution

Cela explique pourquoi les métaux ultra-purs sont très mous et que les alliages sont plus durs et ceci d'autant plus que la teneur en éléments d'addition est élevée. exemple : le laiton par rapport au cuivre pur, les aciers inoxydables, le rôle durcissant du carbone et de l'azote en solution solide dans les aciers, la martensite...



limite élastique :
Cu pur 75 MPa
laiton 200 MPa

c – durcissement par précipitation

le mode de durcissement le plus courant

moyen : vieillissement par traitement thermique isotherme

but : durcissement par interaction dislocations - précipités

Il faut distinguer :

- les précipités cohérents avec la matrice (exemple : zones de Guinier-Preston)
- les précipités incohérents avec la matrice

Au cours de son évolution, un précipité peut d'abord être en cohérence puis par grossissement et coalescence perdre cette cohérence

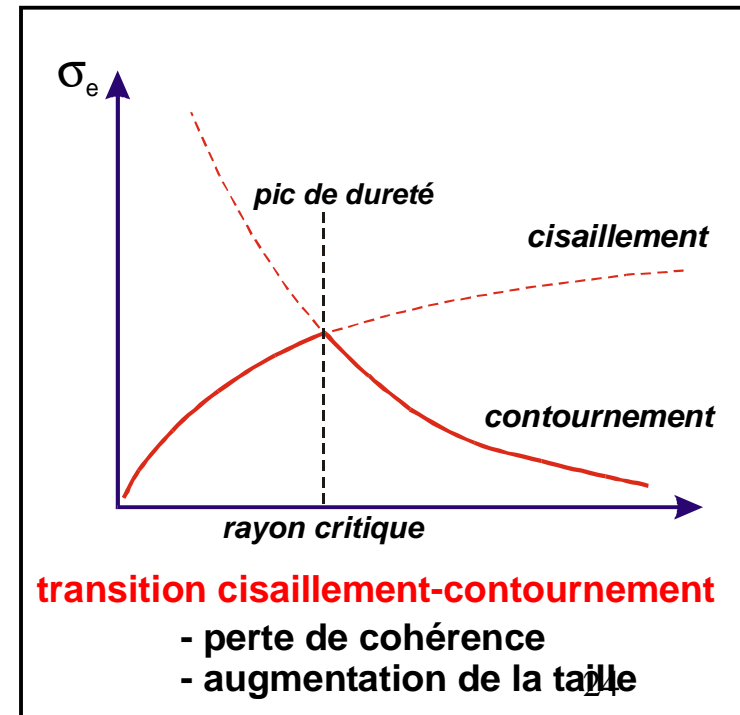
mécanismes d'interaction :

cisaillement ou contournement

- particules cohérentes
- petites particules
- peu résistantes

- incohérentes
- trop grosses
- trop « dures »

*Si les 2 mécanismes sont en compétition,
celui qui est le plus facile
(qui conduit à la plus faible limite élastique)
sera adopté*



- par cisaillement

La dislocation pénètre dans le précipité



→ effets élastiques et chimiques

-effets élastiques :

- la cohérence avec le réseau entraîne une distorsion qui repousse ou attire la dislocation coin (effet de taille)
- différence de module élastique entre la dislocation (coin ou vis) et le précipité

les effets s'ajoutent

-effet chimique :

dû à la création de nouvelles interfaces lors du cisaillement

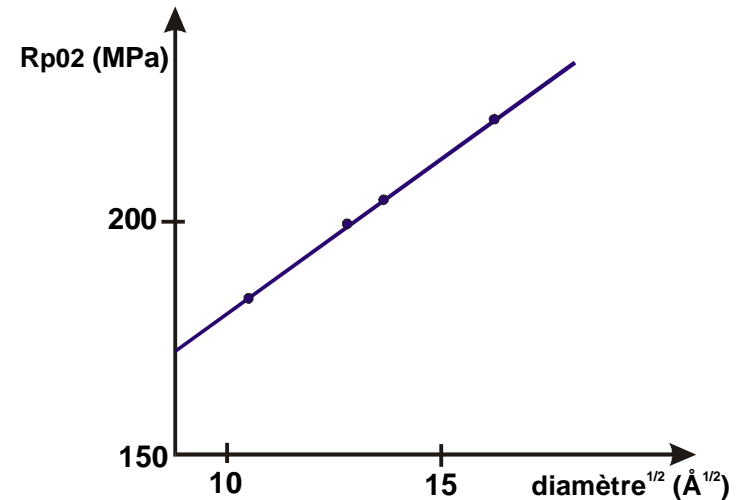
$$\Delta\tau = \alpha \mu b \sqrt{Nd}$$

α : paramètre caractéristique du précipité
 N : fraction volumique des précipités
 d : diamètre moyen des précipités

**Un précipité cisailé ne retient plus les dislocations et devient encore plus facile à cisailier...
cela peut introduire un adoucissement du matériau**



précipités cisailés par fatigue dans un alliage Ni-15%Al

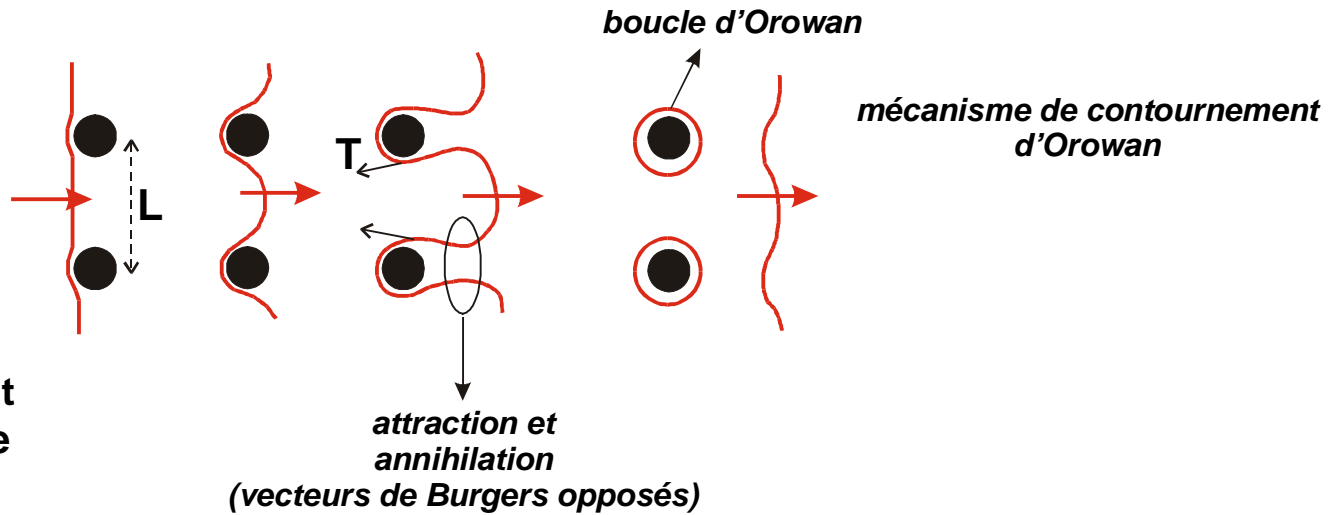


durcissement d'un alliage Al-2,5%Li par des précipités ordonnés (loi en $d^{0.5}$)

- par contournement

- si incohérentes
- si trop grosses
- si trop « dures »

Les précipités exercent
une force de résistance
à la dislocation



$$f_0 = 2T/bL$$

T : tension de ligne de la dislocation
L : distance entre les précipités

*Plus les précipités sont proches,
plus la résistance sera grande*

Cission critique nécessaire
pour le comportement :

$$\tau_c = 0,5 \mu b \sqrt{\pi} \frac{\sqrt{N}}{d}$$

N : fraction volumique des précipités
d : diamètre moyen des précipités



*boucles de contournement d'Orowan
dans un alliage Al-Li vieilli²⁶*

d – durcissement par écrouissage

de fortes déformations (laminage par exemple) engendrent des dislocations qui s'accumulent dans des « cellules »

$$\tau_c = 0,5 \mu b \sqrt{\rho}$$

ρ : densité de dislocations

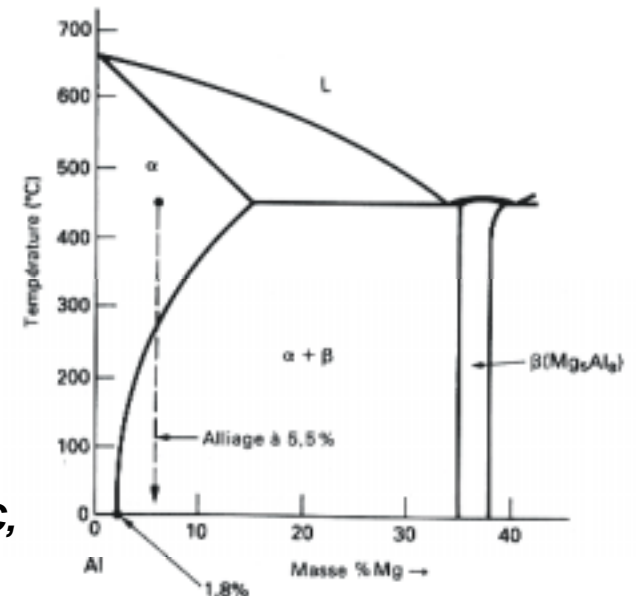
Exemples d'alliages industriels à durcissement microstructural

a) Alliages à durcissement de solution solide

alliages Al-Mg et Al-Mg-Mn (série 5000)

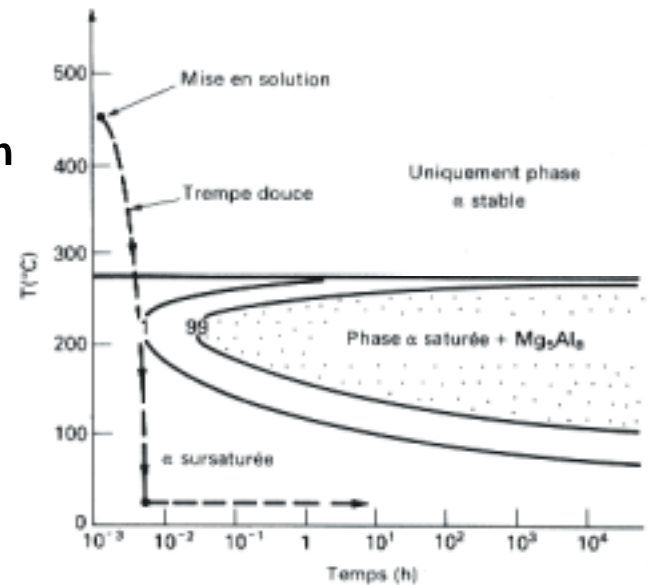
à température ambiante, l'Al peut dissoudre jusqu'à 1,8% de Mg
les alliages Al-Mg peuvent contenir jusqu'à 5,5% de Mg (sursaturation)
A 450°C tout le Mg est en solution

*En cas de refroidissement lent à partir de 450°C,
il y a précipitation de Mg_5Al_8*



Si on veut garder le Mg en solution solide sursaturée, il faut refroidir assez vite pour éviter le “nez” de précipitation du diagramme TTT

diagramme TTT d'un alliage à 5,5%Mg, pour la précipitation de Mg_5Al_8 (mis en solution à 450°C)

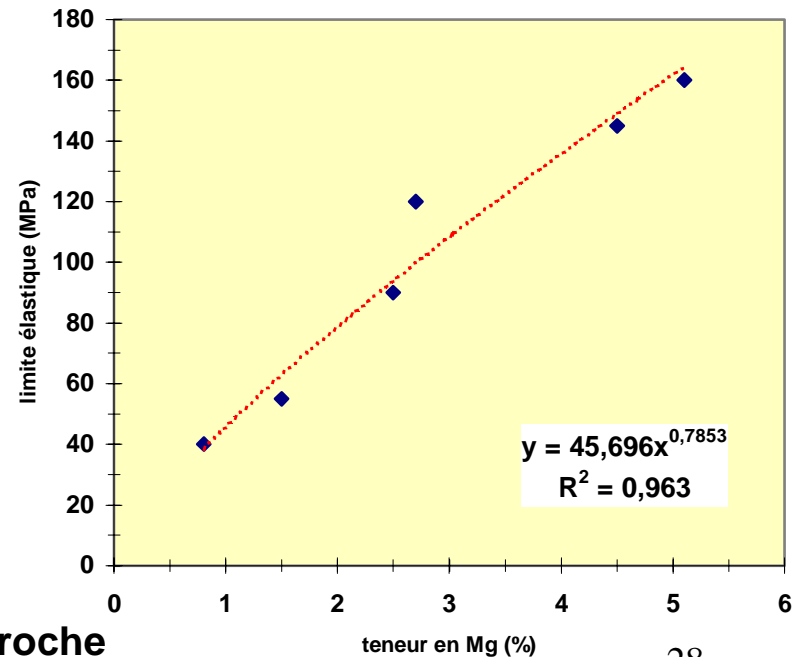


Cette sursaturation entraîne un accroissement de la dureté (limite élastique)

alliage	%Mg	Rp02 (MPa)
5005	0,8	40
5050	1,5	55
5052	2,5	90
5454	2,7	120
5083	4,5	145
5456	5,1	160

sursaturé

limite d'élasticité des alliages de la série 5000



On retrouve une loi de variation proche de la loi théorique (en 2/3)

b) Alliages à durcissement par précipitation

- précipitations de carbures

- aciers martensitiques pour roulement à bille, pour outils de coupe
(très fins carbures cohérents avec la matrice)
- aciers ferritiques à haute limite d'élasticité
(très fins carbures de Ti, de Nb et de V, cohérents avec la matrice, associés à une taille de grains très fine)

- précipitations de composés intermétalliques

Ni_3Al , NiAl , Ni_3Mo , Fe_2Mo

aciers maraging :

Rp02 de 1800 à 2000 MPa avec une excellente ductilité

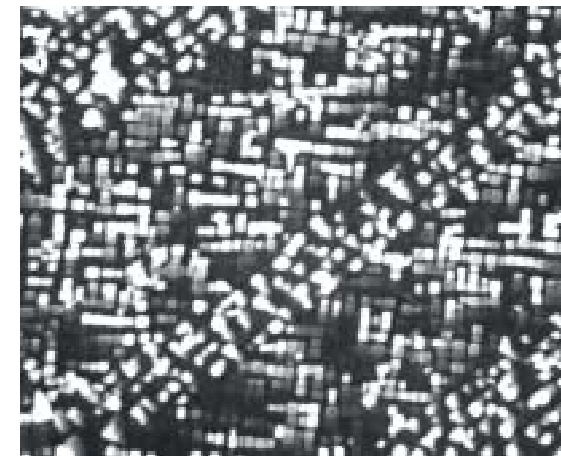
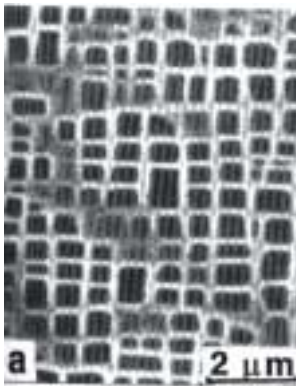
⇒ *trains d'atterrissage des avions...*

superalliages de Ni

durcissement par précipitation de γ' (Ni_3Al)

⇒ *alliages pour les aubes de turbines de réacteurs (fortes contraintes, 250MPa, et fortes températures, 1550°C)*

microstructure γ et γ' d'un superalliage monocristallin de Ni recuit 1315°C + revenu 16h 1050°C et 24h 850°C observé en TEM (champ sombre)



- alliages d'aluminium (alliages à « durcissement structural »)

utilisés dans les cas où l'on cherche à éviter toute déformation plastique en service

alliages d'Al :
- 2024 (Al-Cu-Mg) durcissement par précipitation d' Al_2Cu
- 7075 (Al- Zn-Mg-Cu)

alliages légers utilisés pour la réalisation de voilure et de fuselage aéronautique

Si on refroidit lentement un alliage Al-4%Cu à partir de 550°C (solution solide Al-Cu) on obtient une précipitation essentiellement intergranulaire d' Al_2Cu (phase θ), de grande taille et qui oppose aux dislocations une faible résistance (métal mou)

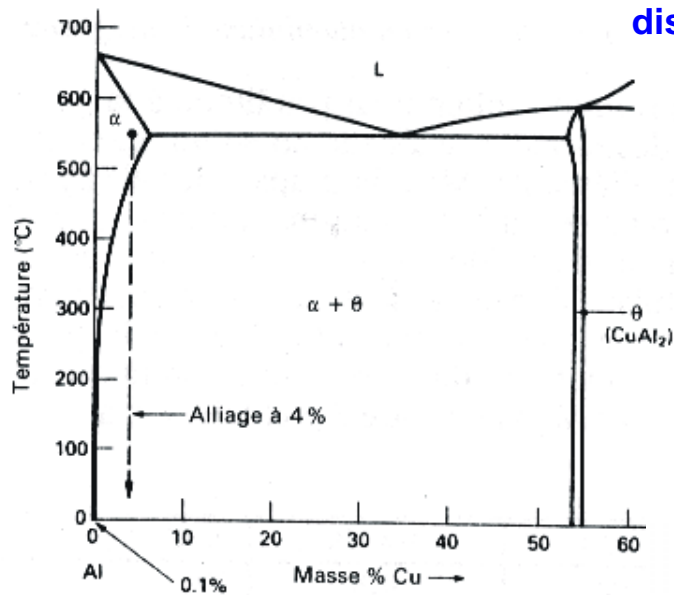
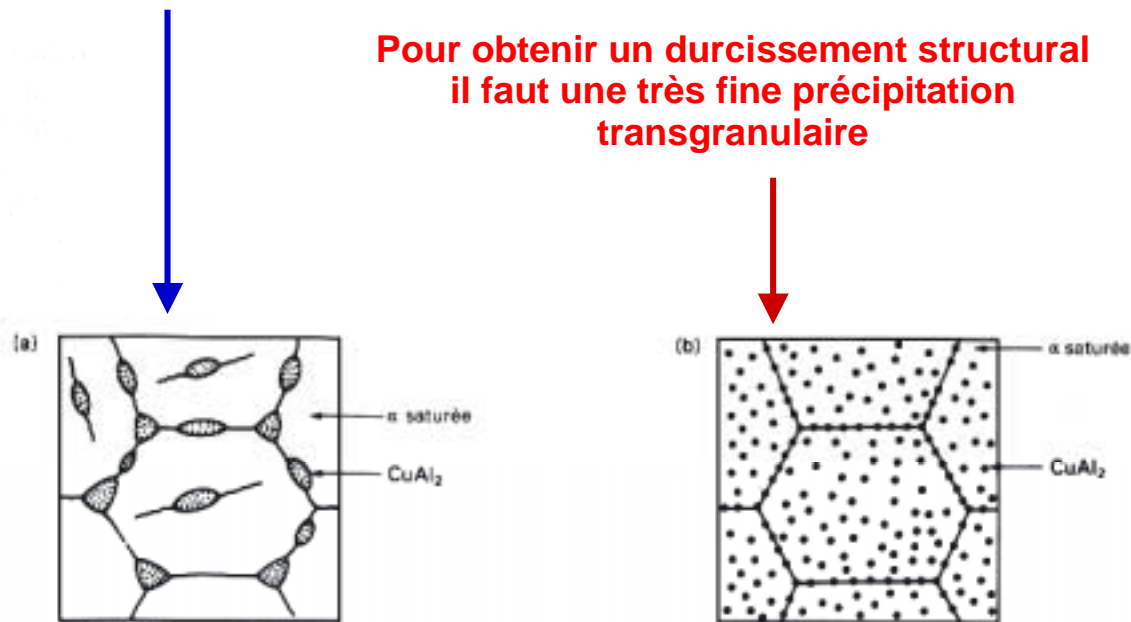
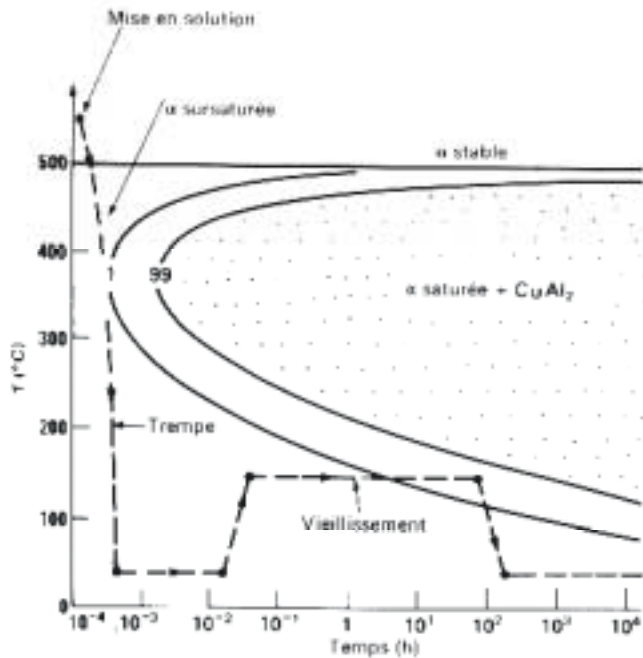


diagramme Al-Cu

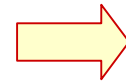
Pour obtenir un durcissement structural il faut une très fine précipitation transgranulaire





