

Materiali Polimerici e Compositi

6 – Proprietà Meccaniche

Proprietà meccaniche di polimeri termoplastici

Comportamento elastico

- Applicando uno sforzo, il solido elastico si deforma istantaneamente
- L'energia meccanica fornita è immagazzinata come energia potenziale
- Cessato lo sforzo, il materiale torna alla sua forma iniziale
- I solidi elastici obbediscono alla legge di Hooke: la deformazione è proporzionale allo sforzo applicato

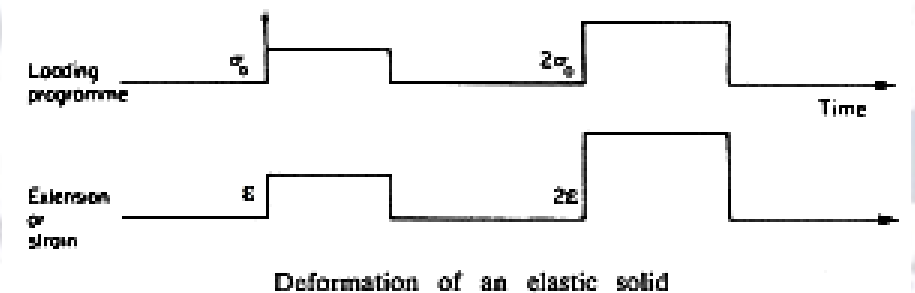
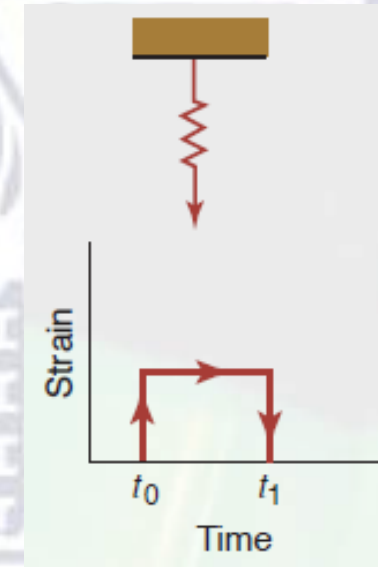
$$\sigma = E \varepsilon$$

Con

σ = sforzo applicato o *stress* (F/A, forza per unità di area)

E = modulo elastico

ε = deformazione ottenuta o *strain* ($\Delta l/l$, allungamento per unità di lunghezza iniziale)



Comportamento viscoso

- Applicando uno sforzo ad un fluido viscoso, questo si deforma con velocità costante nel tempo
- L'energia meccanica fornita è dissipata come calore
- Cessato lo sforzo, il materiale mantiene la nuova forma acquisita
- I fluidi viscosi obbediscono alla legge di Newton: la velocità di deformazione è proporzionale allo sforzo applicato

ovvero: $\tau = \eta (d\varepsilon/dt)$

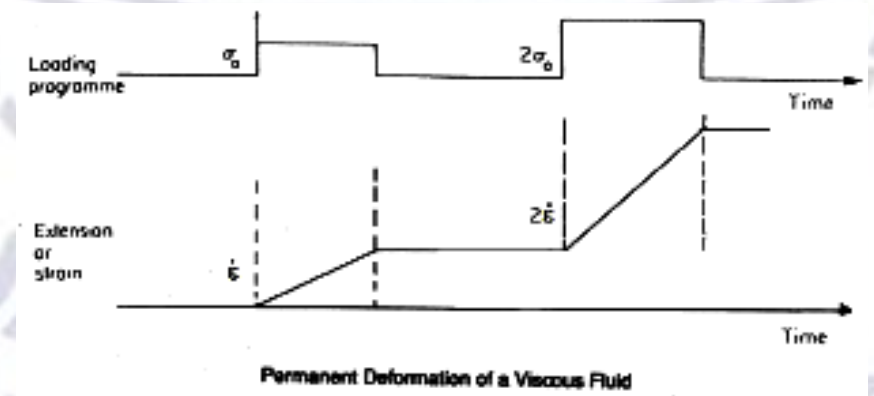
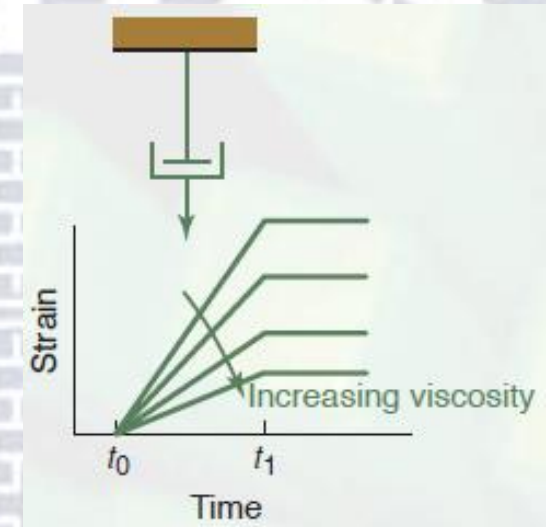
Con

τ = sforzo di taglio applicato - *shear stress* (F/A, [N/m²])

η = viscosità

ε = deformazione ottenuta - *strain* (D/l, allungamento per unità di lunghezza iniziale)

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{\tau}{\eta}$$



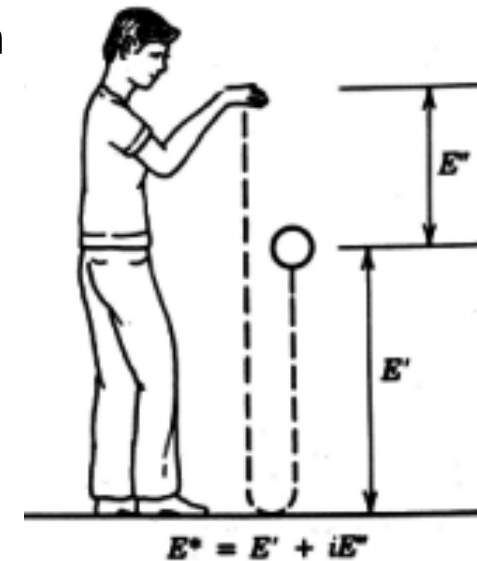
I polimeri hanno un comportamento **viscoelastico**, che unisce caratteristiche di entrambi i precedenti

- L'energia meccanica fornita è in parte *dissipata come calore*, in parte *immagazzinata come energia potenziale*
- Cessato lo sforzo, il materiale recupera *in parte* la forma iniziale, e il recupero avviene istantaneamente solo per la parte elastica
- I polimeri hanno un modulo elastico che dipende dalla temperatura cui lo sforzo viene applicato, e dal tempo per cui esso si protrae

- I polimeri altamente reticolati (termoindurenti) hanno un comportamento **elastico**
- gli elastomeri e i termoplastici sotto la T_g hanno per lo più un comportamento di tipo **elastico**
- gli elastomeri e i termoplastici sopra la T_g hanno un comportamento **viscoelastico**

Una palla viscoelastica lasciata cadere su un pavimento elastico...