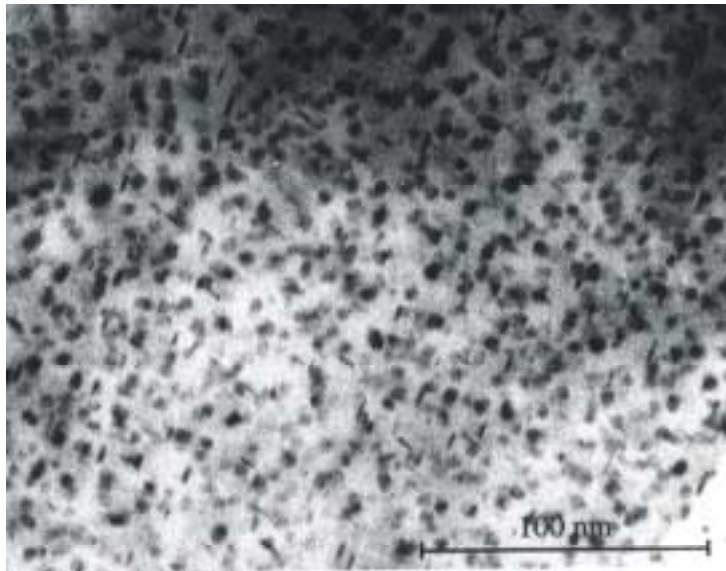
Pour cela on opère ainsi :

- mise en solution à 550°C
- refroidissement rapide (trempe à l'eau ou à l'huile)
(pour éviter le "nez" de la courbe TTT)
- on obtient une solution solide sursaturée (d'un facteur 40)
- maintien 100h à 150°C (vieillisement)
- précipitation de la phase θ



**structure très fine
alliage très dur**

La réalité est un peu plus compliquée et la précipitation de Al_2Cu (phase θ) n'est pas immédiate, il faut franchir différentes étapes



*Fine précipitation de Al_2Cu
dans un alliage 7075*

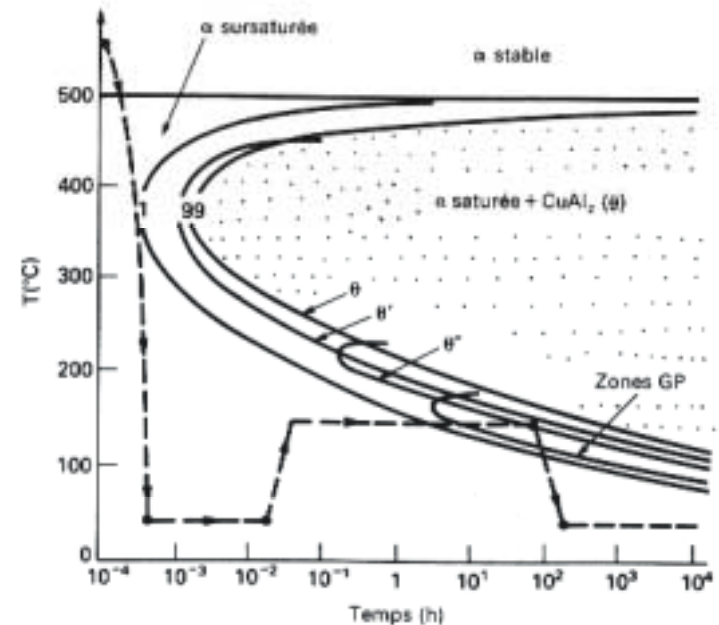
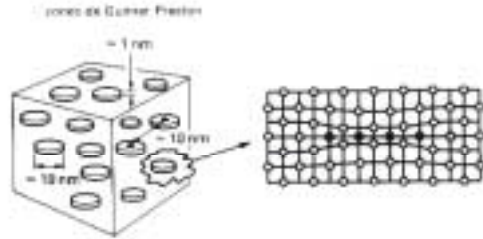


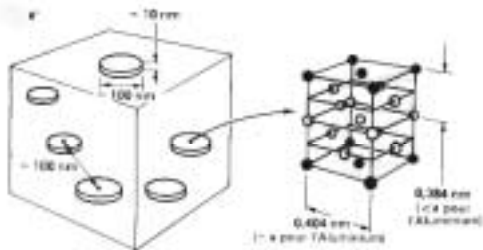
diagramme TTT détaillé de l'alliage Al-4%Cu

On part d'une solution solide de substitution saturée en Cu



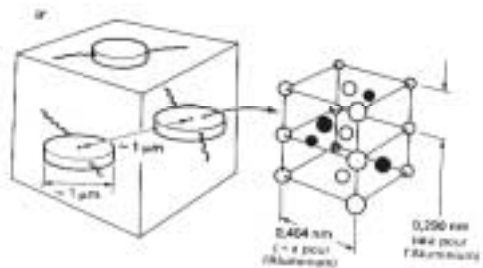
1ère phase (50 à 150°C) :

formation de zones GP (Guinier-Preston). ce sont des amas d'atomes de Cu, en forme de petits disques, cohérents avec la matrice



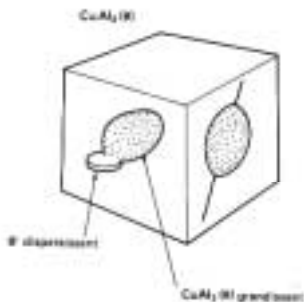
2ème phase (150 à 200°C) :

à partir de certaines zones GP, apparition de très fins précipités θ'' sous forme de disques (diamètre 100 nm, épaisseur 10 nm) de structure tétragonale, dont le plan de base est en cohérence avec une face cubique de la maille CFC de l'Al. Cela provoque une distorsion élastique. Les autres zones GP se dissolvent



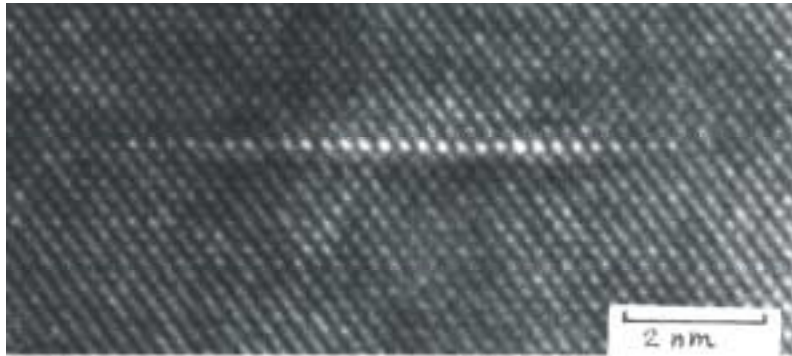
3ème phase :

de nouveaux précipités, tétragonaux, θ' germent sur les dislocations et croissent par dissolution des précipités θ'' . Les faces des disques sont encore cohérents avec la matrice mais plus les côtés

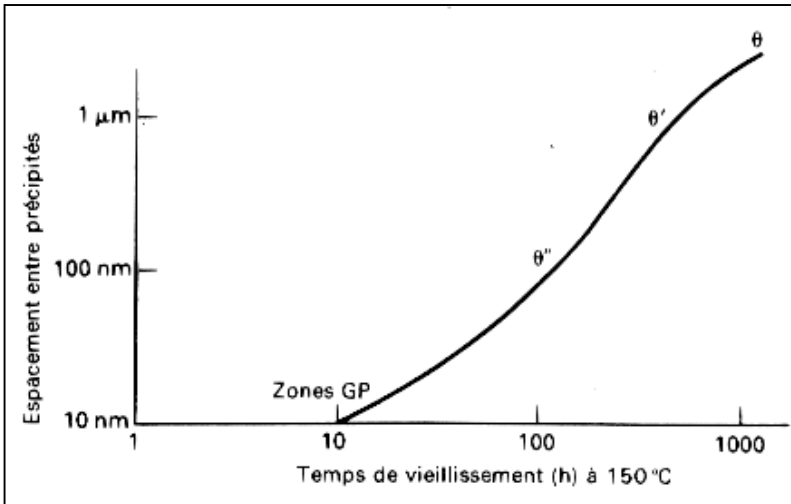
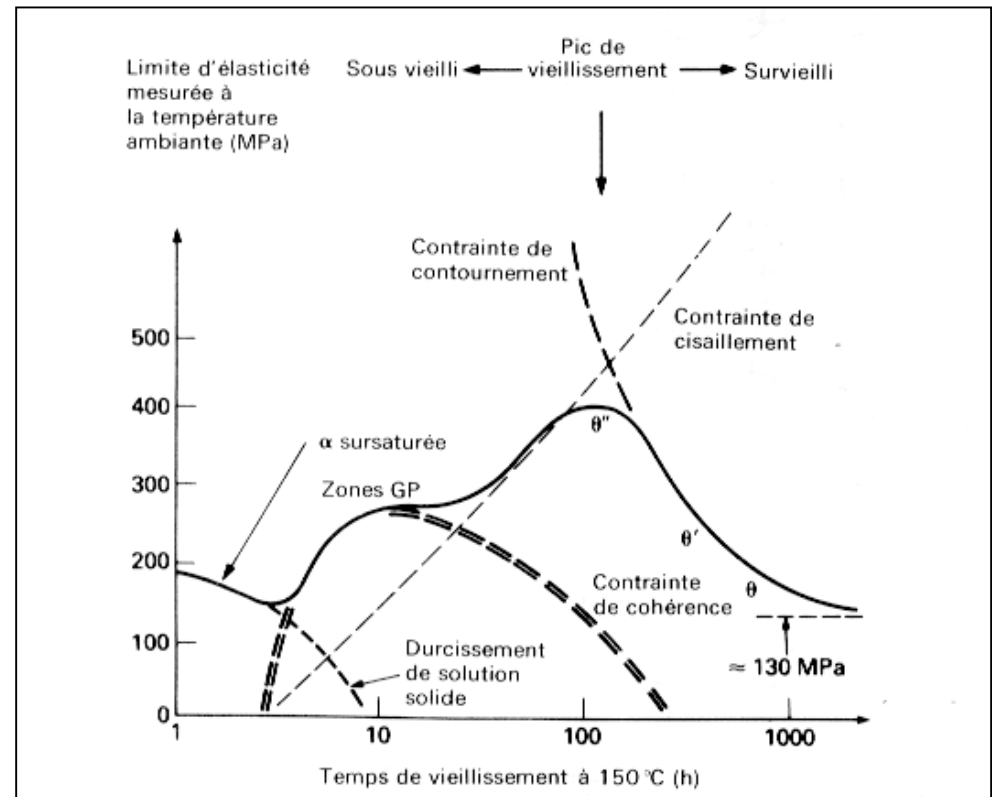


4ème phase :

la phase θ germe aux joints de grains et aux interfaces par dissolution des précipités θ' . Cette phase est totalement incohérente avec la matrice et croît sous forme de globules



Zone de Guinier Preston (GP) observée en TEM haute résolution (200kV) Al-1,7%Cu, revenu 10h 100°C



Durant le vieillissement, on observe 4 mécanismes de durcissement :

- au début, durcissement de solution solide (sursaturée en Cu)
- durcissement par contraintes de cohérence, autour des zones GP et des phases θ'' . L'effet de durcissement est maximum pour la phase θ'' .
- durcissement par précipitation (θ' et θ). L'efficacité est plus faible les précipités pouvant être soit cisailés, soit contournés. La contrainte de contournement décroît avec la distance entre particules (qui croît avec le temps)

Le vieillissement optimum (dureté maximale) sera choisi pour obtenir la phase θ''

c) Alliages à durcissement par écrouissage

- alliages à forte capacités d'écrouissage

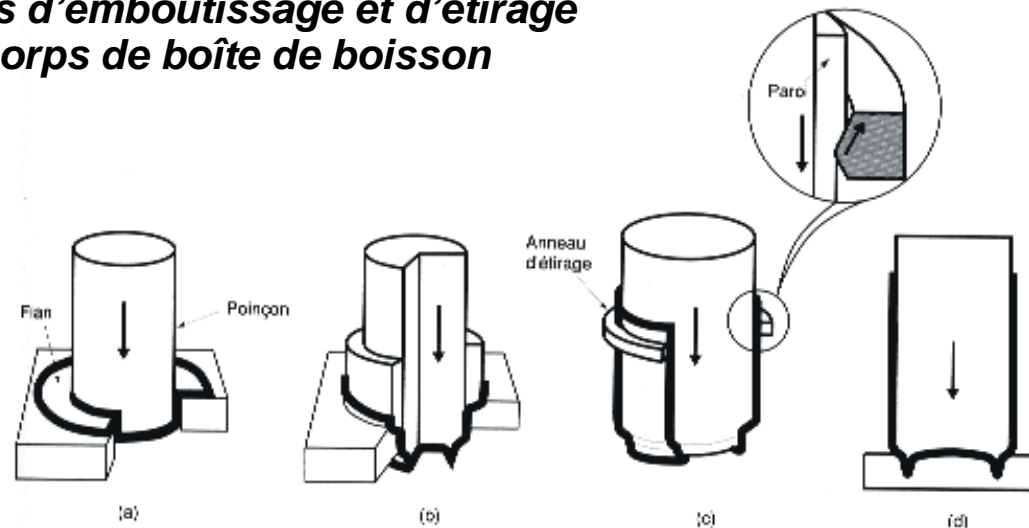
Al, Al-Mn et Al-Mn-Mg

(séries 1000, 3000 et 5000)

durcis par laminage $R_{p02} = A \varepsilon^n$ n (Al) de 0,15 à 0,33

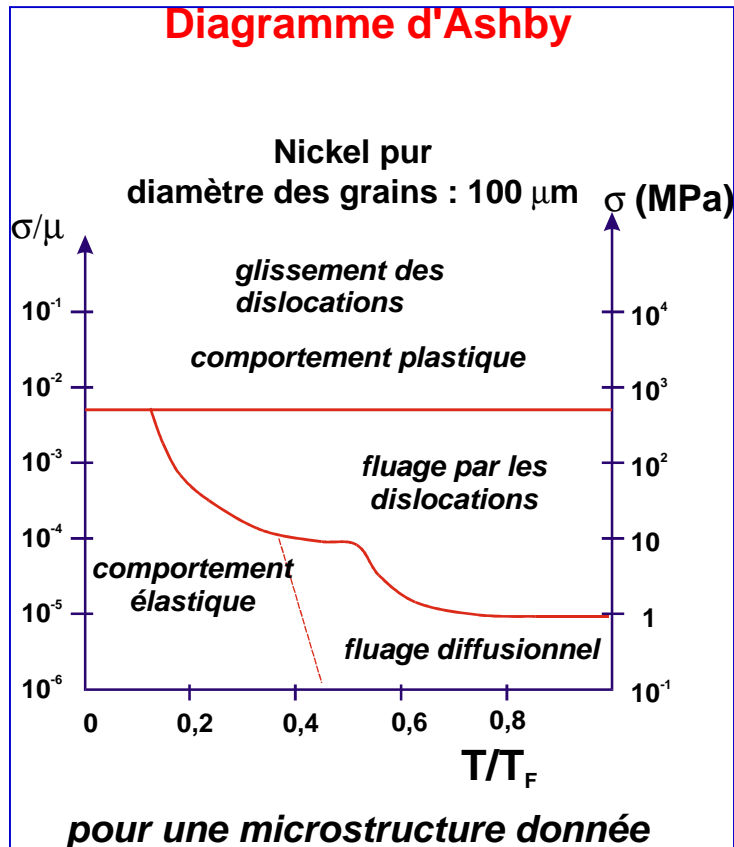
utilisés pour la fabrication des boîtes de boisson (100 milliards par an !)
(emboutissage à froid)

Les différentes phases d'emboutissage et d'étirage pour réaliser un corps de boîte de boisson



après remplissage, le couvercle (en acier) est serti

Cas de la déformation à chaud : le fluage



qu'il s'agisse de la durée de vie d'un matériau en service (faibles vitesses de déformation, 10^{-10} à 10^{-15} s^{-1}) ou de processus de mise en forme à chaud (laminage, forgeage...)
(fortes vitesses de déformation, 1 à 100 s^{-1})
la déformation à chaud a une importance considérable pour le métallurgiste

mécanismes d'endommagement :

- à froid : uniquement le glissement des dislocations

- à chaud : d'autres mécanismes interviennent :

- montée des dislocations
- diffusion de défauts ponctuels
- évolution structurales
 - précipitation et dissolution
 - coalescence
 - croissance
 - recristallisation
 - oxydation....

ensemble de phénomènes extrêmement complexes

Un matériau soumis à une contrainte (même faible) à une température de service élevée, se déformera lentement

→ **fluage** → endommagement → rupture...

Si l'on impose une déformation constante (par exemple un serrage de boulon) la contrainte appliquée diminuera lentement (la déformation de fluage remplaçant une partie de la déformation élastique)

→ **relaxation**

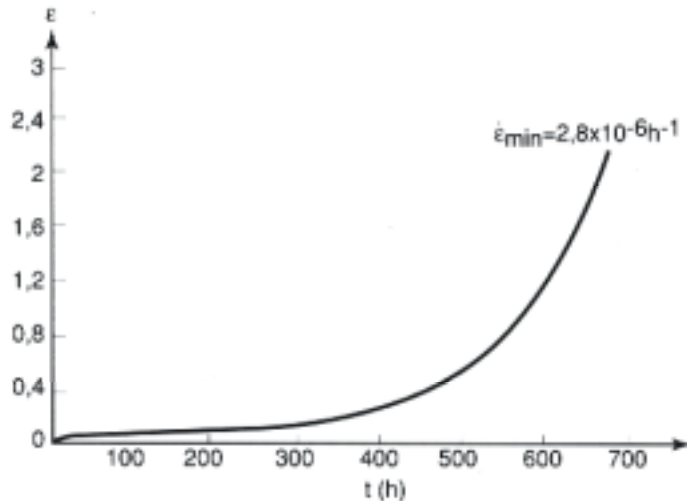
Pour étudier la déformation à chaud, on peut :

- soit imposer une vitesse de déformation constante et mesurer la contrainte en fonction de la déformation,

→ **essais de traction, de compression**

- soit imposer une contrainte constante et mesurer la variation de la vitesse de déformation en fonction de la déformation (ou du temps)

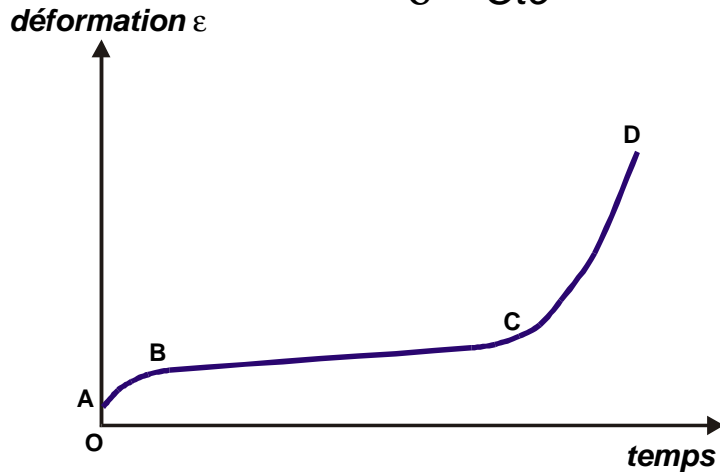
→ **essais de fluage**



*Courbe caractéristique du fluage
alliage de Ni à 850°C*

Courbe caractéristique du fluage

$$\sigma = Cte$$



OA : déformation élastique initiale
 AB : fluage primaire
 BC : fluage secondaire
 CD : fluage tertiaire
 D : rupture

$$\varepsilon(t) = At^{1/3} + Bt + Ct^m$$

régime transitoire

fluage secondaire

fluage tertiaire

- Fluage primaire : régime transitoire

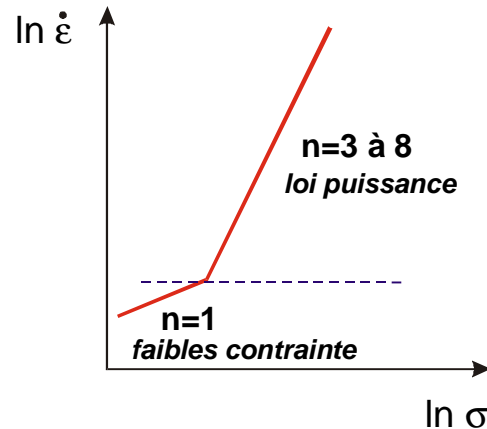
correspond à une forme d'écroissage

peut être représenté par une loi puissance :

$$\varepsilon = f(t^{1/3}) \quad (\text{loi d'Andrade})$$

- Fluage secondaire : régime permanent

- la vitesse de déformation est constante pour une contrainte donnée et suit une loi de Norton



$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n$$

- la vitesse de déformation varie exponentiellement avec la température

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

- Fluage tertiaire :

début de l'endommagement de fluage

Accélération de la vitesse de déformation par croissance des cavités \longrightarrow rupture ³⁷

mécanismes de déformation à chaud dans le régime secondaire

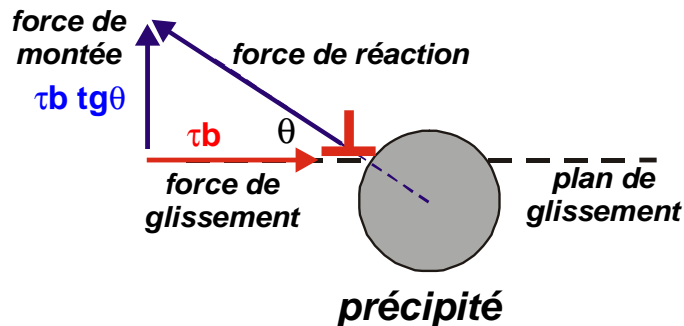
$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \begin{array}{l} n=1 \text{ } (\sigma \text{ faible}) \text{ fluage visqueux} \\ n=3 \text{ à } 8 \text{ } (\sigma \text{ fort}) \text{ loi puissance} \end{array}$$

en raison de loi d'Arrhénius, le fluage ne devient important qu'à partir de $T > 0,3T_F$

- deux mécanismes (thermiquement assistés) :
- montée des dislocations (loi puissance)
 - diffusion atomique (fluage visqueux)

1) - contrainte élevée, la montée des dislocations

- à basse température les dislocations ne peuvent que glisser et sont facilement bloquées par des précipités. Seule une contrainte élevée peut les débloquer.
- à plus forte température, la dislocation peut monter par un mécanisme de diffusion



Une fois la dislocation débloquée, elle migre par glissement jusqu'à trouver un nouvel obstacle...

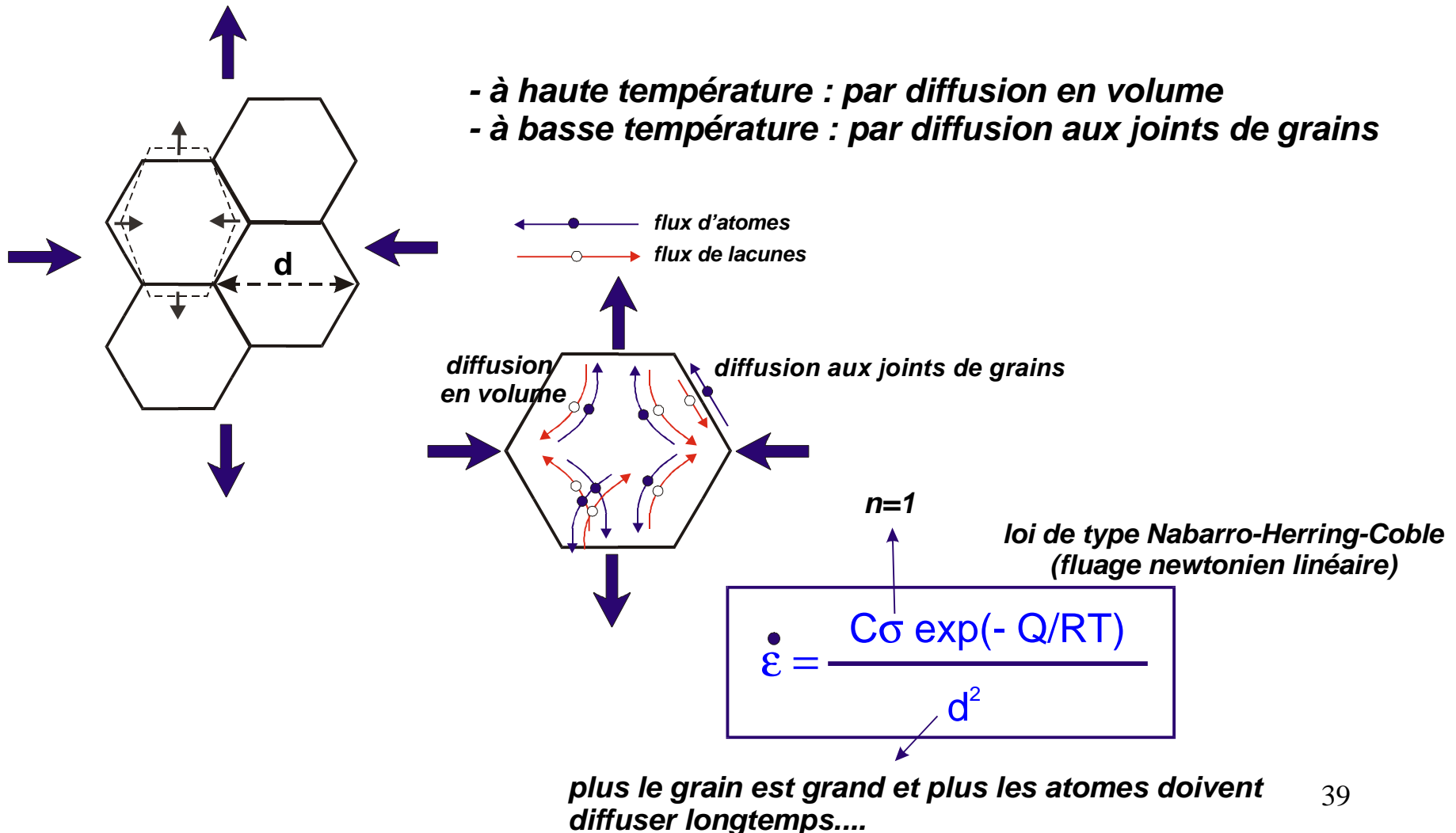
processus progressif, lié à la diffusion, d'où l'influence de la température

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

la contrainte facilite la montée (loi puissance)

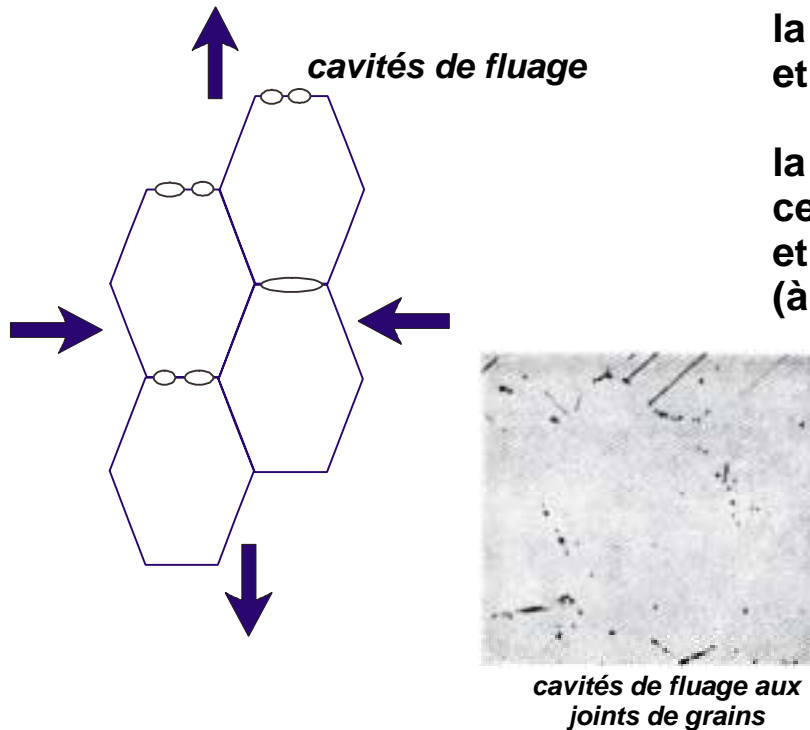
2) - contrainte faible, fluage diffusionnel

Lorsque la contrainte est faible, la vitesse du fluage en loi puissance diminue rapidement. un autre mécanisme intervient, celui de la diffusion des défauts ponctuels. Cette diffusion provoque une élongation des grains



Le fluage tertiaire

Par diffusion de lacunes dans les joints de grains et par accumulation de dislocations des cavités apparaissent au niveau des joints, (cavités de fluage) c'est le début de l'endommagement par fluage (fluage tertiaire)

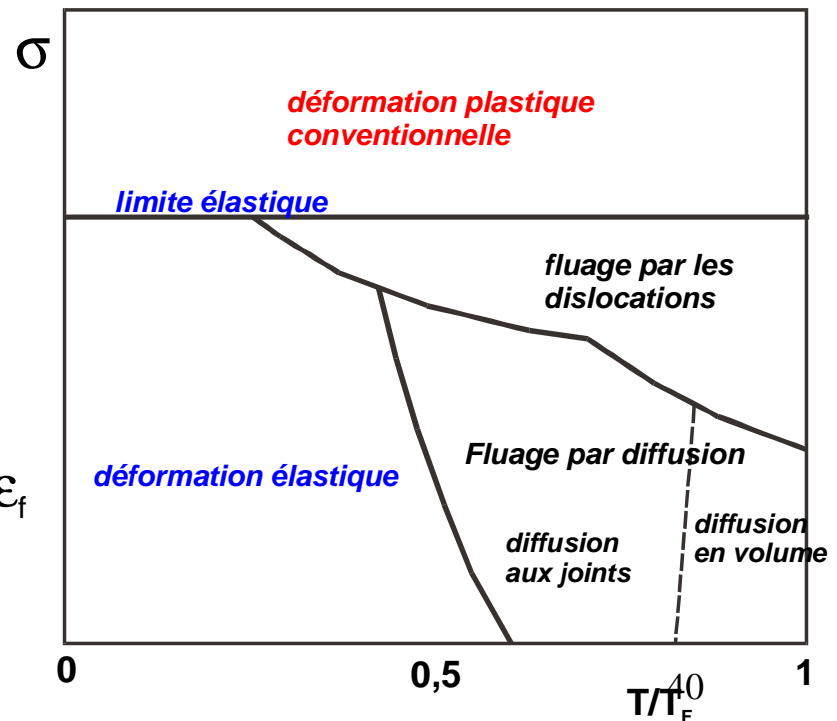


la taille des cavités augmentent rapidement et celles-ci coalescent (fissures)

la section réelle du matériau diminue, ce qui augmente la contrainte appliquée et donc la vitesse de déformation (à la puissance n !)

Pour un usage à haute température il faut connaître :

- la déformation de fluage pour la durée de vie prévue ϵ_f
- la ductilité en fluage (déformation à rupture) $\epsilon_{f,r}$ (compatible avec la déformation de fluage prévue)
- le temps à rupture t_f

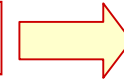


Notions de Mécanique de la rupture

déformation plastique
macroscopique

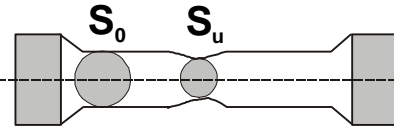


fissuration



rupture

essai de traction :



$$\text{striction } Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0}$$

rupture par fissuration rapide

rupture par fissuration progressive

ductile

$$Z > 0,5$$

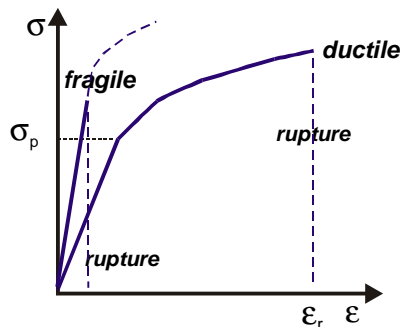
semi-fragile

$$Z > 0,2$$

fragile

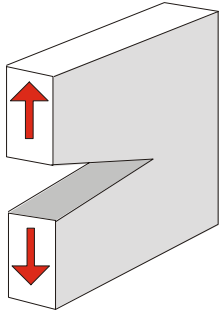
rupture dans
le domaine
élastique

- sollicitations cycliques (fatigue)
- sollicitations statiques (SCC, fluage..)
- sollicitations complexes
(fatigue-fluage, fatigue-corrosion...)

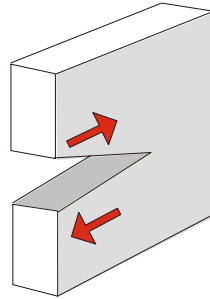


Notion de propagation de fissure

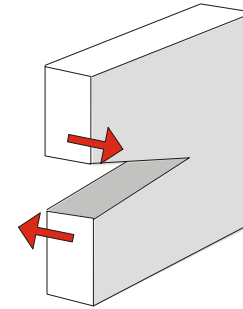
sollicitation : modes de chargement



mode I – traction
ouverture



mode II – cisaillement
perpendiculaire au fond
de fissure



mode III – cisaillement
parallèle au fond de fissure

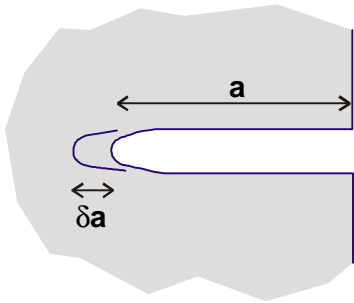
variation d'énergie pour la propagation d'une fissure :

- gain d'énergie élastique par apparition de surfaces libres (dW_1)
- consommation d'énergie mécanique par création de ces surfaces (dW_2)

$$dW = dW_1 - dW_2$$

si $dW > 0$, la fissure devient instable et se propage librement

Une fissure se propagera dans un matériau si elle libère plus d'énergie qu'elle en consomme pour se propager...



Considérons un milieu semi-infini de très faible épaisseur et une fissure de longueur a (très mince)

G_c : énergie absorbée pour créer une fissure d'aire unité
énergie de rupture (ou taux critique de libération d'énergie élastique)

on peut montrer qu'au seuil de rupture :

$$\sigma \sqrt{\pi a} = \sqrt{EG_c}$$

- pour une contrainte σ donnée, la longueur critique pour qu'une fissure se propage est a :

$$a = \frac{EG_c}{\pi\sigma^2}$$

- une fissure de longueur a se propagera si la contrainte est supérieure à une contrainte critique σ_c :

$$\sigma \geq \sigma_c = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}}$$

On peut définir :

$$\sigma \sqrt{\pi a} = K$$

facteur d'intensité de contrainte (MPa \sqrt{m})

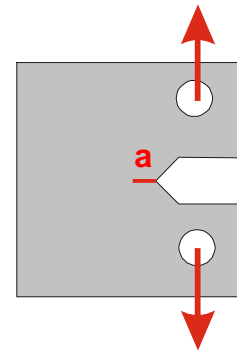
$$\text{propagation si : } K \geq K_c$$

$$K_c = \sqrt{EG_c}$$

facteur critique de contrainte ou ténacité

détermination de K_c et G_c :

matériau	G_c (kJ/m ²)	K_c (MPa \sqrt{m})
métaux purs ductiles	100-1000	100-350
acier à rotors	220-240	204-214
acier à haute résistance	15-118	50-154
acier doux	100	140
alliages de Ti (TA6V)	26-114	55-155
acier au carbone	13	51
fonte	0,2-3	6-20
Be	0,08	4
béton	0,03	0,2
verre	0,01	0,7-0,8



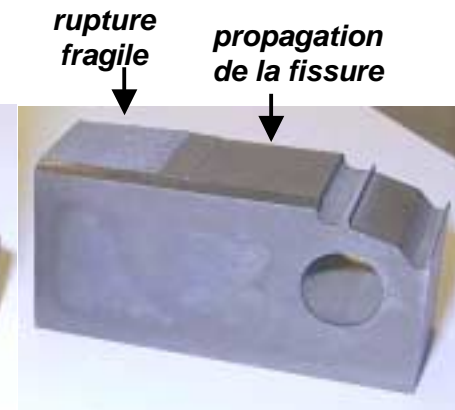
éprouvette fissurée (longueur a)

- σ_c (rupture) $K_c = \sigma_c \sqrt{\pi a}$

- $G_c = K_c^2 / E$



avant



après rupture

Ceci n'est valable que si l'épaisseur e est très faible devant a et les autres dimensions.

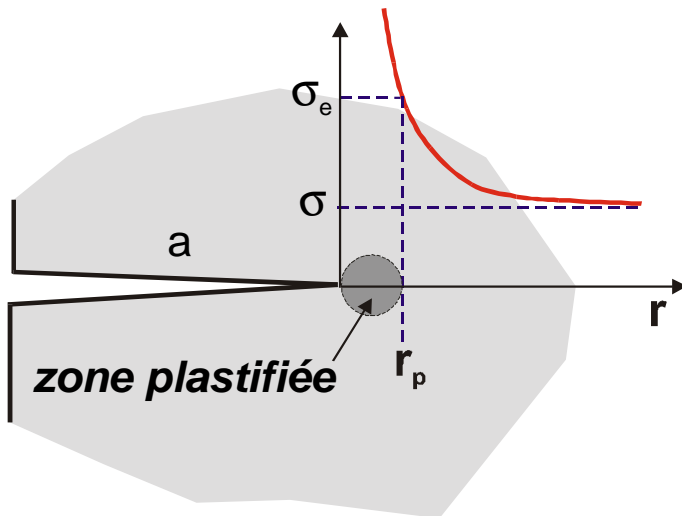
si ce n'est pas le cas, il faut introduire un terme correctif α (assez voisin de 1)

$$K_c = \alpha \sigma_c \sqrt{\pi a}$$

structure épaisse : $\alpha = 1 / \sqrt{1 - \nu^2}$

ν : module de poisson (0,33)
($\alpha = 1,06$)

en tête de fissure, il y a concentration locale de la contrainte qui peut dépasser la limite élastique créant une zone de déformation plastique



$$\sigma_{\text{local}} = \sigma + \sigma \sqrt{\frac{a}{2r}}$$

$$r_p = \frac{K^2}{2\pi\sigma_e^2}$$

*plus un matériau aura une limite élastique élevée,
moins la zone plastifiée sera importante*

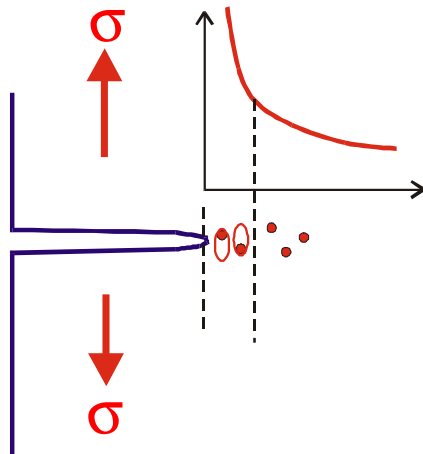
modes de propagation des fissures

matériaux ductiles

Dans la zone plastifiée des cavités se forment autour des précipités, elles coalescent et provoquent un déchirement ductile qui fait propager la fissure.

En se propageant, la fissure s'élargit, ce qui diminue la contrainte locale...

Les matériaux ductiles ont une ténacité élevée



matériaux fragiles

La contrainte locale peut atteindre une valeur suffisamment élevée pour rompre les liaisons interatomiques en tête de fissure

La fissure se propage par séparation des plans atomiques et conduit à une rupture par clivage

Dans le cas des métaux CC et HC, l'augmentation importante de la limite élastique à basse température les rend fragile.