- SE perfettamente elastica rimbalzerebbe fino all'altezza di partenza
- SE perfettamente viscosa non rimbalzerebbe e resterebbe "appiccicata" al suolo

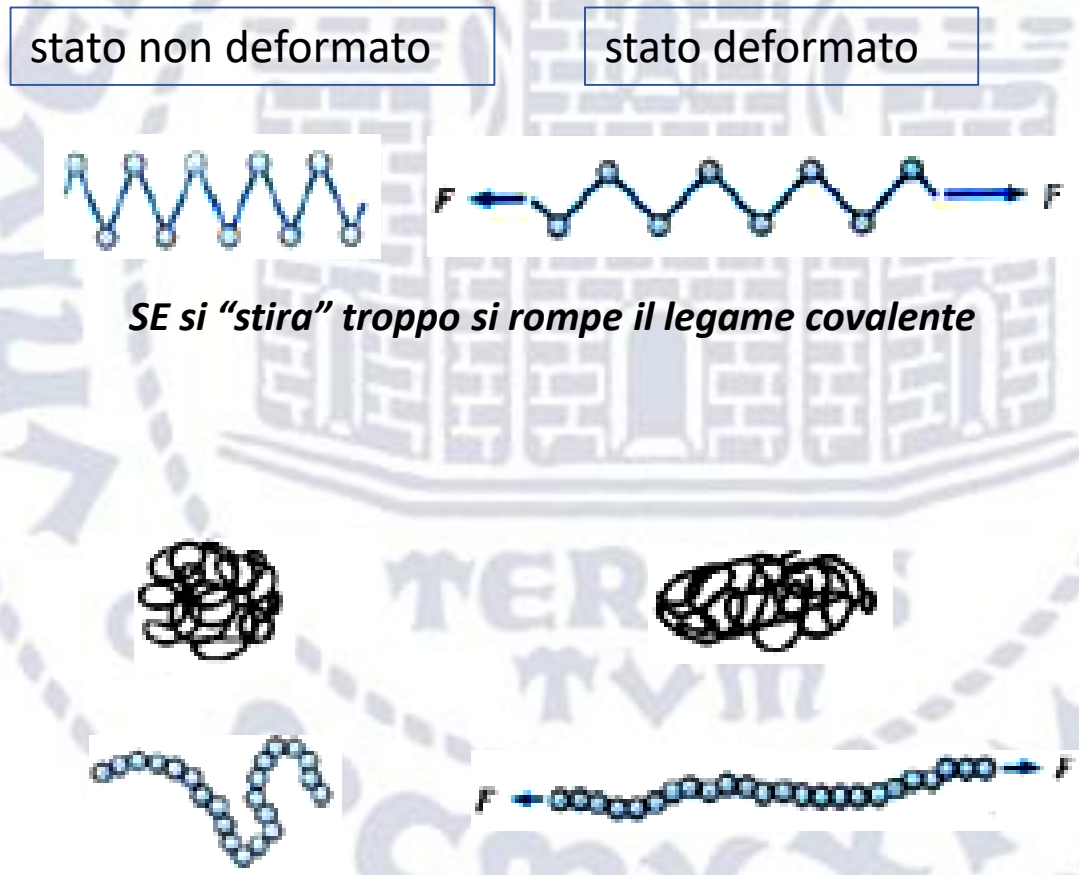


Polimeri = materiali viscoelastici

3 principali meccanismi di deformazione

(a) deformazioni **ELASTICHE** lievi. Aumento degli angoli di legame istantaneo, cessato lo sforzo si recuperano subito gli angoli iniziali.

(b) deformazioni **ELASTICHE RITARDATE**. Stiramento dei gomitoli statistici non istantaneo (serve più tempo per permettere alle catene di “orientarsi”), cessato lo sforzo le catene tornano a disporsi nella conformazione statisticamente più probabile (gomitolo disordinato)



(c) deformazioni **VISCOSE**. Scorrimento delle catene: avviene lentamente, ostacolato dalla presenza di interazioni tra molecole (VdW, dipolari e legame H) e dagli aggrovigliamenti tra le catene (*entanglements*); cessato lo sforzo le catene restano nella nuova posizione (per farle muovere ancora è necessaria ulteriore energia)

stato non deformato

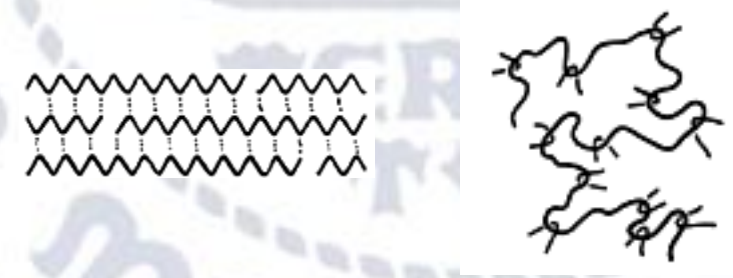


stato deformato



Nelle zone *crystalline* e negli *entanglements*, le catene sono più vicine e le interazioni più numerose

I *punti di reticolazione* impediscono lo scorrimento delle catene: ciò spiega il comportamento praticamente elastico delle resine termoindurenti e degli elastomeri molto reticolati

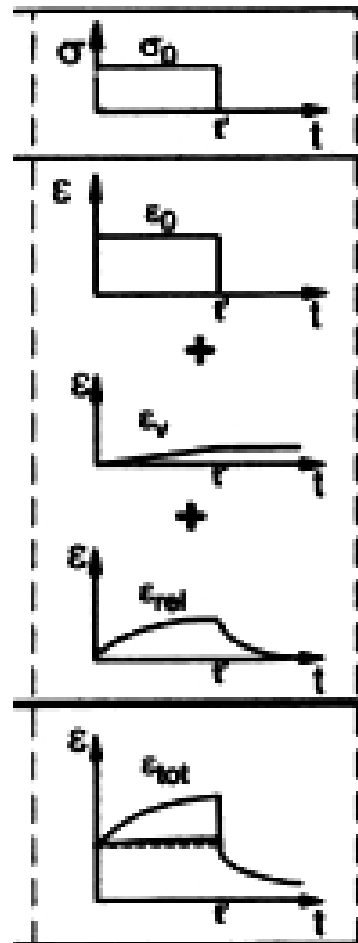


Creep (scorrimento viscoso)