Ruptures par fissuration rapide

La rupture fragile

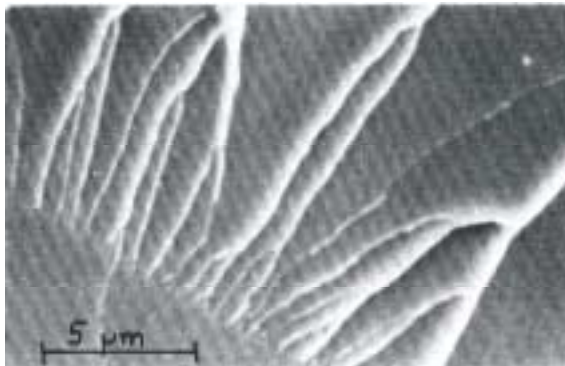
rupture trans ou intergranulaire

pas de déformation plastique macroscopique
(propagation rapide de fissures
sans grande consommation d'énergie)

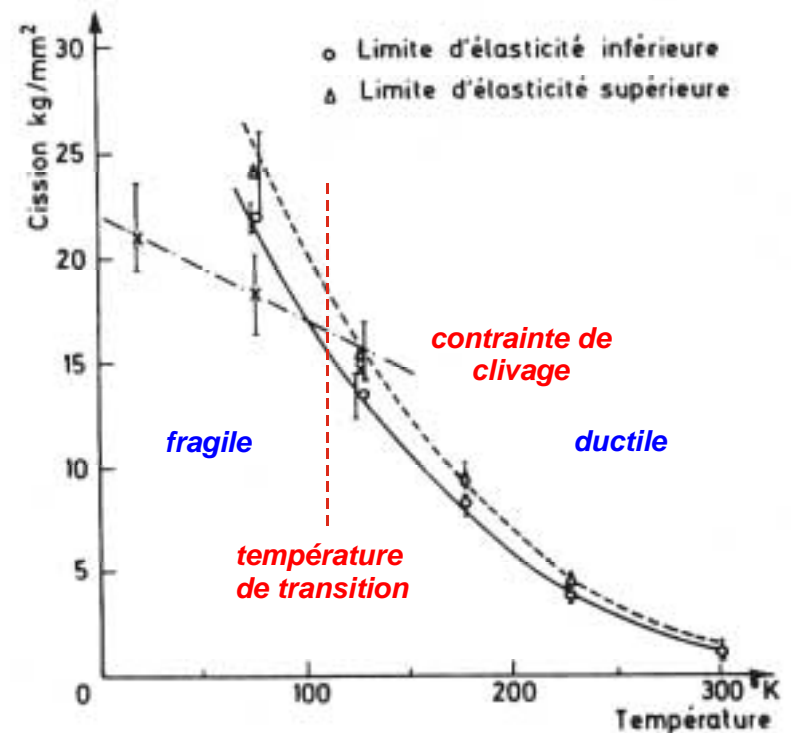
1 - La rupture transgranulaire

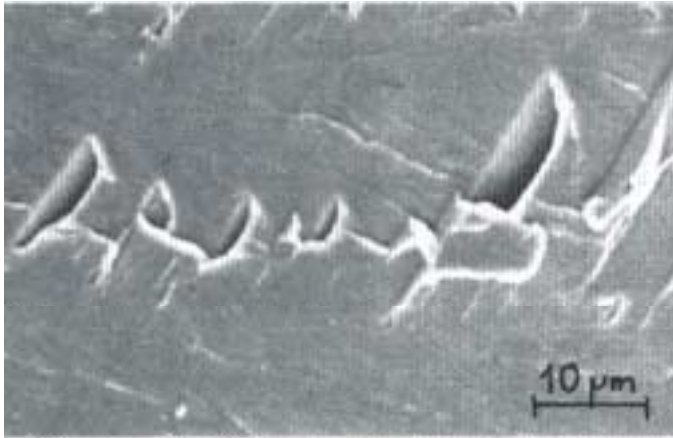
rupture par clivage

- Selon des plans cristallographique bien définis (plans de clivage)
- fréquente pour les structures BCC et HC (BCC : {100})
- inexistante dans les FCC
- se produit à basse température ($T < 0,2 T_F$) (contrainte de clivage < limite élastique)

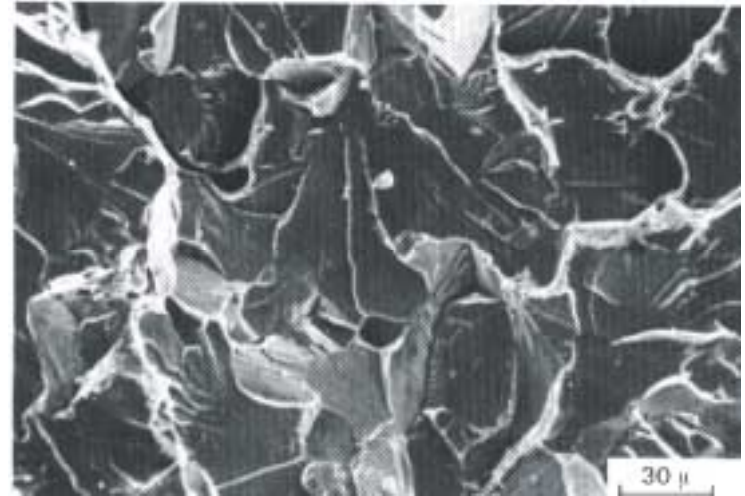


rupture fragile à clivages (rivières)(MEB)

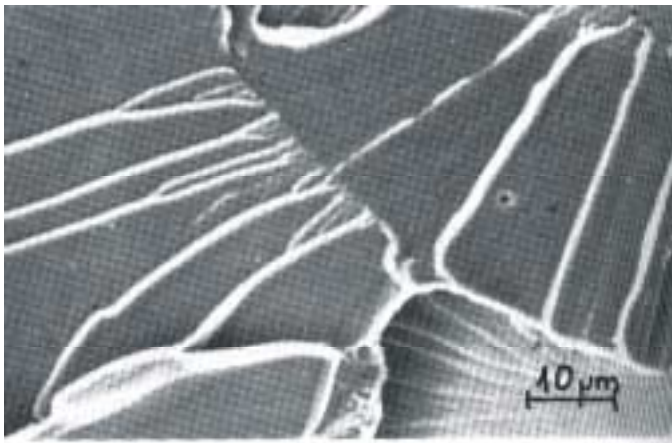




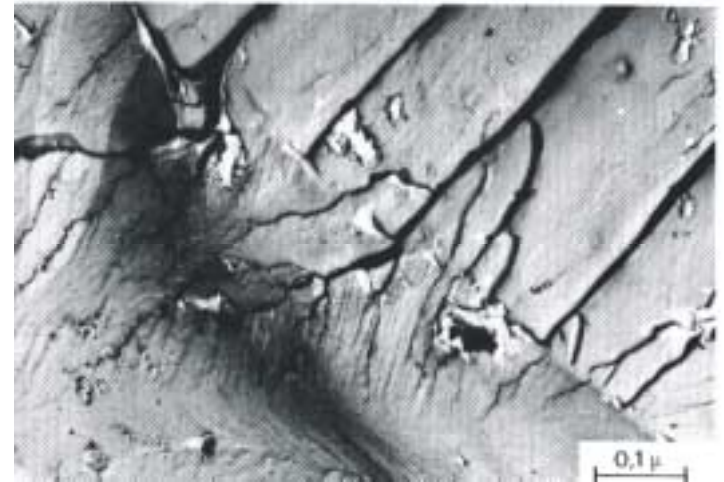
rupture fragile à clivages (laguette)(MEB)



observation en MEB



***rupture fragile à clivages
(franchissement d'un joint)(MEB)***



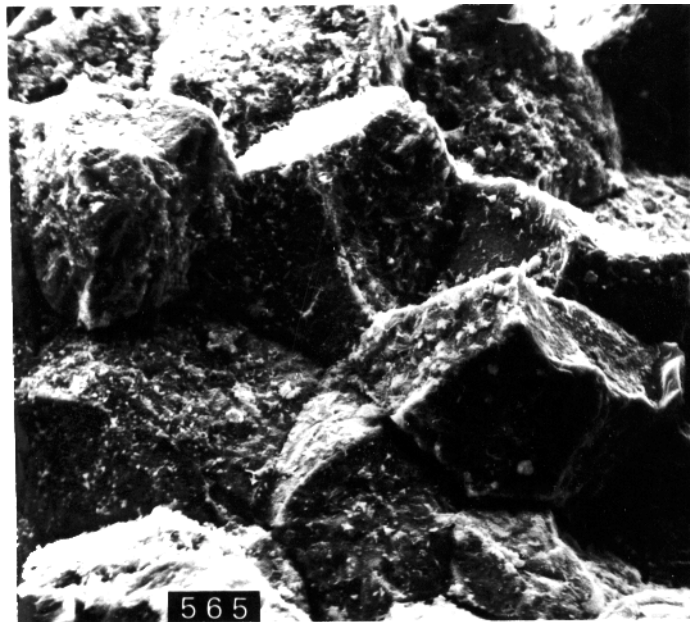
observation en TEM

2) la rupture intergranulaire

par décohesion intergranulaire

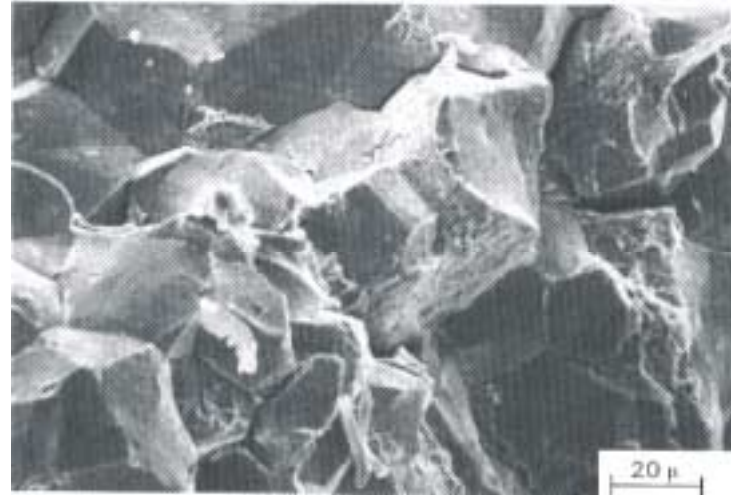
fragilité des joints de grains

- phase précipitée
- pollution
- ségrégation de soluté
(fragilité de revenu des aciers)



x 1000

**Base Ni : rupture fragile
par pollution chimique
intergranulaire**



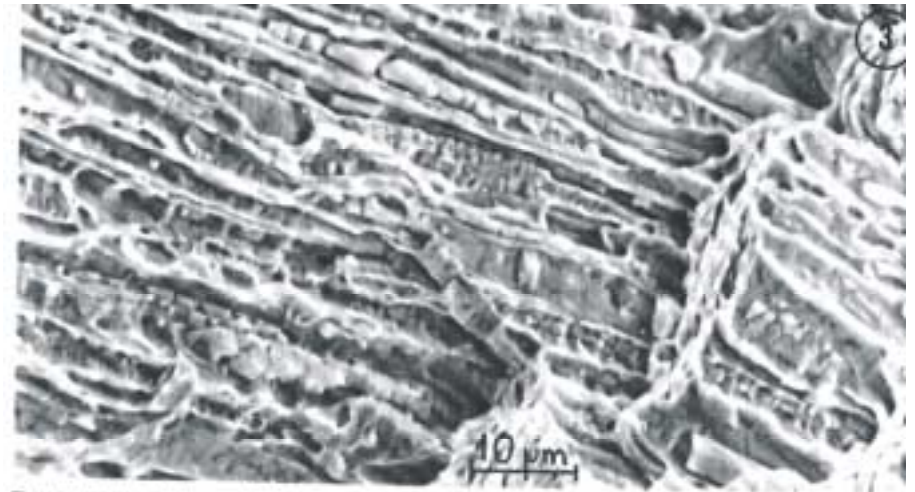
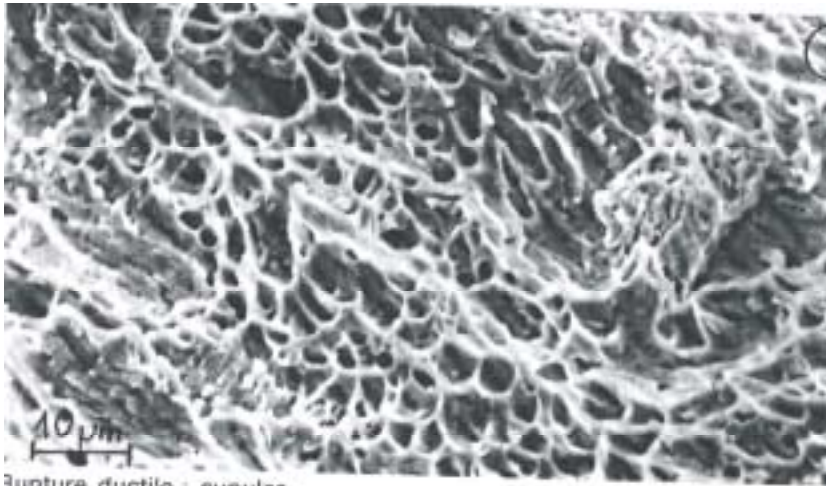
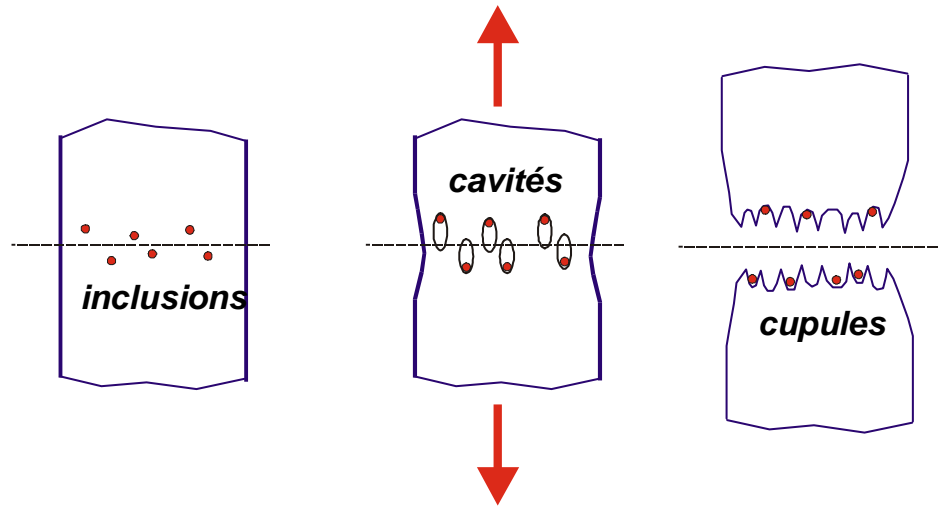
observation en MEB

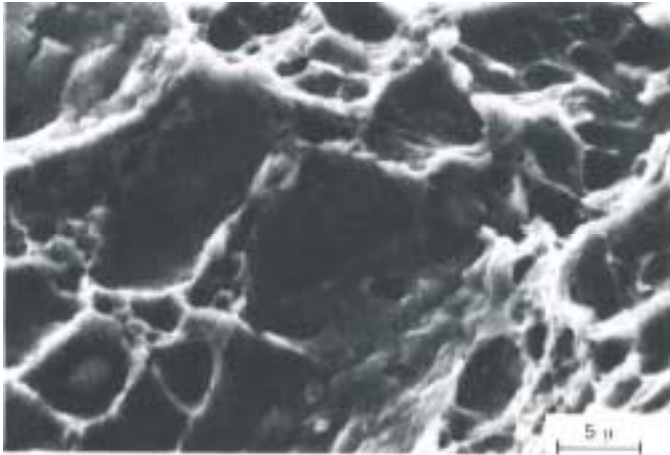


observation en TEM

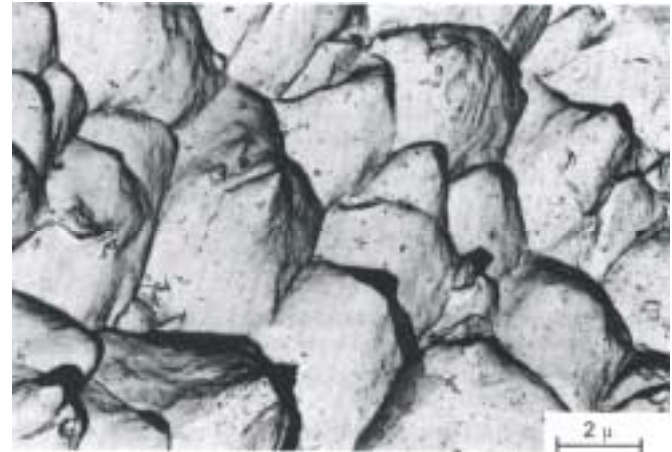
La rupture ductile

- déformations plastiques autour des inclusions
- formation de microcavités
- allongement de celles-ci dans le sens de la déformation
- coalescence par striction
- rupture finale

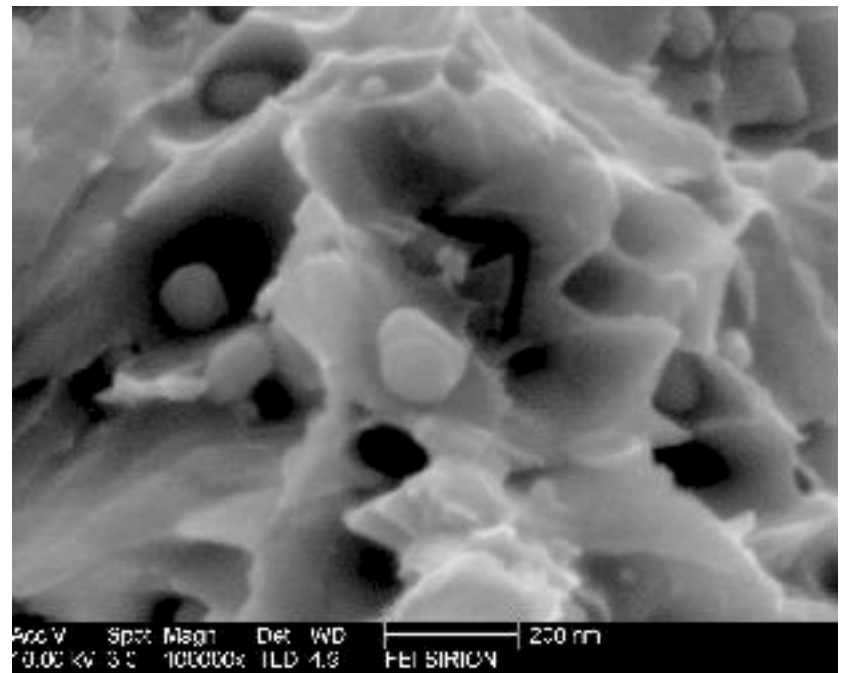
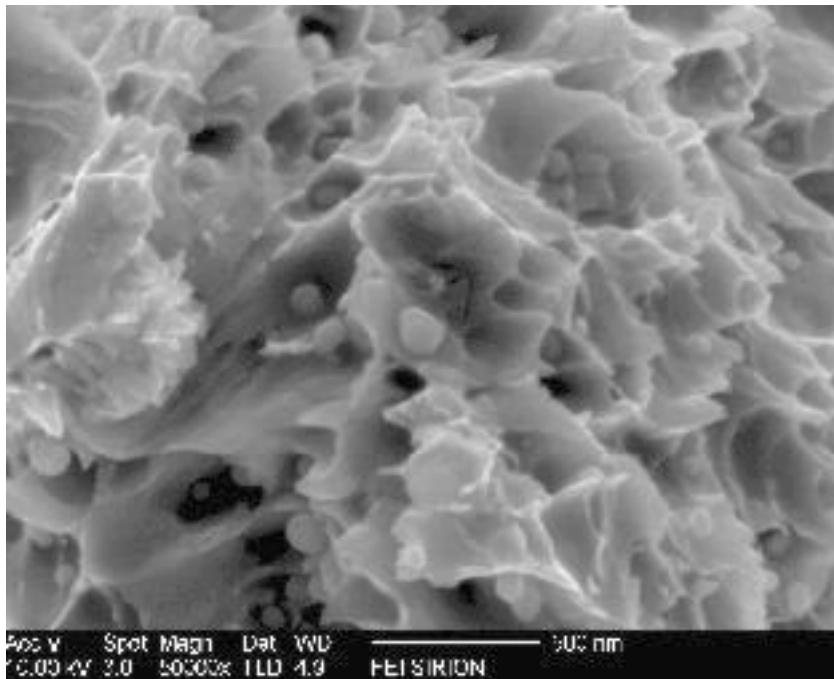




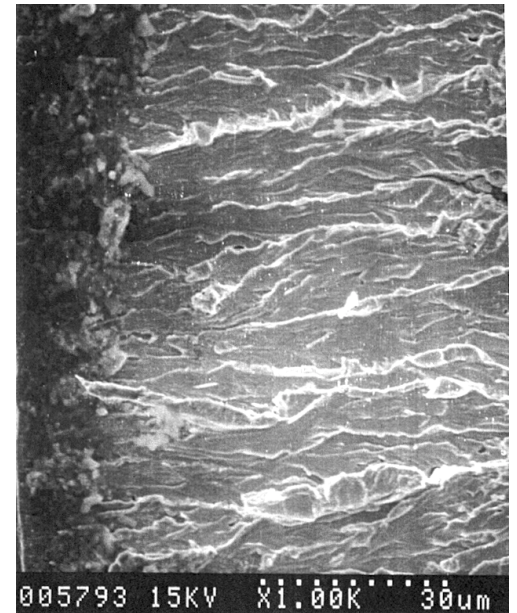
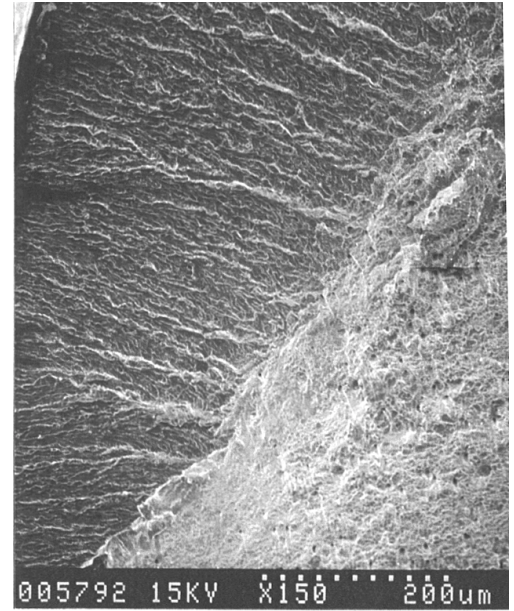
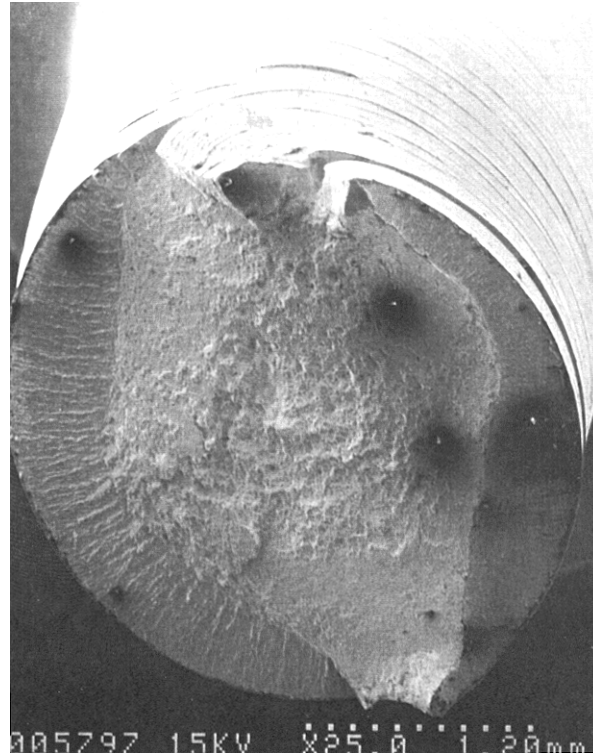
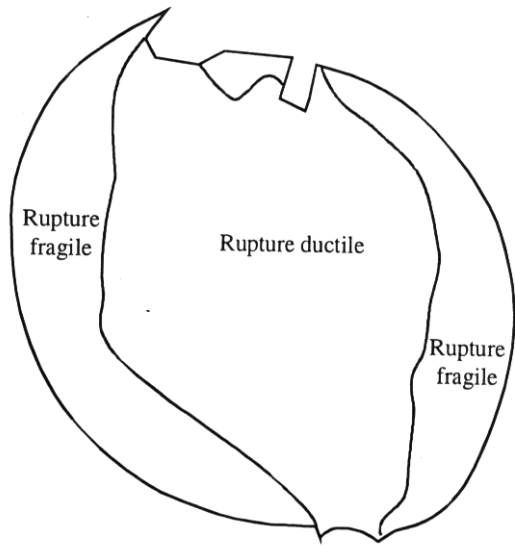
observation en MEB



observation en TEM



**Observations en MEB d'une rupture ductile dans un TDNi
(Ni avec une dispersion de fines particules de ThO₂)**



Ruptures par fissuration progressive

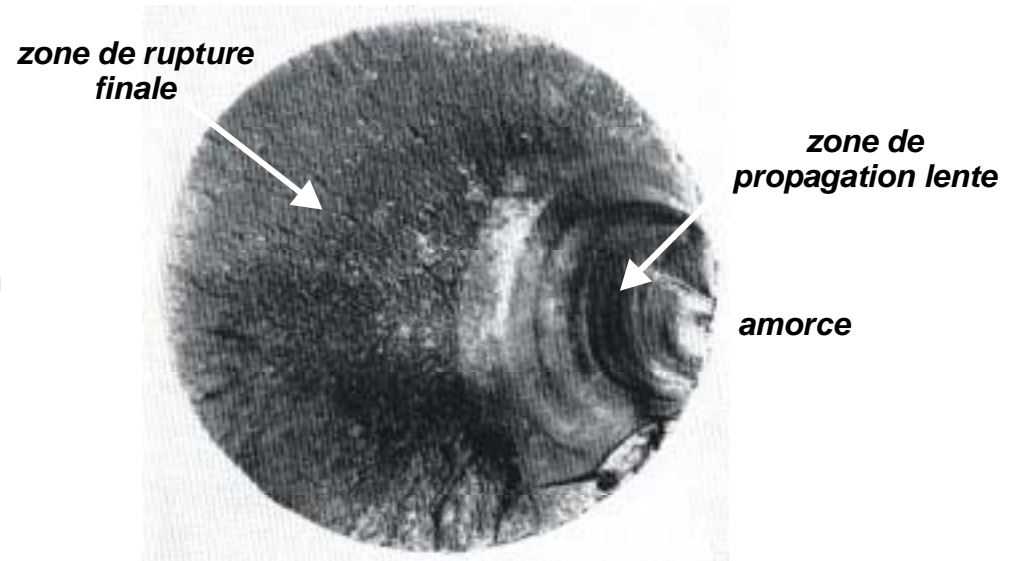
1 - Rupture de fatigue

3 stades :

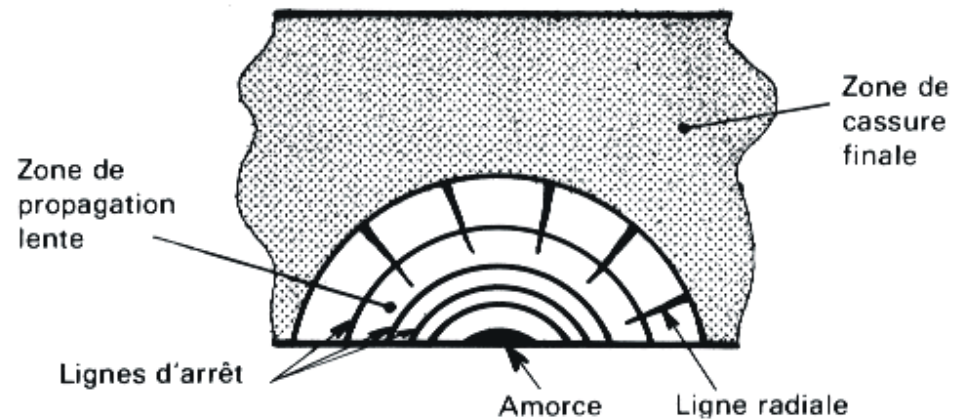
- 1 - stade d'amorçage ou d'initiation
- 2 - stade de propagation lente
- 3 - stade de rupture finale

échelle macroscopique :

- une zone lisse à grains fins
(région de propagation par fatigue, souvent transgranulaire)
- une zone ductile, semi-fragile ou fragile
(région de rupture instantanée finale)

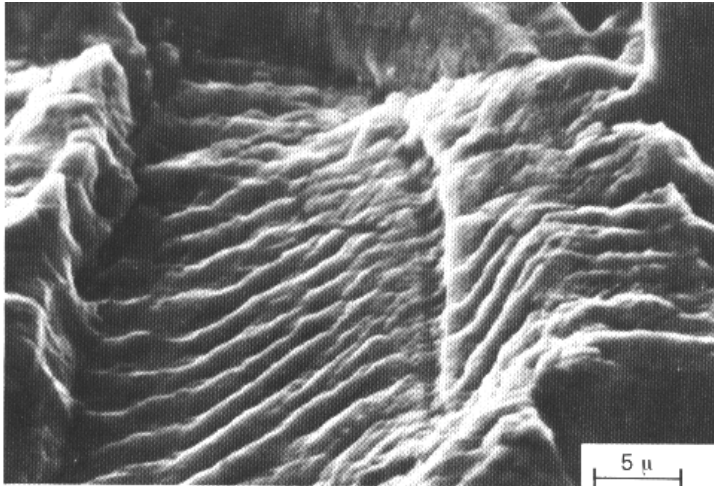


rupture de fatigue d'un tige de piston de 25cm de diamètre

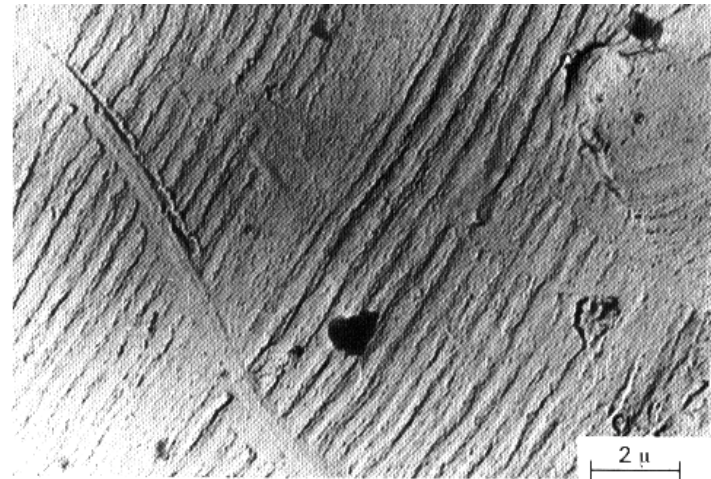


échelle microscopique :

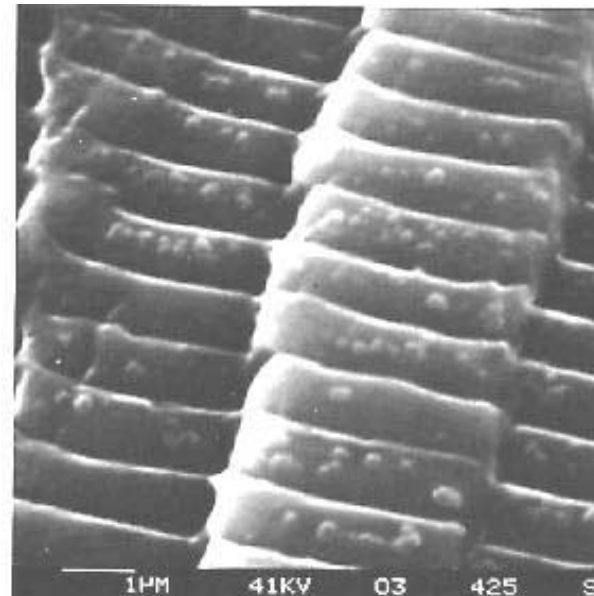
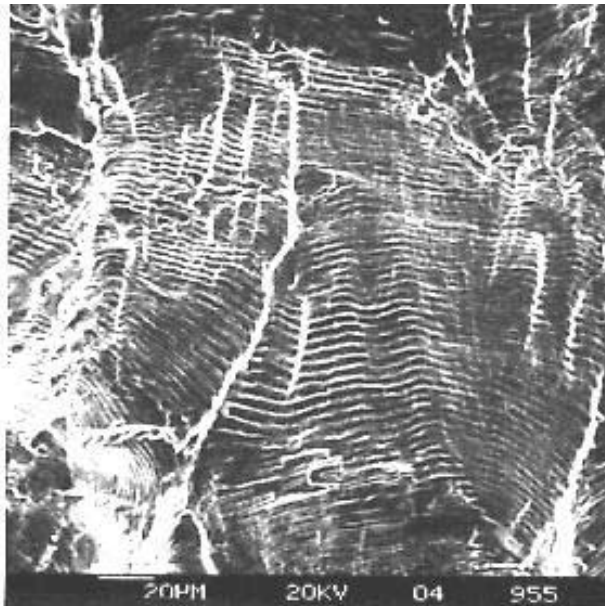
*apparition de stries de fatigue, correspondant aux cycles de sollicitation
(consolidation en extrémité de fissure à chaque arrêt de la contrainte)*



observations en MEB



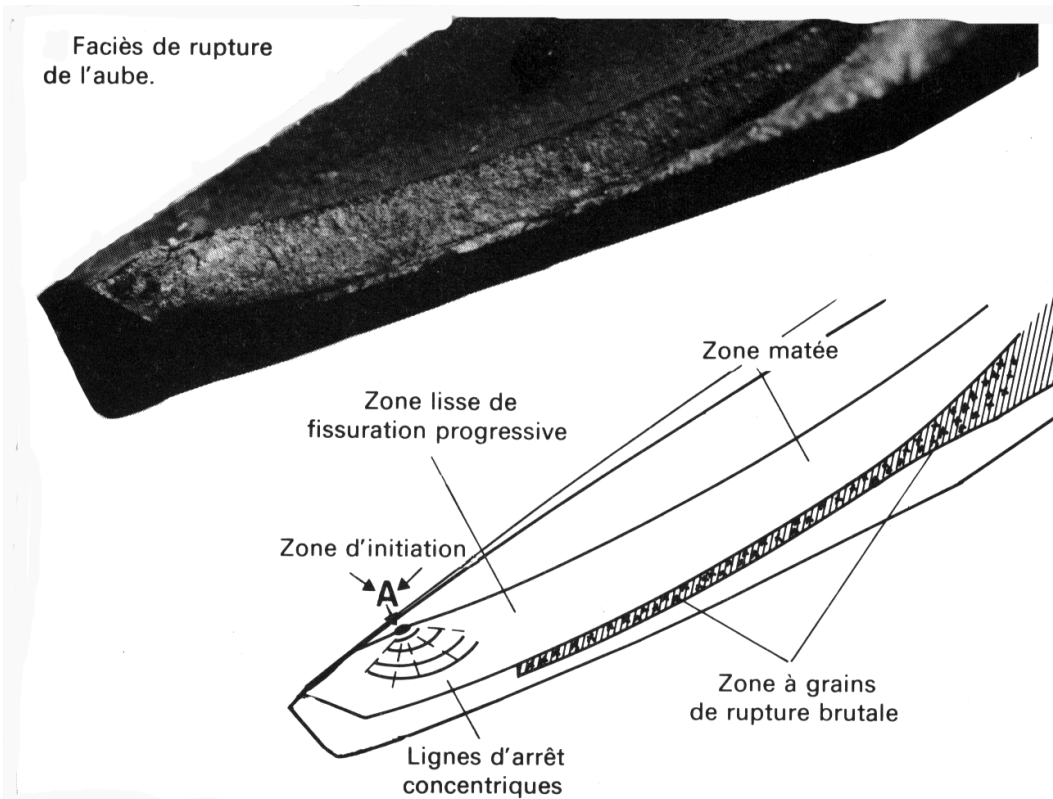
observations en TEM



Exemple :

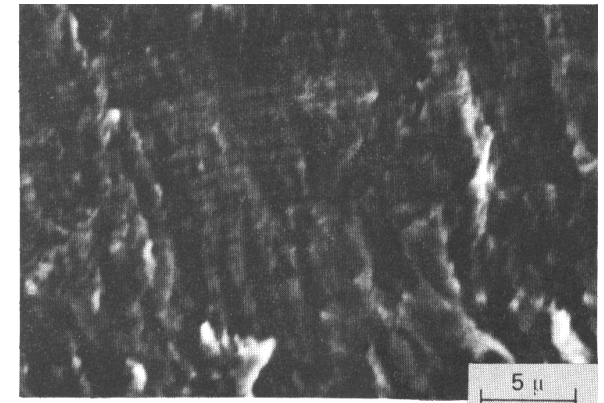
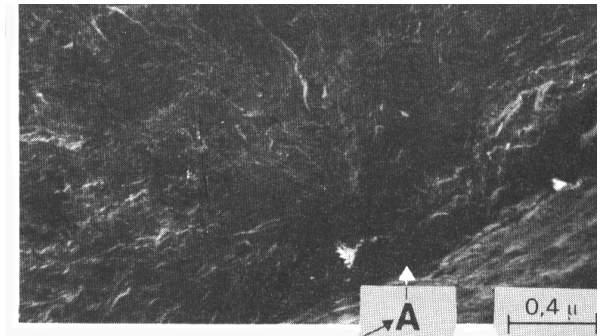
Cas de rupture en fatigue d'un arbre de compresseur avec aubage en acier moulé

L'arbre, soumis à des flexions répétées à fréquence élevée, s'est rompu en service

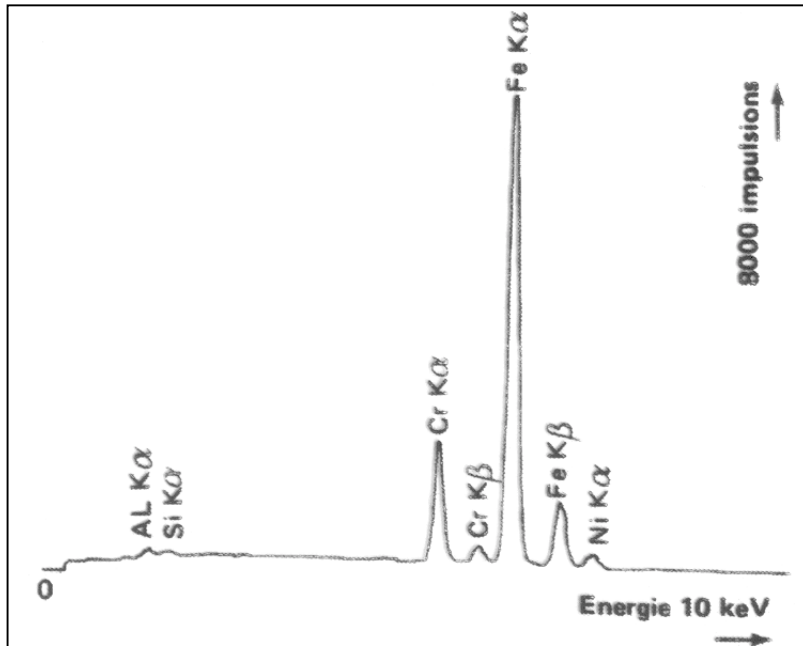


L'analyse microfactographique (MEB) montre des stries de fatigue concentriques (propagation d'une fissure de fatigue) en provenance d'une zone d'initiation (A)

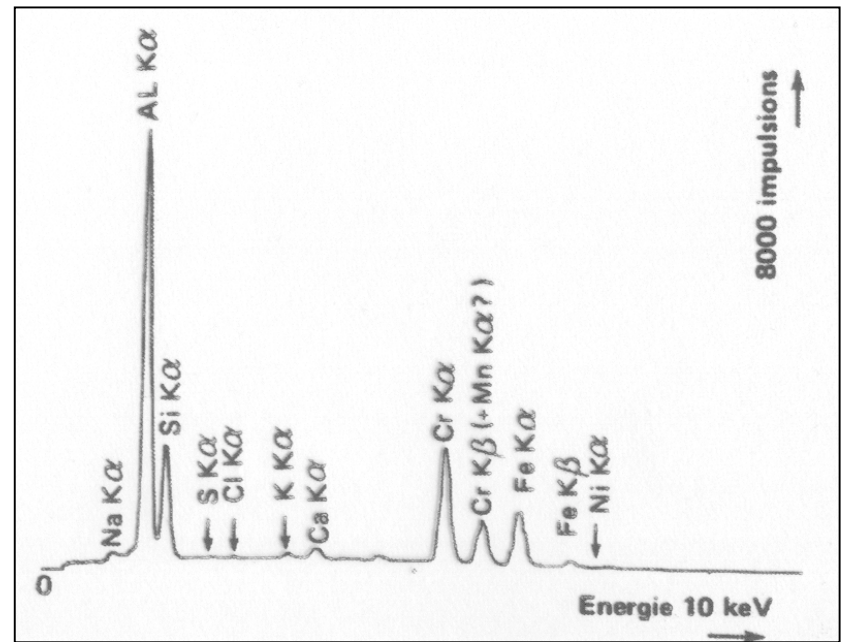
L'analyse morphologique montre un aspect caractéristique d'une rupture par fatigue



Spectres de rayons X par spectrométrie en sélection d'énergie EDS - SiLi)



a) – dans l'acier de base



b) – dans la zone d'amorçage

La microanalyse X dans la zone d'amorçage a révélé la présence d'éléments étrangers au métal de base, indiquant l'existence d'une inclusion d'oxyde (silico-aluminate)

Cette inclusion provient vraisemblablement du moule (sable) utilisé pour le moulage de l'aube