Deformazione del polimero *nel tempo* sotto sforzo costante = orientazione dei domini amorfi + scorrimento delle catene

deformazione elastica

deformazione plastica o viscosa



Applicazione di sforzo costante



Elastico

istantaneo - REV

+

Viscoso

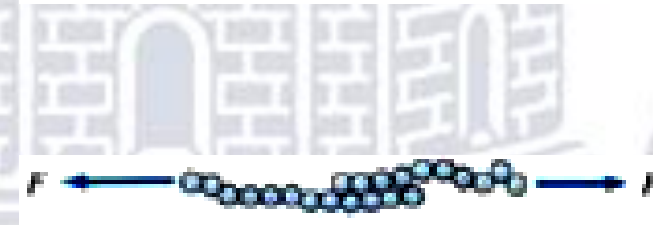
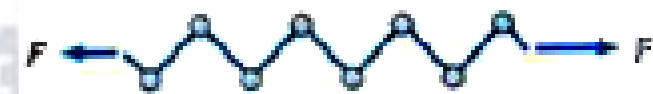
t dipendente - IRR

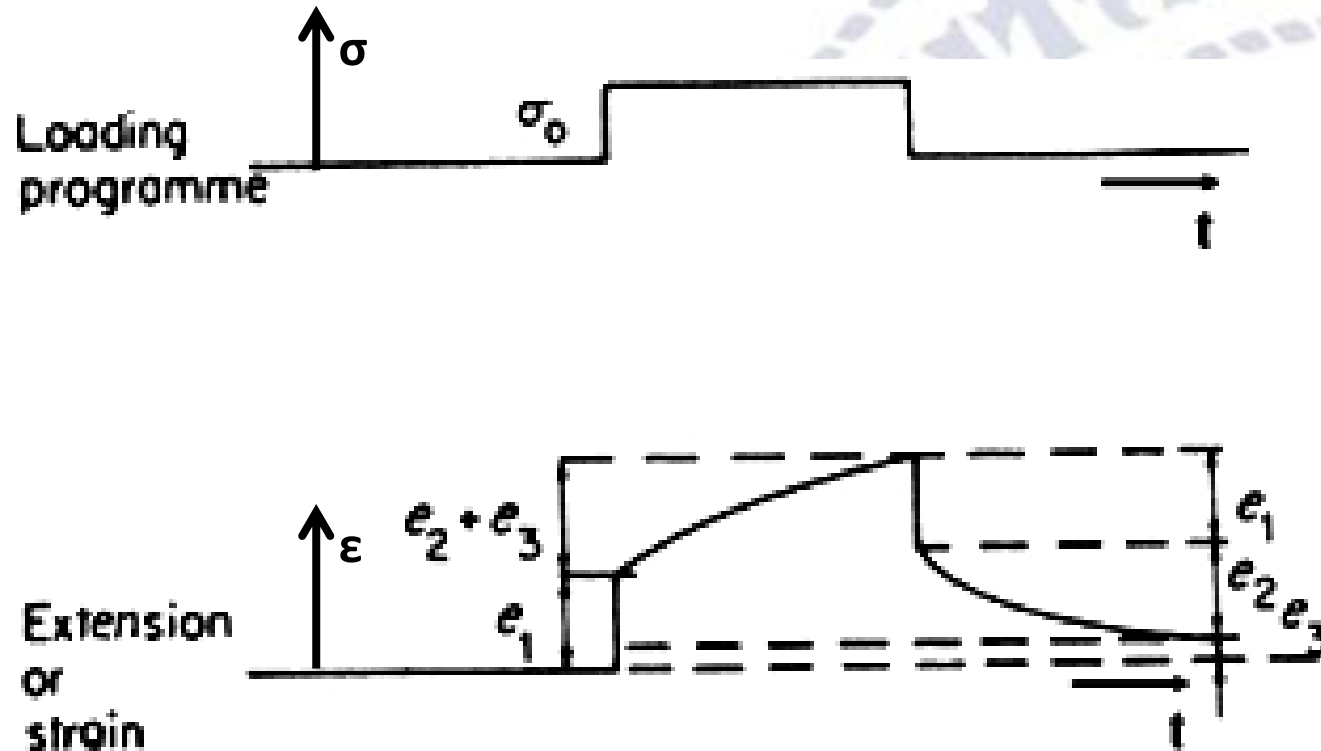
+

Elastico Ritardato

t dipendente - REV

Viscoelastico
(modello a 4 parametri)





Deformazione di un solido viscoelastico

e_1 = deformazione elastica

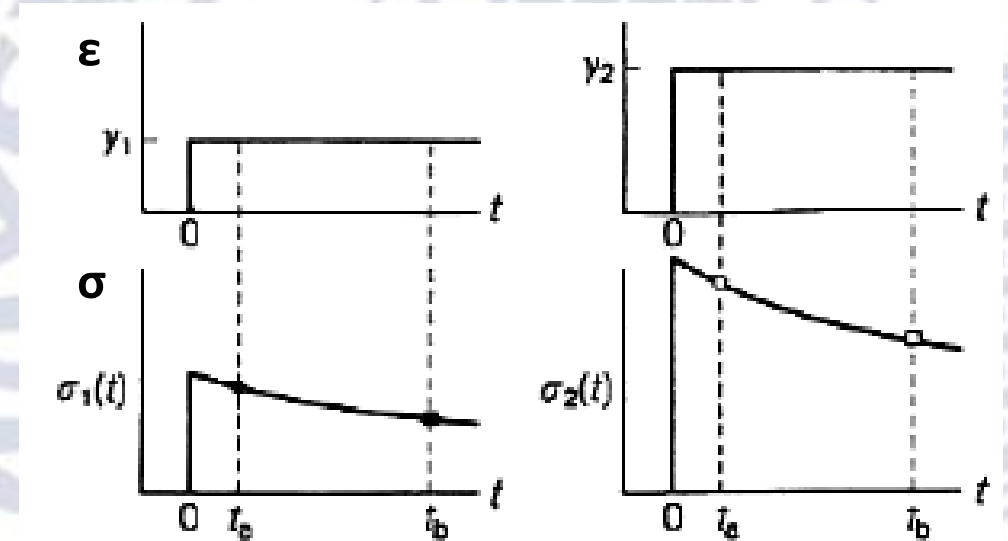
e_2 = deformazione elastica ritardata

e_3 = deformazione viscosa (plastica)

Rilassamento - Stress Relaxation

Variazione *nel tempo* dello sforzo applicato al polimero per mantenerlo a deformazione costante, dovuto allo scorrimento delle catene (plastico o viscoso)

- Lo sforzo necessario a mantenere una certa deformazione diminuisce nel tempo
- Il processo è più veloce a **temperature** più alte (maggiore energia alle catene \Rightarrow maggiore scorrimento)



I polimeri termoplastici sono materiali VISCOELASTICI:

⇒ caratteristiche:

di liquidi viscosi

e

di solidi elastici

sottoposti a un carico rispondono mostrando

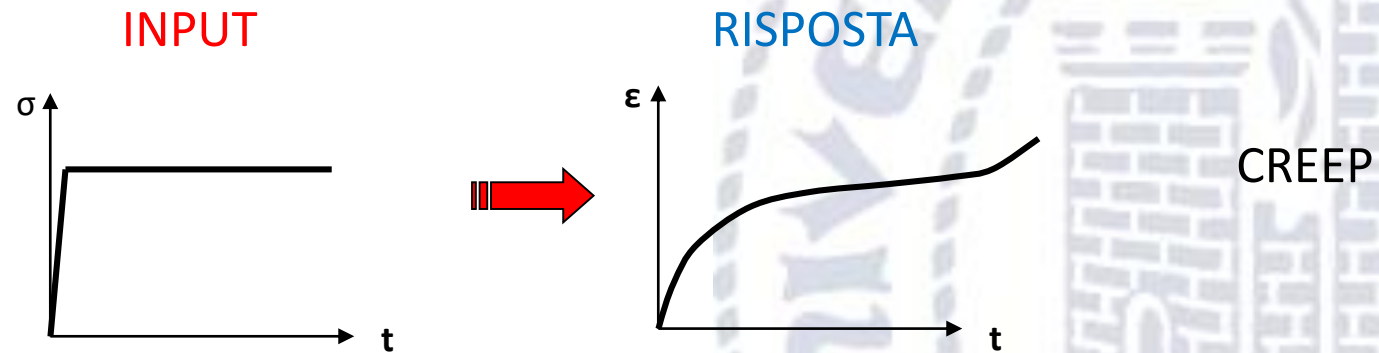
flusso viscoso (dissipazione di energia)

e

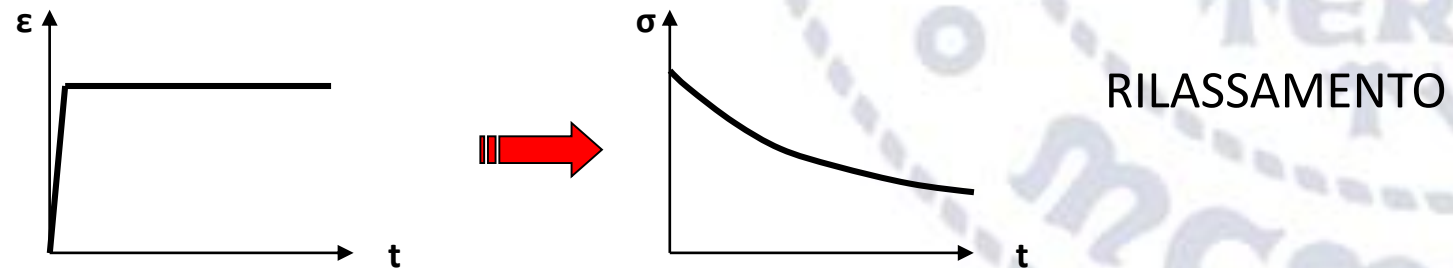
deformazione elastica (immagazzinamento di energia)

Tipi di modalità di caricamento /deformazione

a) carico costante applicato velocemente e mantenuto nel tempo

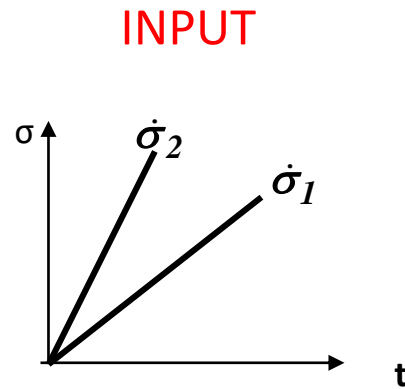


b) deformazione costante applicata velocemente e mantenuta nel tempo

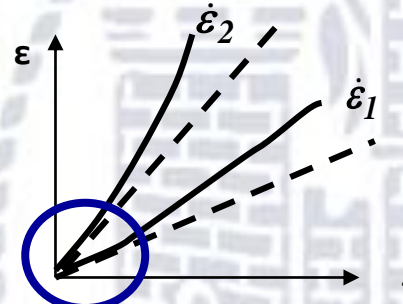


Tipi di modalità di caricamento /deformazione

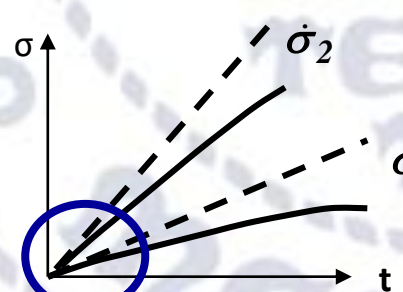
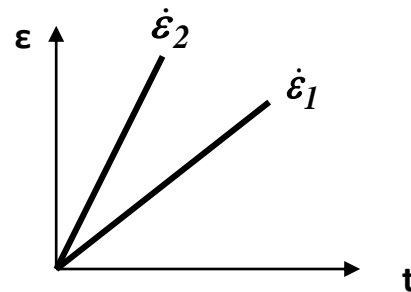
c) velocità di caricamento costante



RISPOSTA



d) velocità di deformazione costante



piccole deformazioni

Campo lineare

piccoli sforzi

Per un materiale plastico il fattore limitante è la deformazione limite e non lo sforzo massimo

Materiale perfettamente elastico

$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$

Hook

Fluido perfettamente viscoso

$$\tau = \eta \cdot \dot{\gamma}$$

Newton

E: modulo di elasticità η : viscosità del fluido
t: sforzo di taglio $\dot{\gamma} = \frac{d\gamma}{dt}$: velocità di deformazione