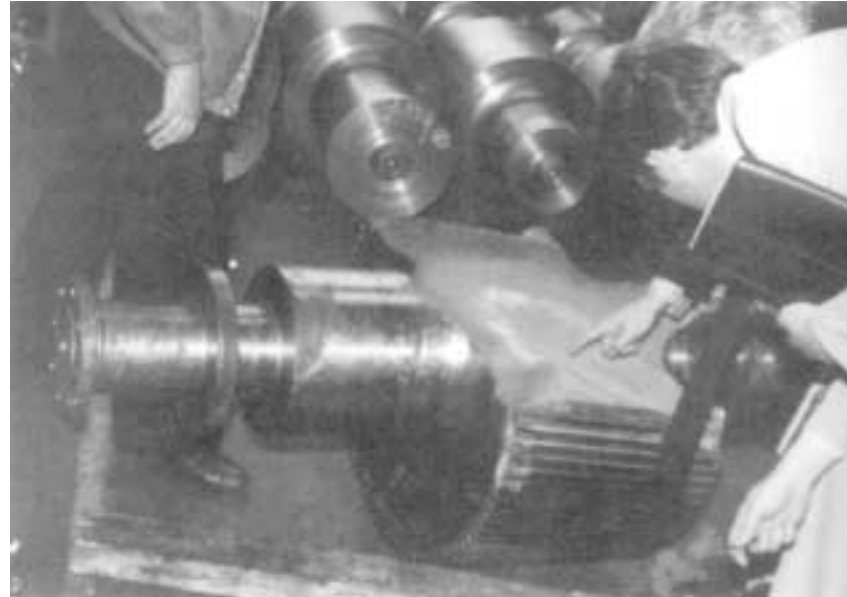
exemples de rupture de fatigue



fuselage d'un Boeing 737 (1988)

des ruptures similaires eurent lieu sur les premiers jet (Comet), les fissures de fatigue ayant pris naissance au niveau des hublots

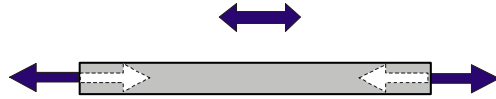
**rupture d'une roue d'engrenage
lors d'un essai de survitesse
(fatigue en flexion rotative)**



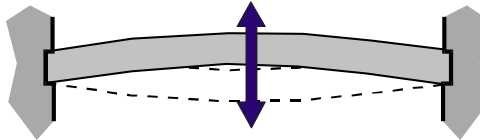
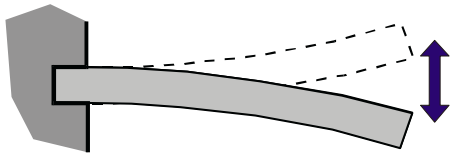
Modes de rupture par fatigue

types de sollicitation :

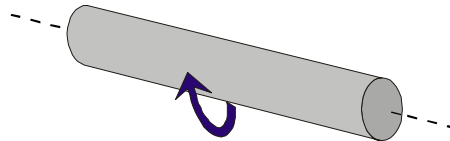
traction-compression



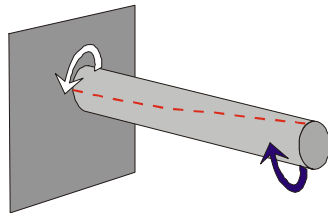
flexion plane



flexion rotative



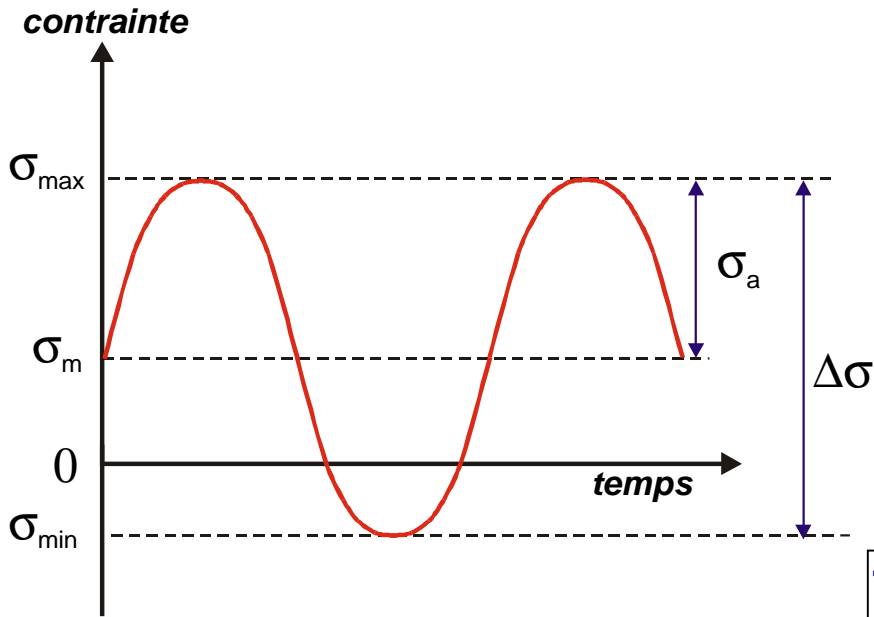
torsion



machine d'essai de fatigue par flexion

Essai de fatigue

On applique de manière cyclique à une éprouvette un contrainte inférieure à la limite de rupture



a) sur éprouvettes non fissurées

N : nombre de cycles

N_f : nombre de cycles à rupture

- essai de fatigue dans le domaine élastique

$$\begin{matrix} \sigma_{\max} \\ |\sigma_{\min}| \end{matrix} < \sigma_e \quad \mathbf{N} > 10^4$$

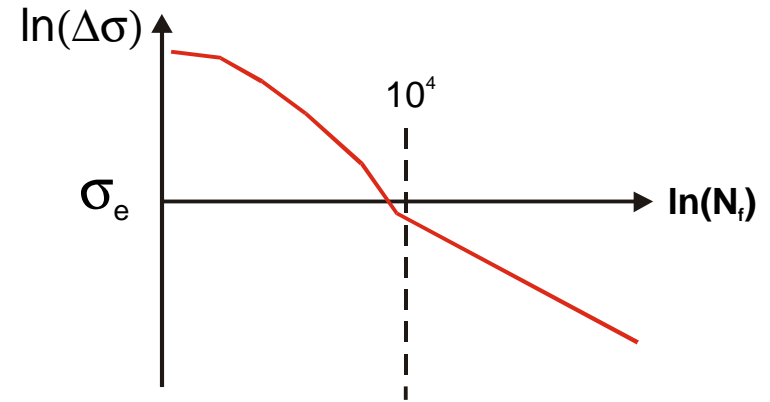
- essai de fatigue dans le domaine plastique (fatigue oligocyclique)

$$\begin{matrix} \sigma_{\max} \\ |\sigma_{\min}| \end{matrix} > \sigma_e \quad \mathbf{N} < 10^4$$

- essai de fatigue dans le domaine élastique

$$N_f^n = \frac{Cte}{\Delta\sigma}$$

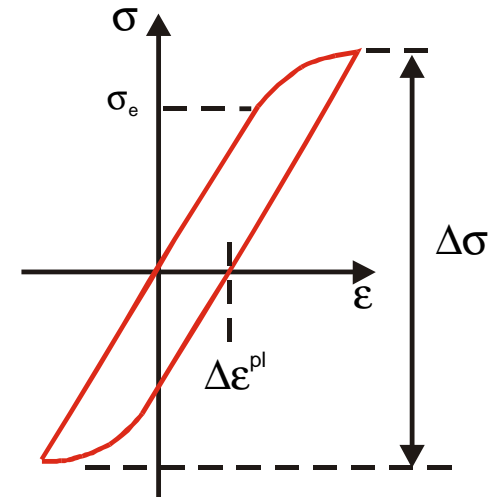
(loi de Basquin)
avec n compris entre 0,07 et 0,12



- essai de fatigue dans le domaine plastique
(fatigue oligocyclique)

$$N_f^n = \frac{Cte}{\Delta\varepsilon^{pl}}$$

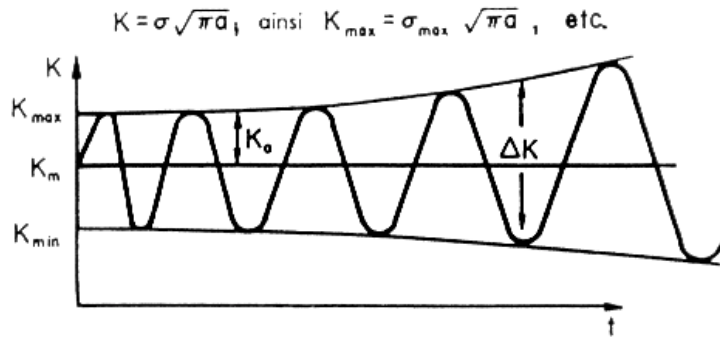
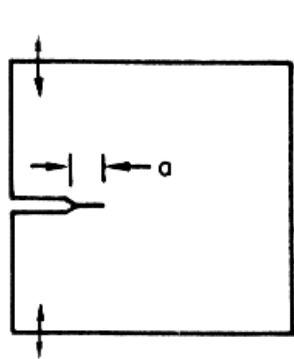
(loi de Manson-Coffin)
avec n compris entre 0,5 et 0,6



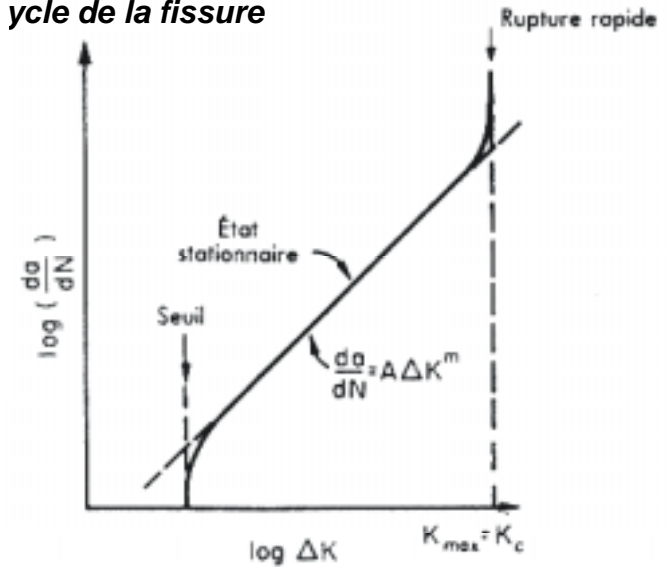
Ces lois sont déterminées avec : $\sigma_m = 0$

Si $\sigma_m \neq 0$ il faut apporter quelques corrections à ces lois...

b) sur éprouvettes préfissurées



κ de croissance
cycle de la fissure



Pour étudier la durée de vie d'une structure déjà fissurée, la variation du facteur d'intensité de la contrainte ΔK augmente à chaque cycle (car la fissure se propage)

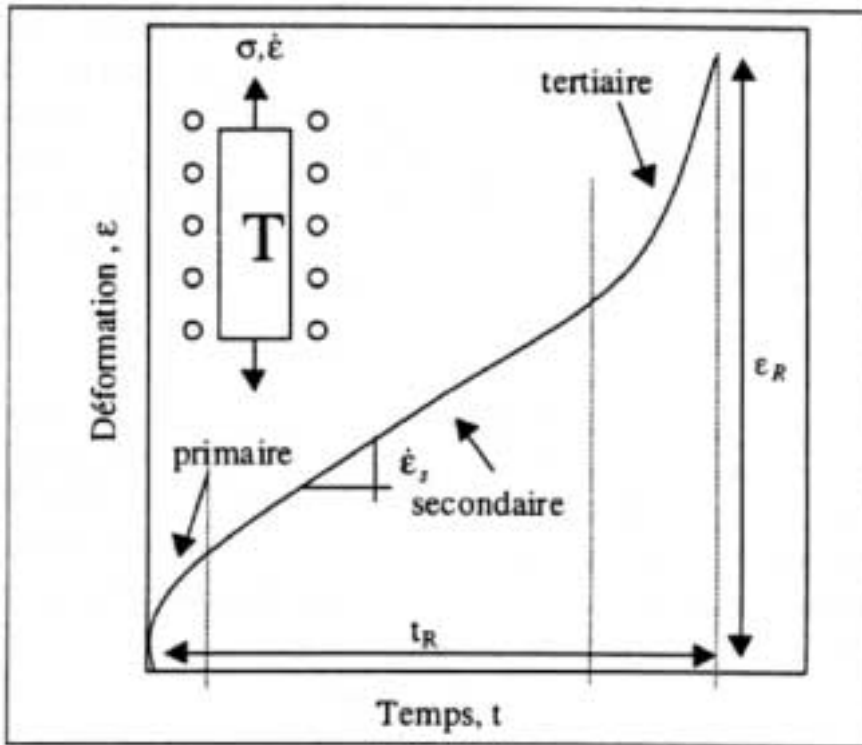
Dans un matériau non pré-fissuré une accumulation locale de la contrainte entraîne l'apparition d'une zone plastique où peut s'initier une fissure qui ensuite peut se propager

- **précipité, inclusions**
- **entaille**
- **rayure**
- **changement de section...**

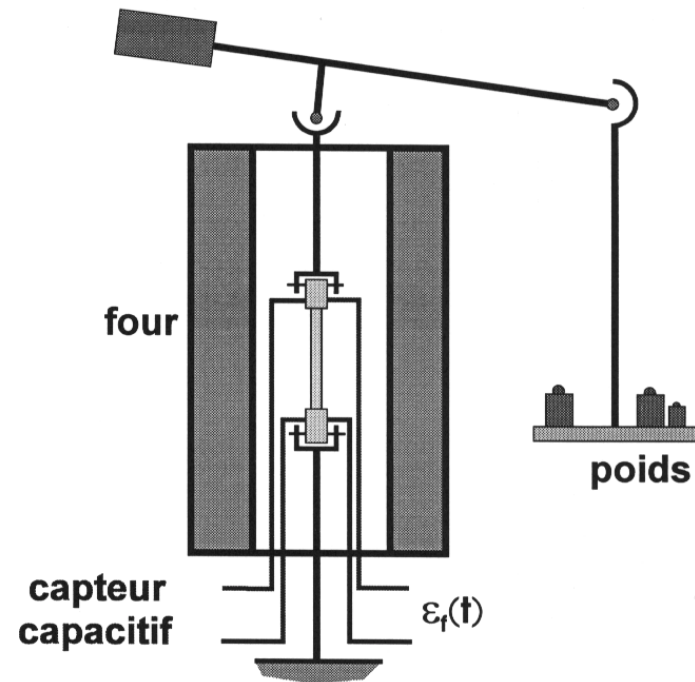
2 - Rupture de fluage

faible contrainte appliquée à une température de service élevée ($>500^{\circ}\text{C}$) et pendant des durées très élevées (plusieurs milliers d'heures)

contrainte \rightarrow faible déformation \rightarrow diffusion (lacunaires) \rightarrow microcavités
 \rightarrow coalescence des microcavités \rightarrow fissures \rightarrow rupture



Courbe caractéristique du fluage



(mesure l'allongement de l'éprouvette)
sensibilité : de 0,1 à 0,01 μm
essai de fluage

3 – fissuration par corrosion sous contrainte

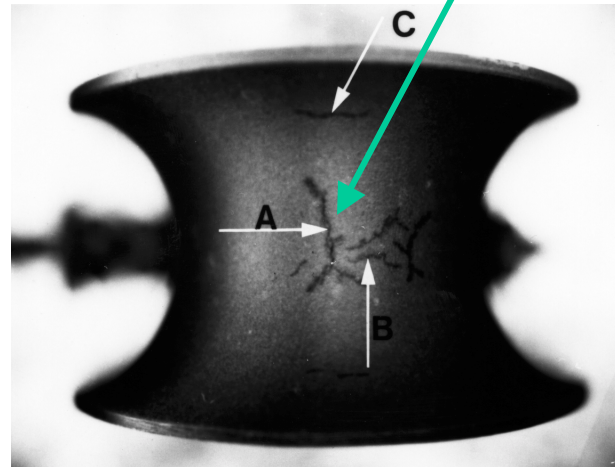
- une contrainte appliquée ou interne
- un milieu corrosif particulier

simultanément

fissuration



contraintes



fissures

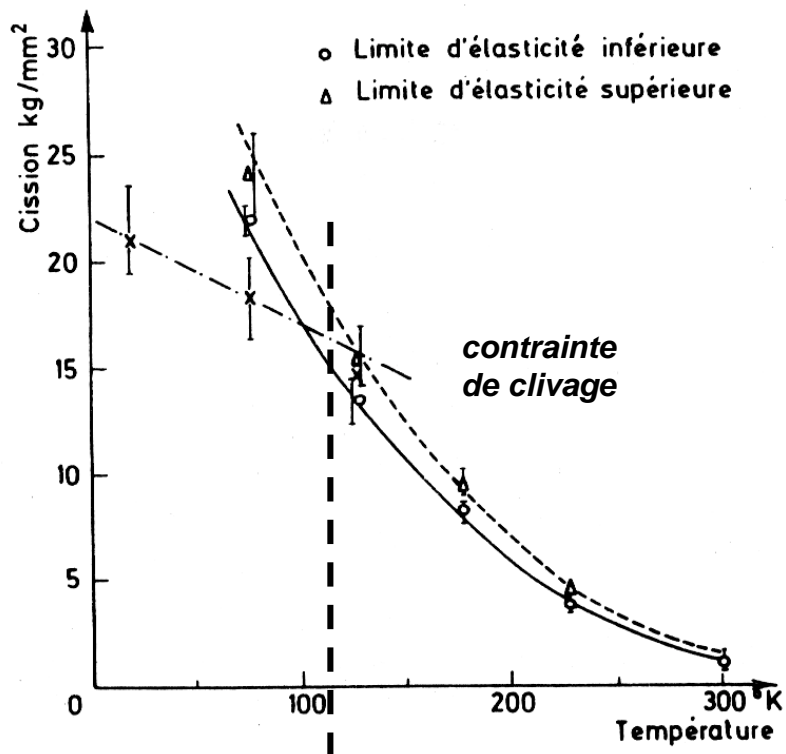
épreuve en « selle de cheval »
(tube en alliage de Ni) pour l'étude
de la corrosion sous contrainte

- contraintes internes résiduelles
- milieu : eau



tube de générateur de vapeur
fissuré en service par CSC dans
sa partie coudée (contrainte)

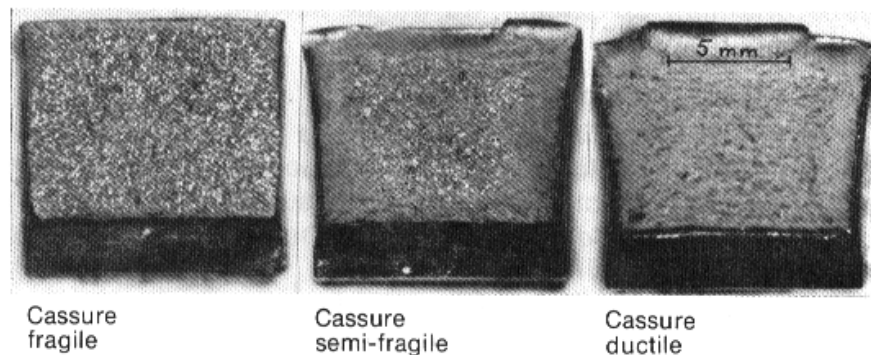
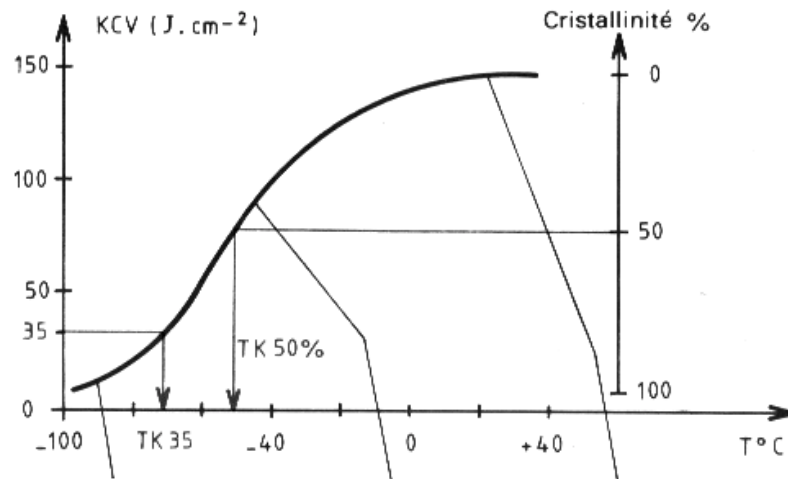
4 - Cas des aciers ferritiques (aciers courants) : la fragilisation par le froid...



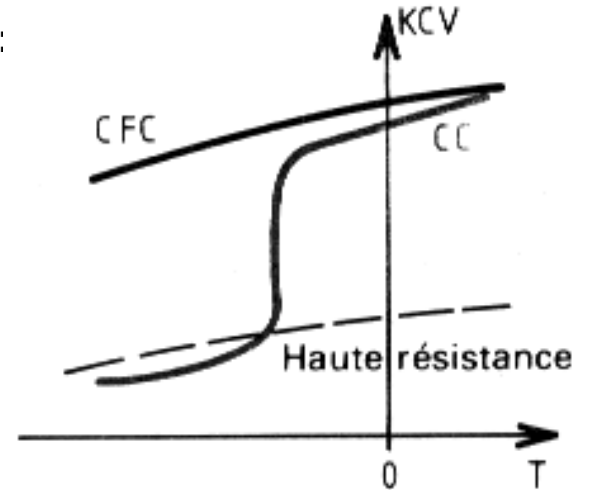
température de transition

A basse température, la contrainte de clivage est inférieure à la limite élastique.
On peut définir une température de transition

Lorsque la contrainte de clivage est inférieure à la limite élastique, il y a un risque de rupture fragile par clivage.



Ce type de comportement ne touche que les aciers BCC :

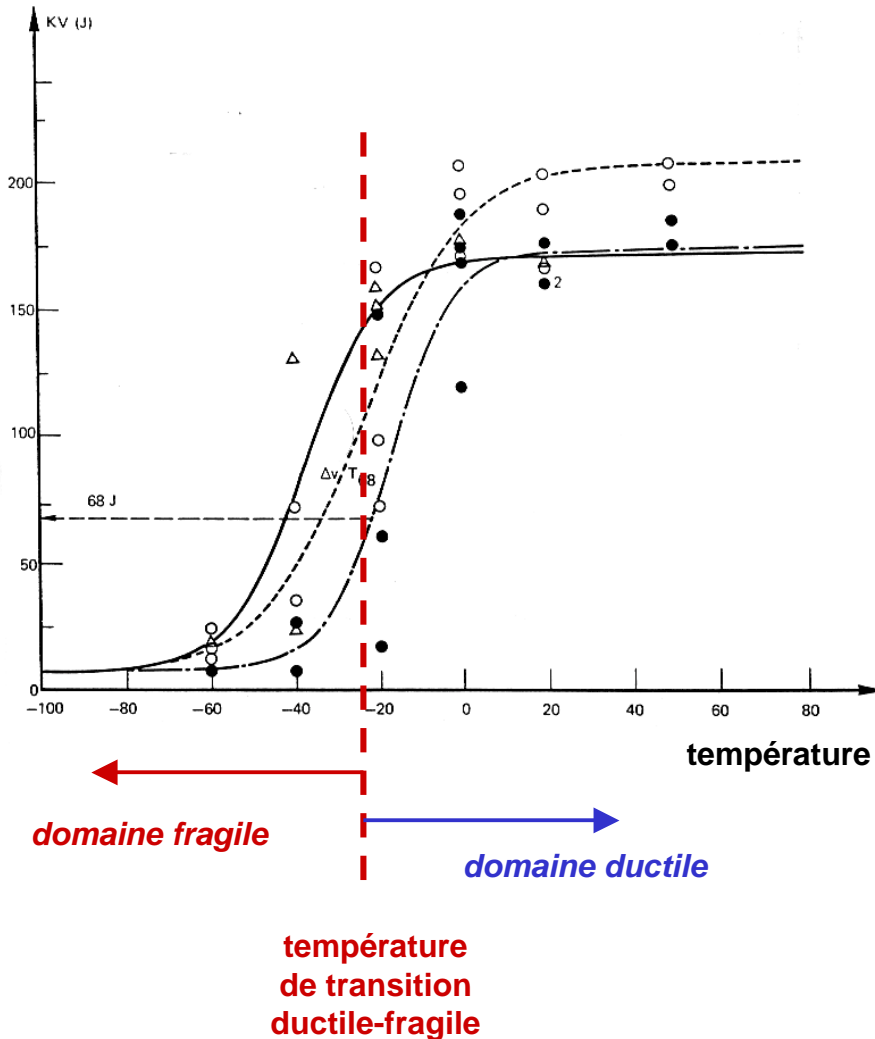


Après une utilisation prolongée à haute température, la température de transition augmente plus ou moins.

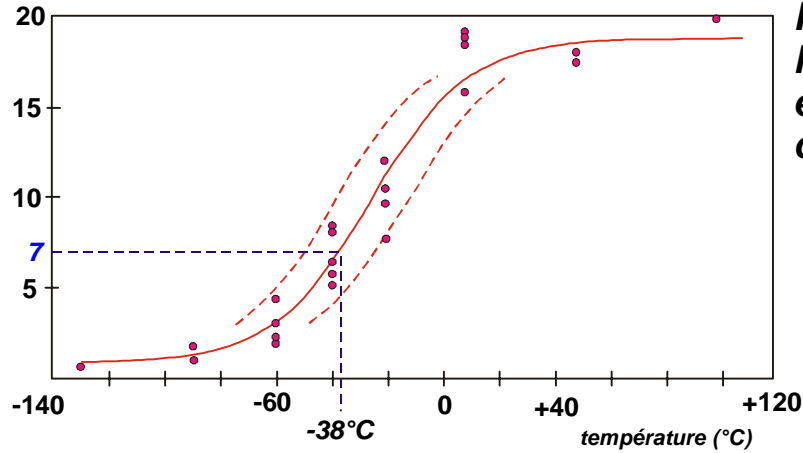
Un retour à la température ambiante sous tension peut provoquer une rupture brutale !

De même, un séjour dans des conditions de froid intense peut provoquer une rupture.

résilience
(résistance aux chocs)



résilience
daJ/cm²



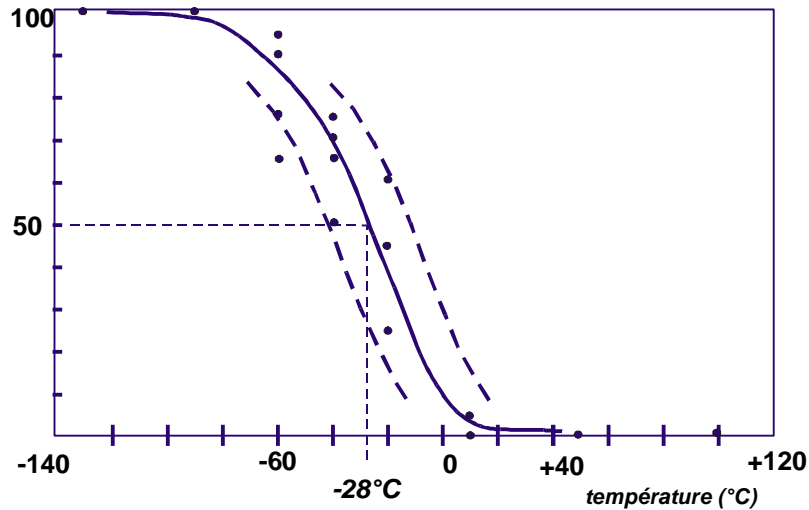
Pour déterminer la température de transition, on trace la courbe de transition à partir des mesures de résilience et de cristallinité, par un ajustement statistique sur une courbe de la forme

$$y=A + B \operatorname{th}(x) \quad x=(T-T_0)/C$$

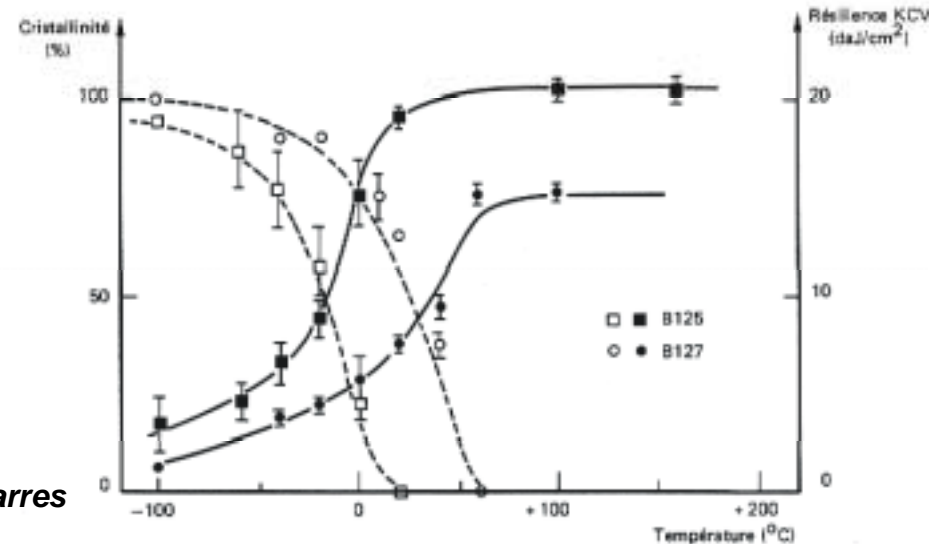
A, B et T_0 sont des constantes à déterminer

**la température de transition correspondra à $KV=7 \text{ daJ/cm}^2$ (TK7)(soit 56 J) et à une cristallinité de 50%
On peut également utiliser T68 (soit 68 J)(Norme US)**

cristallinité

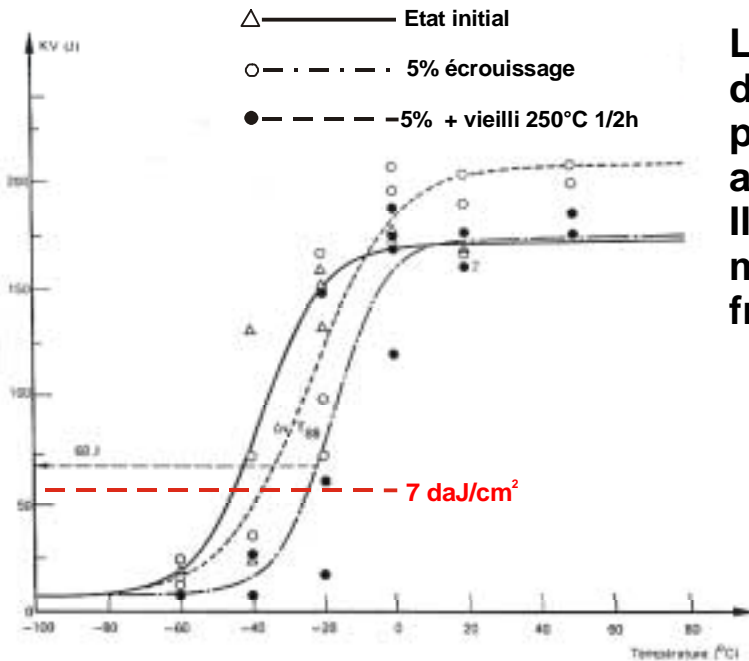


courbes de transition de la résilience de 2 barres en acier 20CDV5-07



Effet du vieillissement thermique sur la courbe de transition

- vieillessement thermique :**
- écrouissage (consolidation)
 - précipitation
 - ségrégation ...



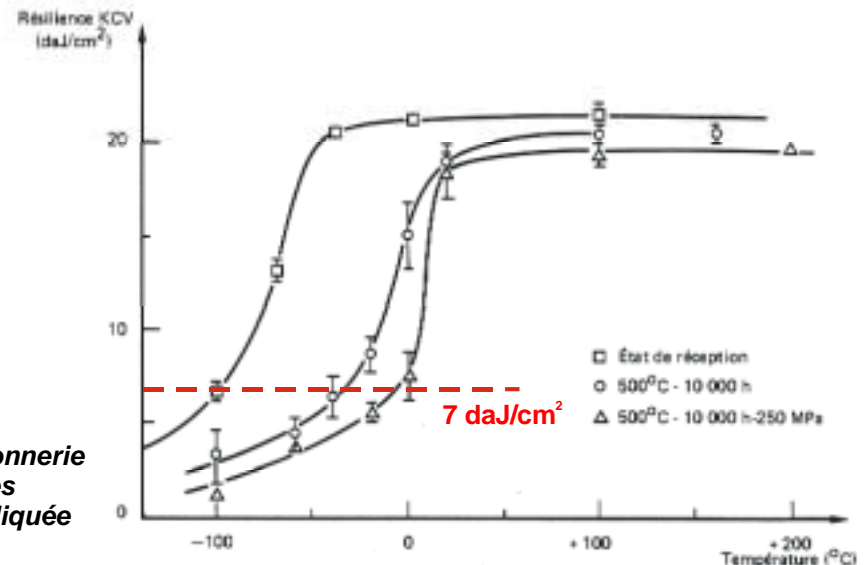
La température de transition qui est généralement de l'ordre de -100°C , peut atteindre des valeurs proches de 0°C et même supérieures à la température ambiante.

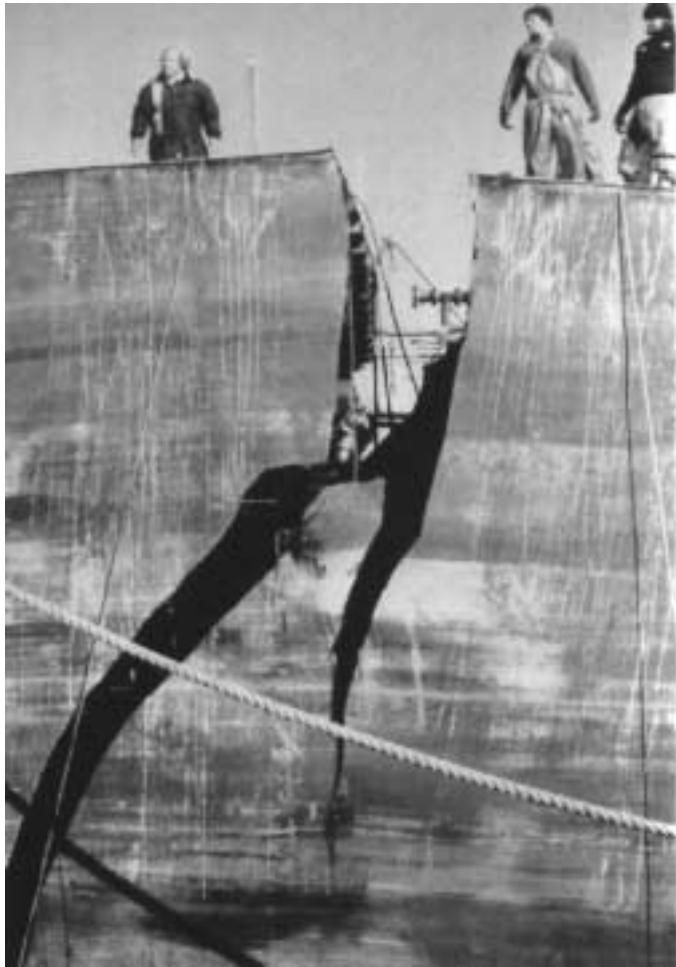
Il n'y a a priori aucun risque de rupture en service mais en cas de refroidissement, risque de rupture fragile brutale.

Courbe de transition de l'acier de cuve 16MND5, à l'état initial et après écrouissage suivi ou non de vieillissement

exemple : boulons de turbines à vapeur, Liberty-Ship, Titanic...

Courbe de transition de l'acier de boulonnerie 20CDV5-07, à l'état de réception et après vieillissement avec et sans charge appliquée



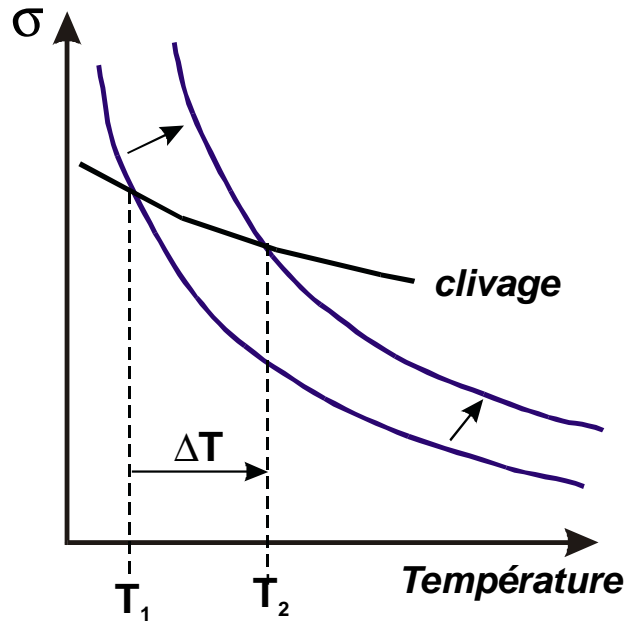


**rupture d'une barge aux USA
durant un hiver violent**



**rupture d'un câble de soutien du pont de Sully-sur-Loire
durant l'hiver 85, ayant entraîné la chute du pont**

Origines de la variation de la température de transition



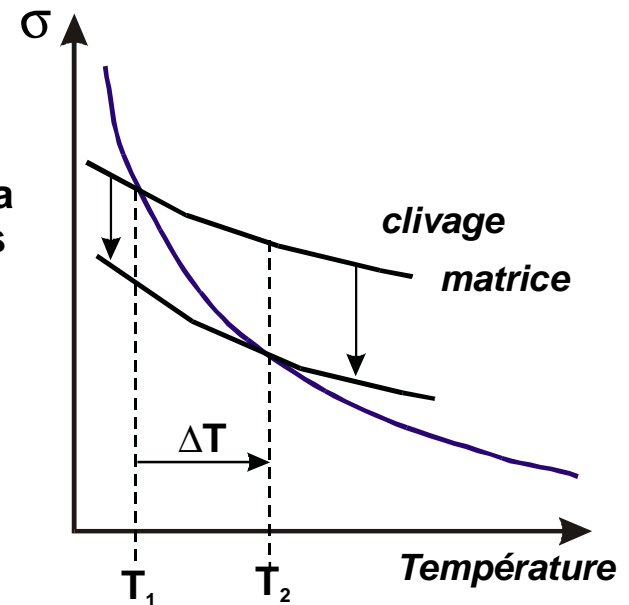
Cette variation peut être due à l'augmentation de la limite élastique (par écrouissage, précipitation transgranulaire...)
La rupture fragile est transgranulaire (clivage)

Le même résultat peut être obtenu par abaissement de la contrainte de clivage en affaiblissant les joints de grains

Dans ce cas la rupture fragile est intergranulaire

➔ **fragilité de revenu réversible**

cas le plus fréquent....



La fragilité de revenu réversible se produit dans les aciers faiblement alliés, lors de **revenu** (ou de vieillissement en service) vers 500°C (ou pendant un refroidissement lent entre 550 et 350°C)

Un traitement thermique au dessus de 550°C la fait disparaître (réversible)

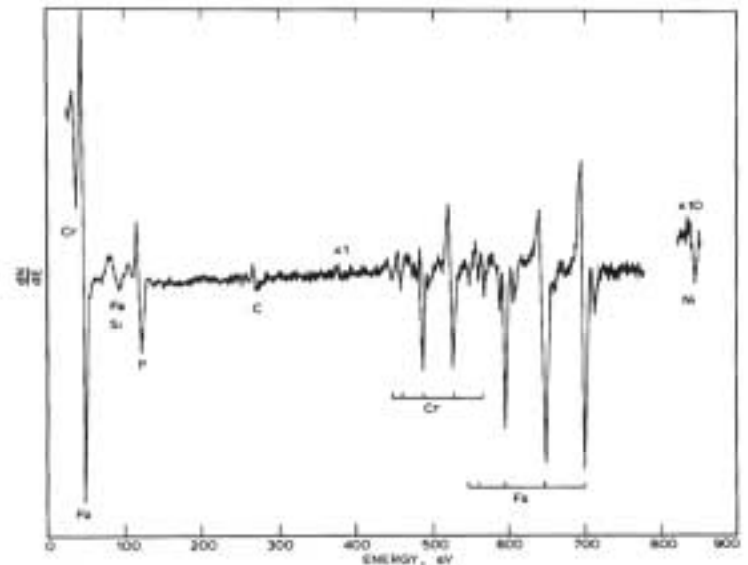
Explication (modèles de McLean, Guttman)

Le vieillissement thermique provoque la ségrégation dans les joints de grains d'éléments d'addition

- certains peuvent avoir un rôle favorable (consolidation du joint : carbone dans les aciers)
- d'autres ont un rôle néfaste sur la résistance du joint
 - Sb, Sn, As, S et surtout P (extrêmement nocif même à faible teneur)

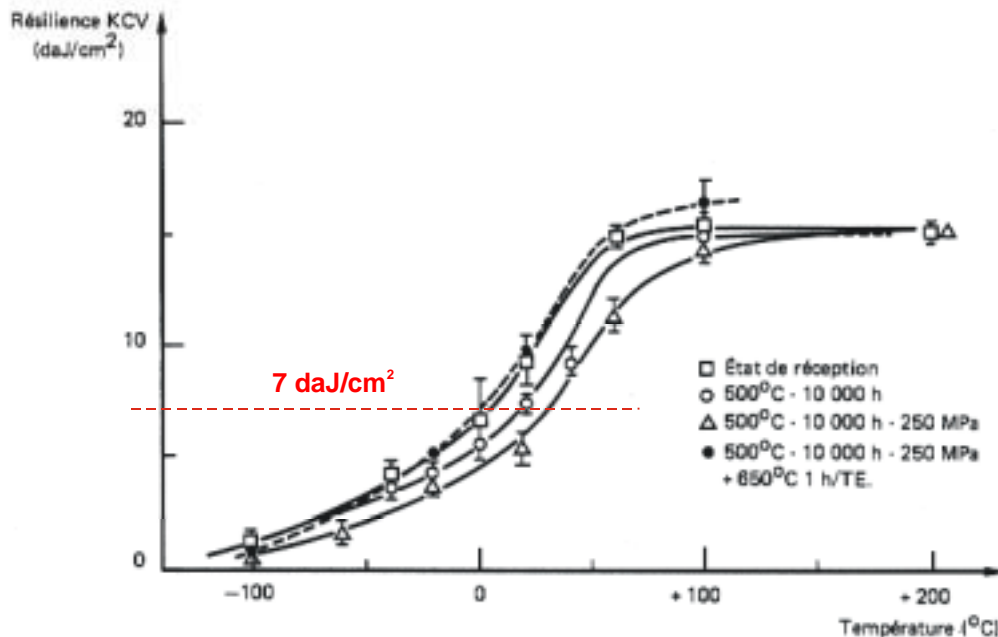
Spectre Auger de la surface de rupture d'un acier ayant présenté une fragilité de revenu (1000h - 500°C)

on observe la présence de Phosphore



- des éléments d'alliages (Ni, Mn) peuvent favoriser la ségrégation
- certains peuvent co-ségréger (effets synergétiques)
- d'autres (S) peuvent, en saturant le joint empêcher toute autre ségrégation....