⇒ Materiale viscoelastico

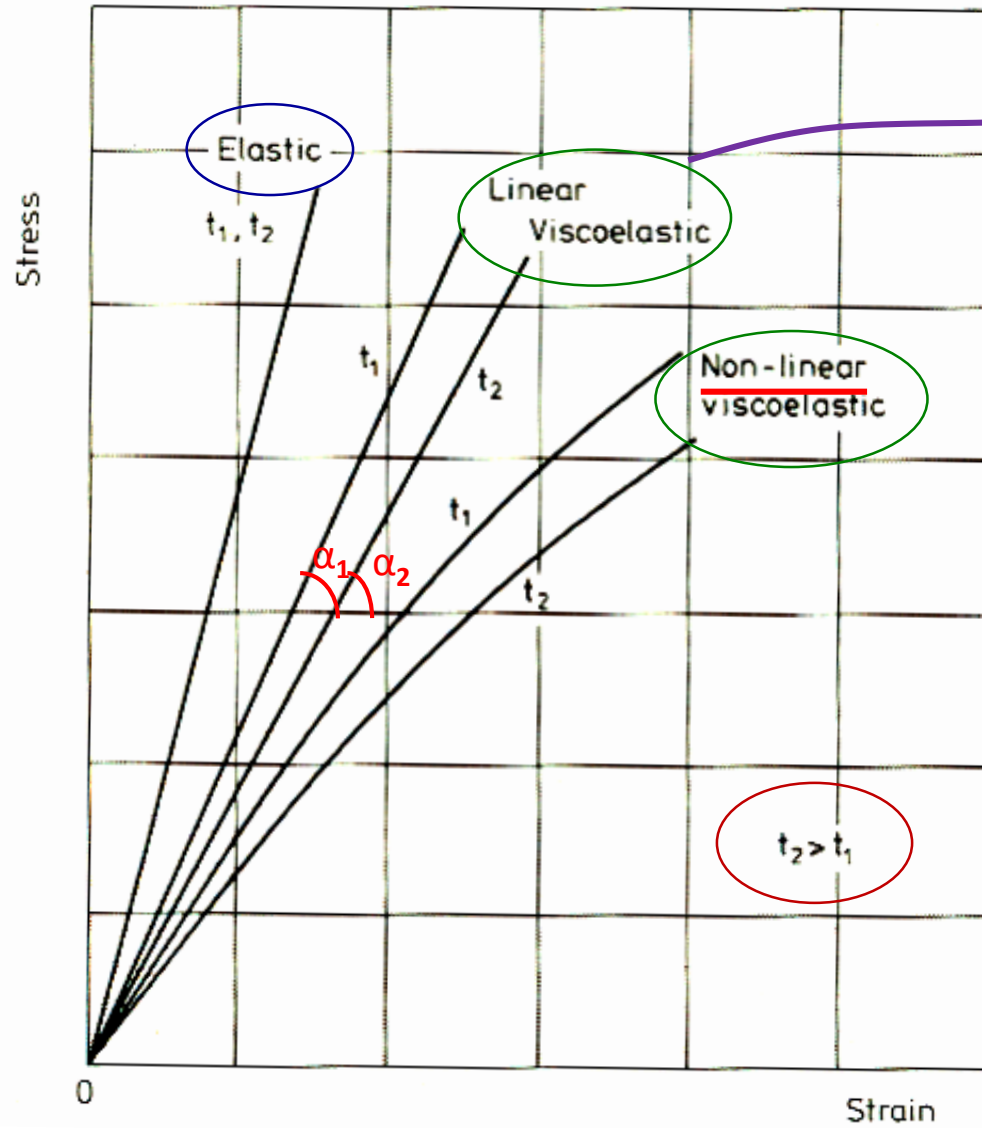
$$\sigma = f(\varepsilon, t) \text{ non lineare}$$

grandi deformazioni

Spesso si riduce a

$$\sigma = \varepsilon \cdot f(t) \text{ lineare}$$

piccole deformazioni



$$\sigma = k\varepsilon(1/t)$$

$$\text{tg}\alpha_1 = \sigma_1/\varepsilon_1 = k/t_1 > k/t_2 = \sigma_2/\varepsilon_2 = \text{tg}\alpha_2$$