Les modèles font intervenir une énergie libre de ségrégation et un facteur d'enrichissement qui peut atteindre 10^4 dans certains cas (Fe/S)



Essai de vieillissement de l'acier pour boulonnerie 28 CDV5-07

Courbes de transition de la résilience

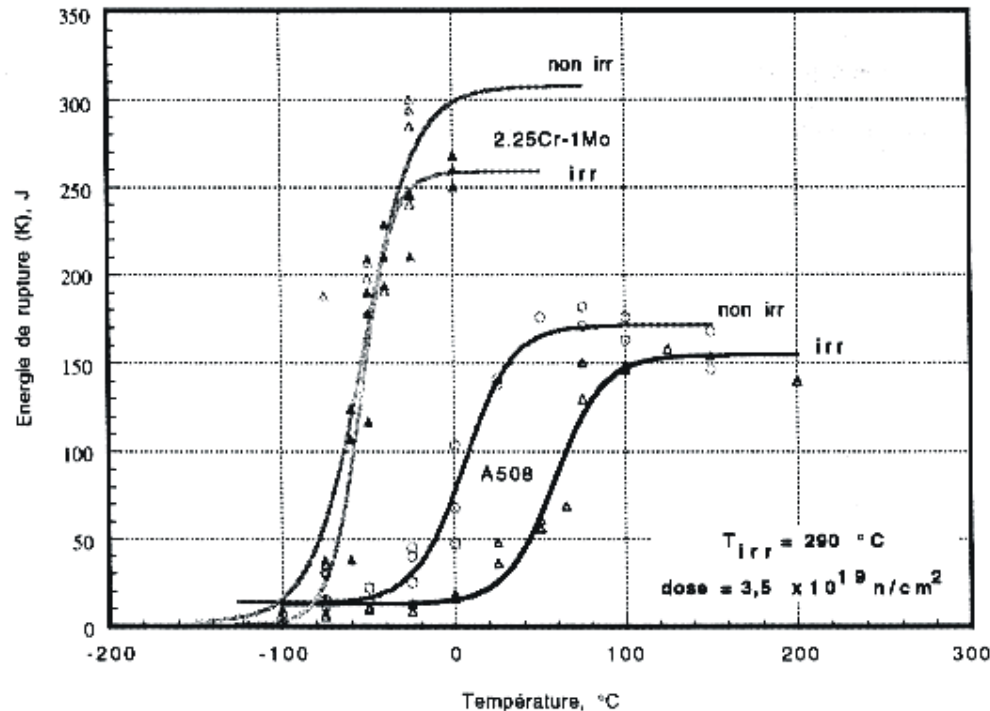
- à l'état de réception
- après vieillissement thermique
- après vieillissement thermique sous charge
- après un revenu à haute température

On constate que les divers traitements thermiques ont provoqué une augmentation de la température de transition

Le revenu à haute température a restauré les caractéristiques initiales (état de réception)

Cas de l'irradiation de l'acier de cuve (16MND5)

l'irradiation aux neutrons provoque dans l'acier de cuve une précipitation, soit de cuivre pur ($\text{Cu} > 1\%$), soit d'atmosphères d'atomes de solutés et de lacunes ($\text{Cu} < 1\%$)
Ces objets sont durcissants et provoquent une augmentation de la température de transition, qui sera d'autant plus forte que la teneur en Cu est élevée.



Comparaison de l'effet d'irradiation sur l'acier 16MND5 (A508) et sur l'acier 10 CD9-10 (Chromesco 3)

Le Chromesco 3 est beaucoup moins sensible que le 16MND5 à la fragilité sous irradiation et pourrait être utilisé pour la fabrication des cuves des futurs réacteurs nucléaires (de plus il est moins sensible à la corrosion et ne nécessiterait pas de revêtement protecteur)

Complément : les essais de dureté

technique de caractérisation par indentation

C'est l'essai le plus simple pour apprécier la limite élastique d'un matériau



exemple de machine de dureté

L'essai consiste à appliquer sur le matériau un pénétrateur (bille, pyramide...) avec une certaine force et à mesurer les dimensions de l'empreinte laissée par le pénétrateur.

Selon Ashby, la dureté réelle $H=F/S$ (où F est la force appliquée et S la surface de l'empreinte d'un pénétrateur pyramidal) est égal à 3 fois la limite élastique

En fait on ne mesure jamais la dureté réelle mais une valeur approchée qui dépend de la technique utilisée ; des abaques permettent de passer d'une technique à l'autre.

Bien que la dureté représente une pression, elle n'est jamais exprimée en MPa mais par un nombre sans unité qui dépendra de la technique employée :

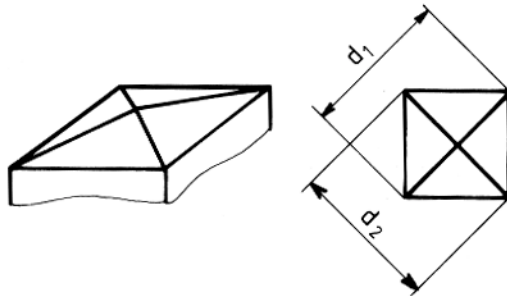
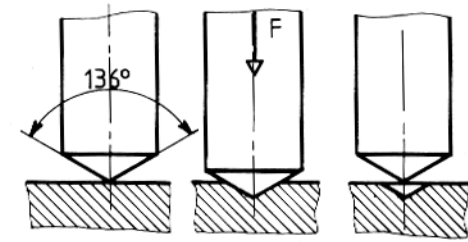
On distinguera :

- la dureté Vickers (HV)
- la dureté Brinell (HB)
- la dureté Rockwell (HRC)

On peut aussi réaliser des empreintes de microdureté à l'aide d'un microscope optique et d'une pointe diamant, sous très faible charge, les dimensions de l'empreinte étant de l'ordre du micron :

- microdureté Vickers (empreinte carrée)
- microdureté Knoop (empreinte en losange)

Essai Vickers



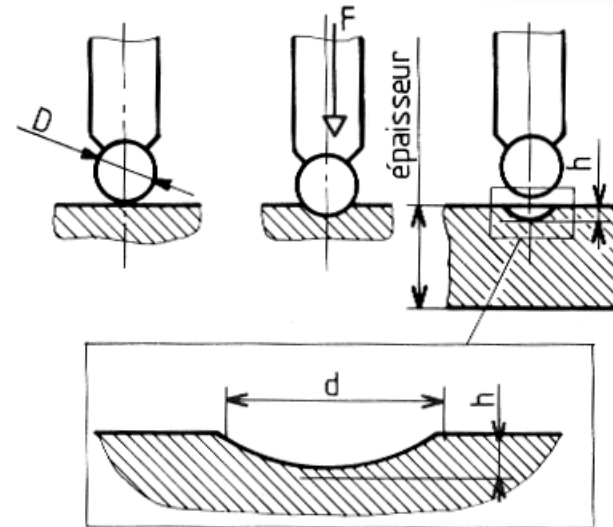
On utilise un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée, d'angle au sommet 136°

$$HV = 0,189 F/d^2$$

F est compris entre 49 et 981 N
(soit une charge de 5 à 100kg,
la charge normale étant de 30kg)

perlite : HV = 150 – 200
martensite : HV > 400

Essai Brinell



On utilise un pénétrateur en forme de bille en acier ou en carbure de W

$$HB = \frac{0,204F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

D : diamètre de la bille
d : diamètre de l'empreinte
F : force appliquée

F = 9,81KD² acier : K=30
 Al : K=2,5 à 10
 Cu : K=5 à 30

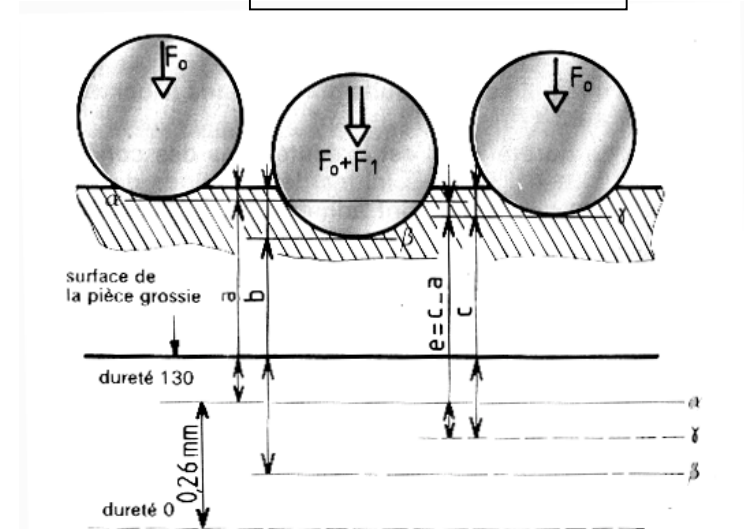
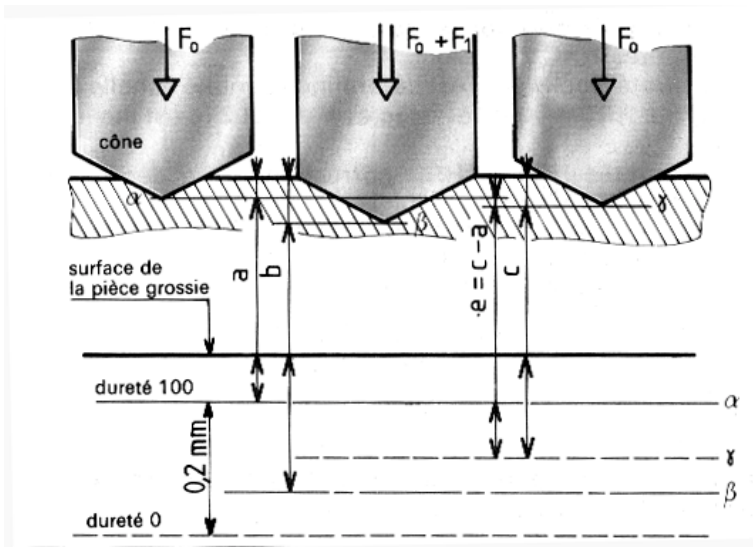
Essai Rockwell

En 2 temps :

- 1) On applique le pénétrateur (cône ou bille) avec une force F_0
- 2) On applique une force supplémentaire F_1 pendant 2 à 8 secondes
la pénétration est alors de b
- 3) On enlève la surcharge
la pénétration n'est plus que de $c > a$

On mesure l'accroissement rémanent $e = c - a$

$$\text{HRC} = 100 - \frac{e}{0,002} \quad e \text{ en mm}$$



Il existe 15 types différents d'essais Rockwell, selon la forme et la taille du pénétrateur et la force appliquée ; pour les aciers, on utilise :

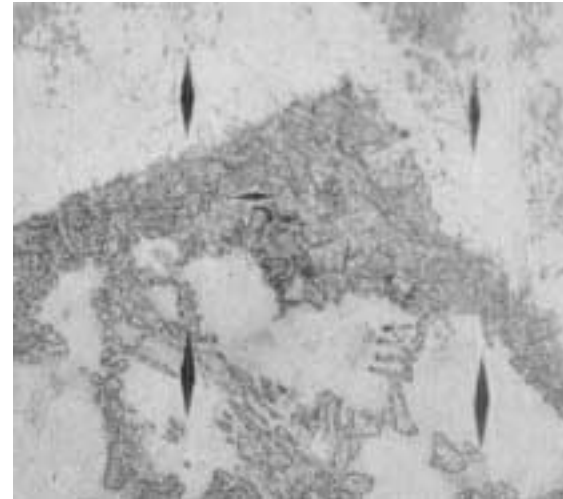
cône de 120° - $F_0=98$ N (10kg) - $F_1=1373$ N (140kg)

perlite : 20 HRC - martensite : 40 à 60 HRC

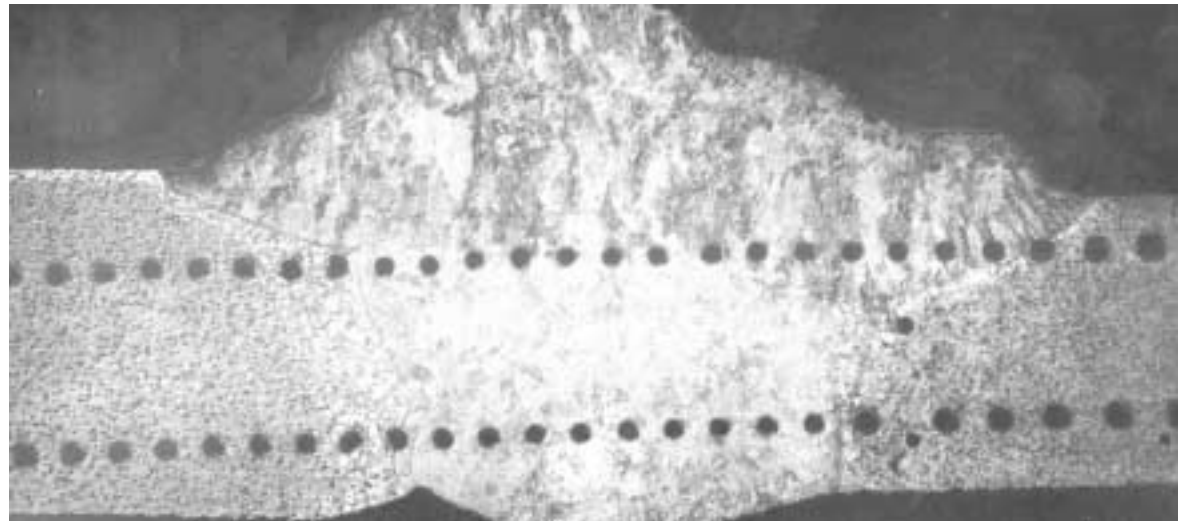


**Empreintes de microdureté Knoop
(forme en losange)**

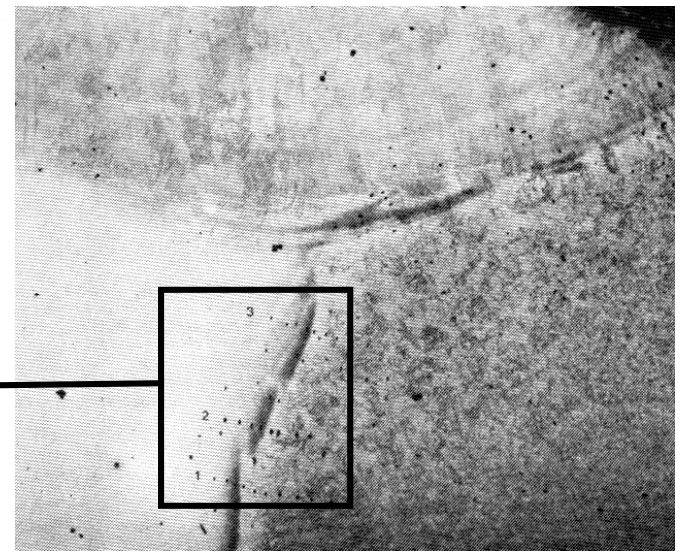
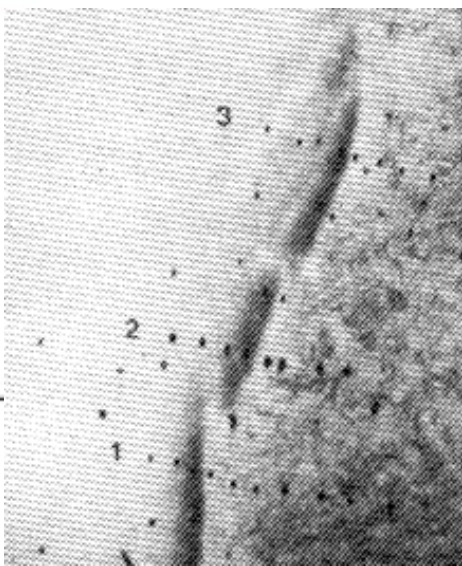
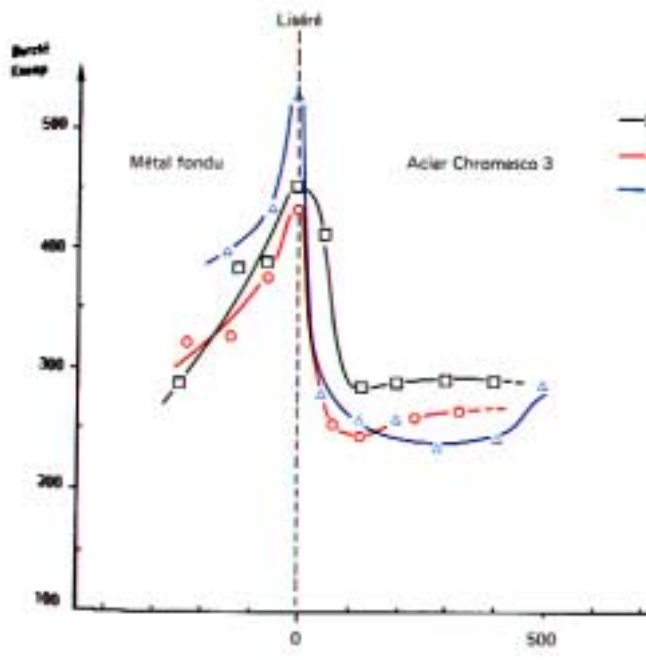
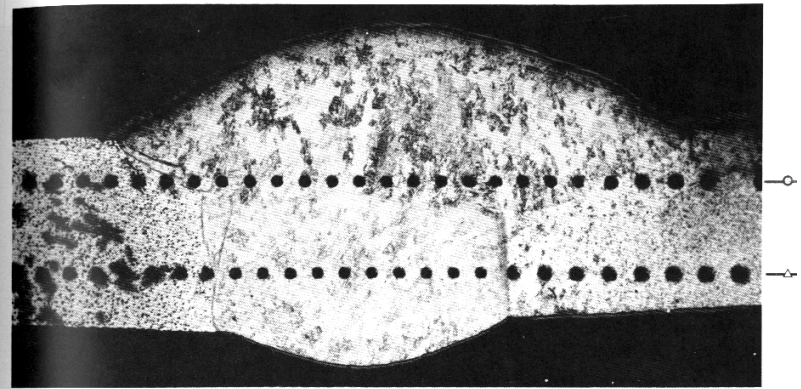
100µm



**filiations de microdureté
Vickers au travers d'un
joint soudé
(empreinte carrée)**



5 mm



dureté et caractéristiques mécaniques

Il est difficile de relier avec précision la dureté à des caractéristiques mécaniques

Les duretés Vickers et Brinell dépendent à la fois de la déformation plastique et élastique

La dureté Rockwell ne concerne que la déformation élastique pure

RM (MPa)	HV	HB	HRC
280	80	76	
350	100	95	
410	120	114	
470	140	133	
530	160	152	
580	180	171	
650	200	190	
710	220	209	
770	240	228	20.3
830	260	247	24
890	280	266	27.1
960	300	280	29.2
1020	320	304	32.2
1090	340	323	34.4
1160	360	342	36.6
1220	380	361	38.8
1290	400	380	40.8
1360	420	399	42.7
1430	440	418	44.5
1500	460	432	46.1
1570	480	450	47.7
1650	500	466	49.1
1720	520	483	50.5
1790	540	500	51.7
1870	560	517	53
1940	580	535	54.1
2020	600	552	55.2
2100	620	569	56.3
2180	640	586	57.3

Les normes AFNOR donnent pour les aciers non alliés et faiblement alliés une correspondance entre les diverses duretés et la résistance à la traction :