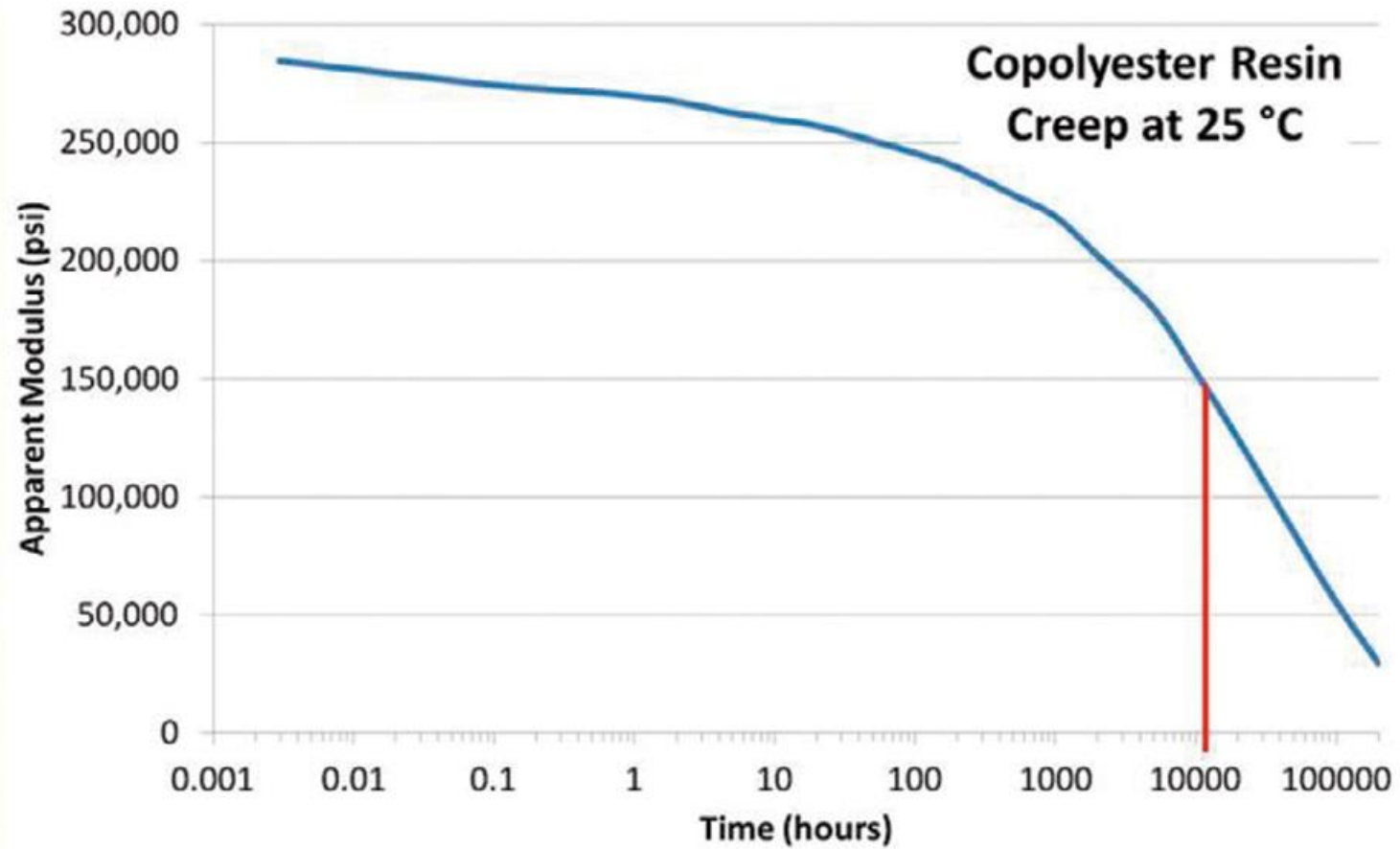
$$\alpha_2 < \alpha_1$$

$$t_2 > t_1$$

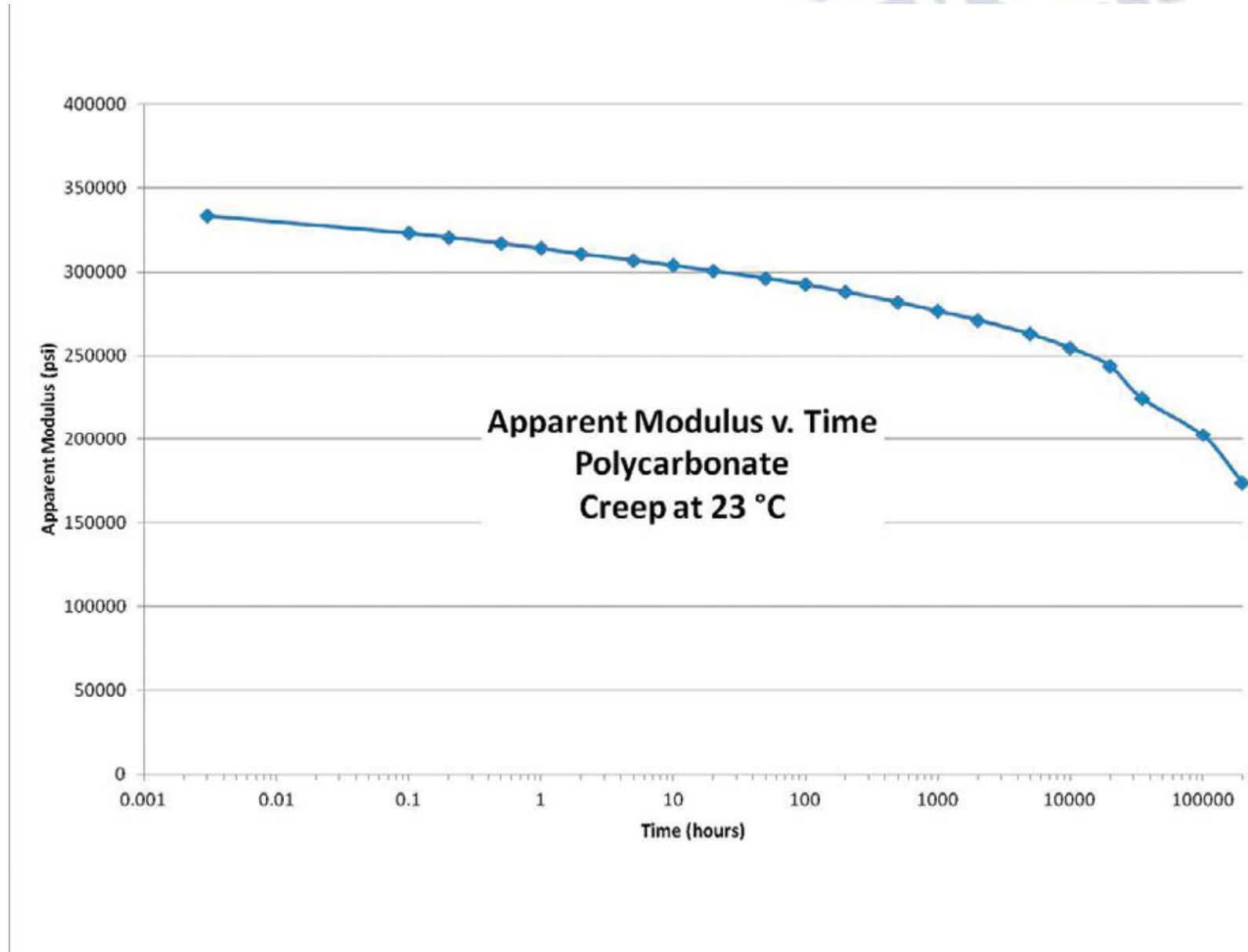
Il modulo diminuisce con l'aumentare del tempo di caricamento!

Comportamento $\sigma - \varepsilon$ di materiali elastici e viscoelastici a 2 valori di tempo t

Il modulo diminuisce con l'aumentare del tempo di caricamento!



Il modulo diminuisce con l'aumentare del tempo di caricamento!



Le proprietà di un materiale viscoelastico dipendono da

tempo

temperatura

velocità di deformazione

Le convenzionali prove $\sigma - \epsilon$ sono usate per descrivere le proprietà meccaniche a breve termine

Questi risultati possono essere usati SOLO per un'iniziale scelta dei materiali, e per il Controllo Qualità (CQ) NON per la progettazione ove si utilizzeranno i risultati delle prove a lungo termine

Per la completa progettazione ingegneristica è importante conoscere il comportamento di un componente sottoposto a carico sia a *breve-* (trazione, impatto) che a *lungo termine* (scorrimento viscoso [creep], test ciclici)

Un materiale viscoelastico dà risposta tempo-dipendente:

- della deformazione a sforzo costante (*creep*)
- dello sforzo a deformazione costante (*rilassamento*)

a rimozione di carico applicato si ha un lento *recupero* della deformazione

⇒ prove a *breve termine*

⇒ prove a *lungo termine*

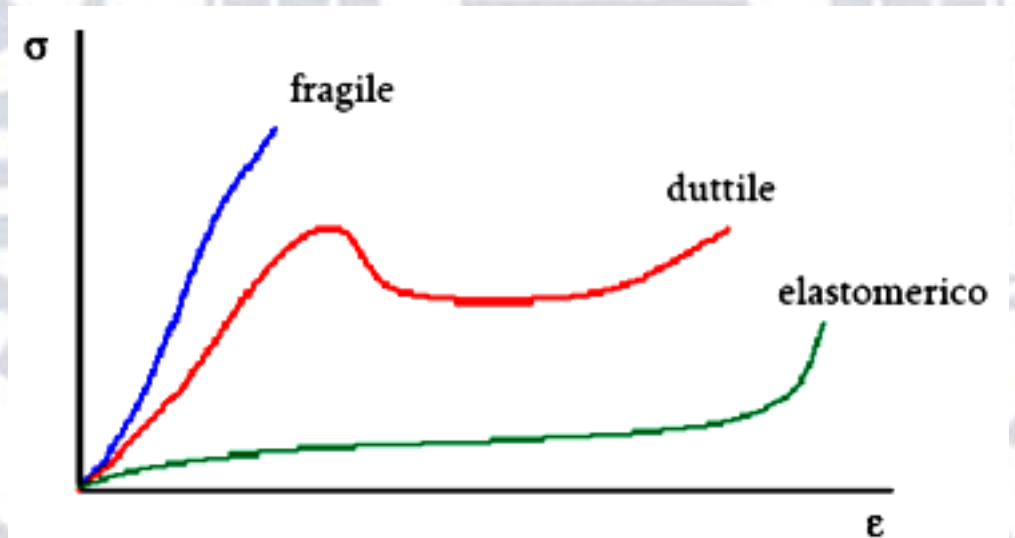
Prove a breve termine

Trazione

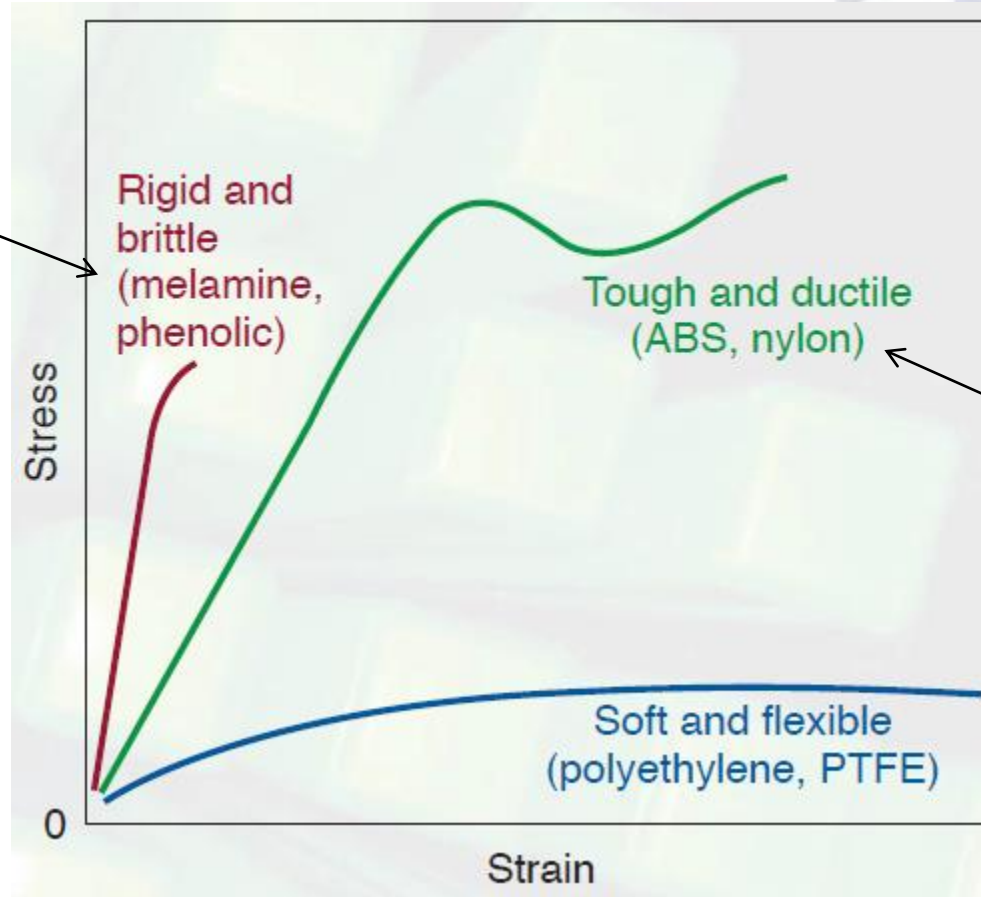
La prova più semplice e più popolare, ma i risultati sono da usare con cautela!!!

- Comportamento fragile: *tipico* di termoplastici sotto T_g e dei termoindurenti
- Comportamento duttile: *tipico* di termoplastici sopra T_g
- Comportamento elastomerico: tipico di elastomeri sopra T_g

Curve sforzo-deformazione (stress-strain)



termoindurenti



termoplastici

Generico andamento nel diagramma sforzo-deformazione di alcuni polimeri

Quali informazioni si ottengono dalle prove a breve termine

Modulo di elasticità E

Modulo secante

Carico di snervamento

Carico a rottura

Deformazione a rottura

...

Modulo elastico E

Diamante:

1000GPa

Metalli:

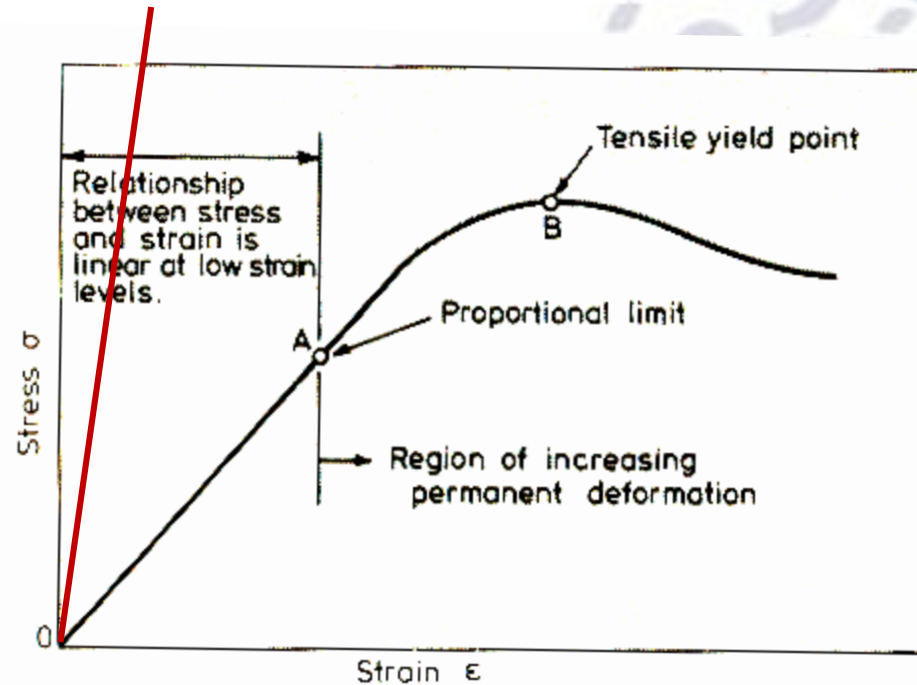
70-230GPa

Ceramici:

10-400GPa

Legno:

10-30GPa



PP: 1 GPa

PA6,6: 0,7÷3,3 GPa

PTFE: 0,4÷2 GPa

epoxy: 2,5 GPa

fenolica: 4÷8 GPa

Limite elastico

per termoplastici:

$$\epsilon = 1\%$$

per termoplastici rigidi:

$$\epsilon \sim 0.5\%$$

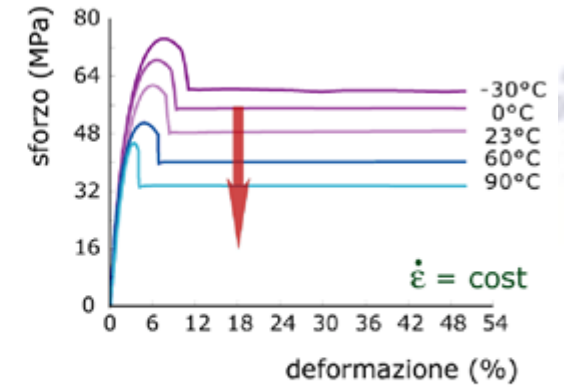
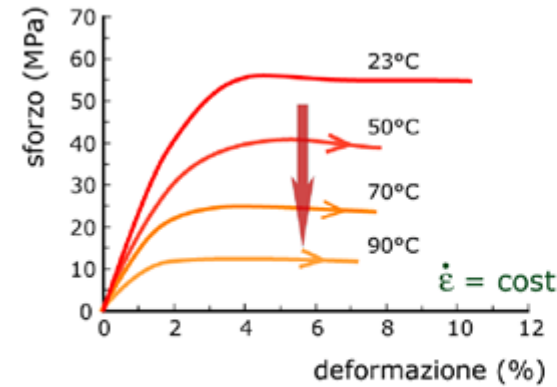
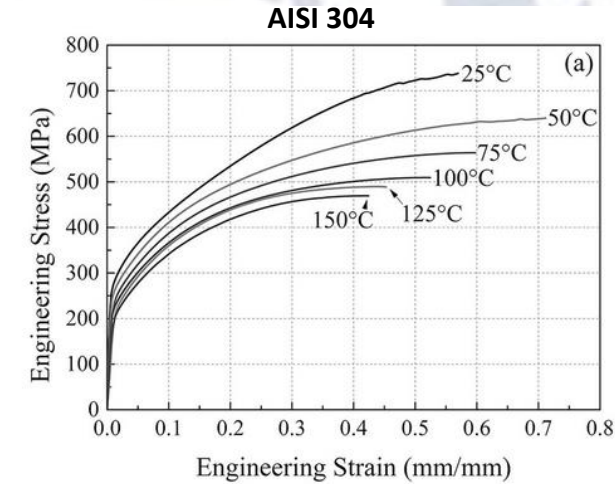
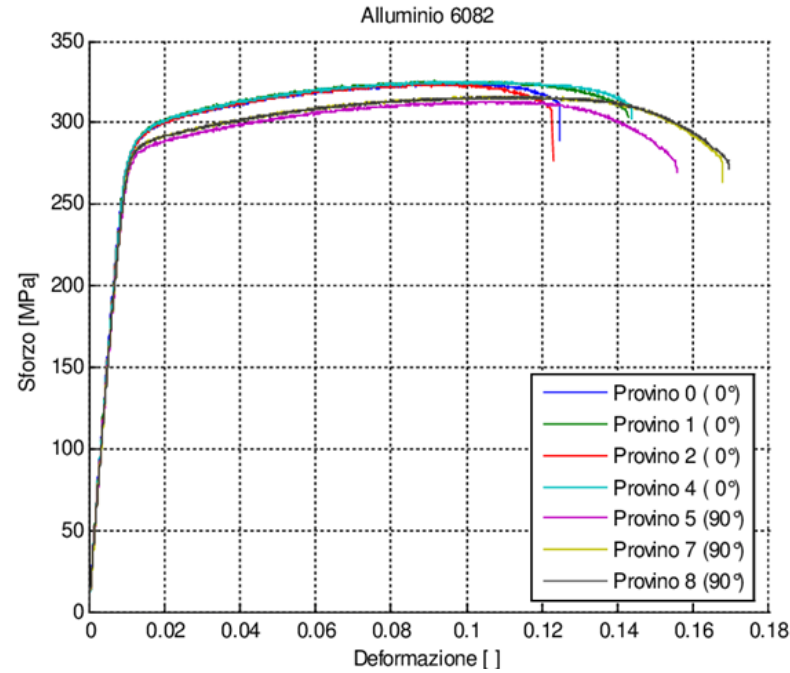
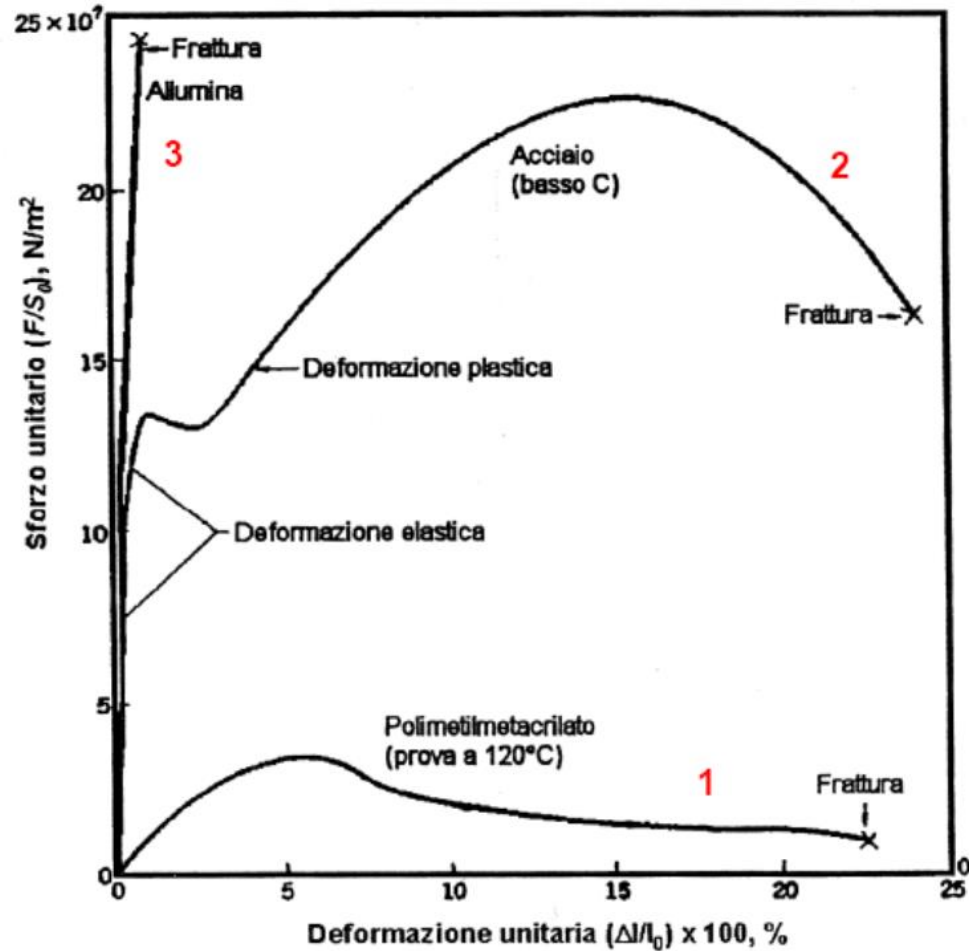
per termoindurenti:

$$\epsilon = 0.2 \div 0.3\%$$

per Metalli

$$\epsilon = 0,1\%$$

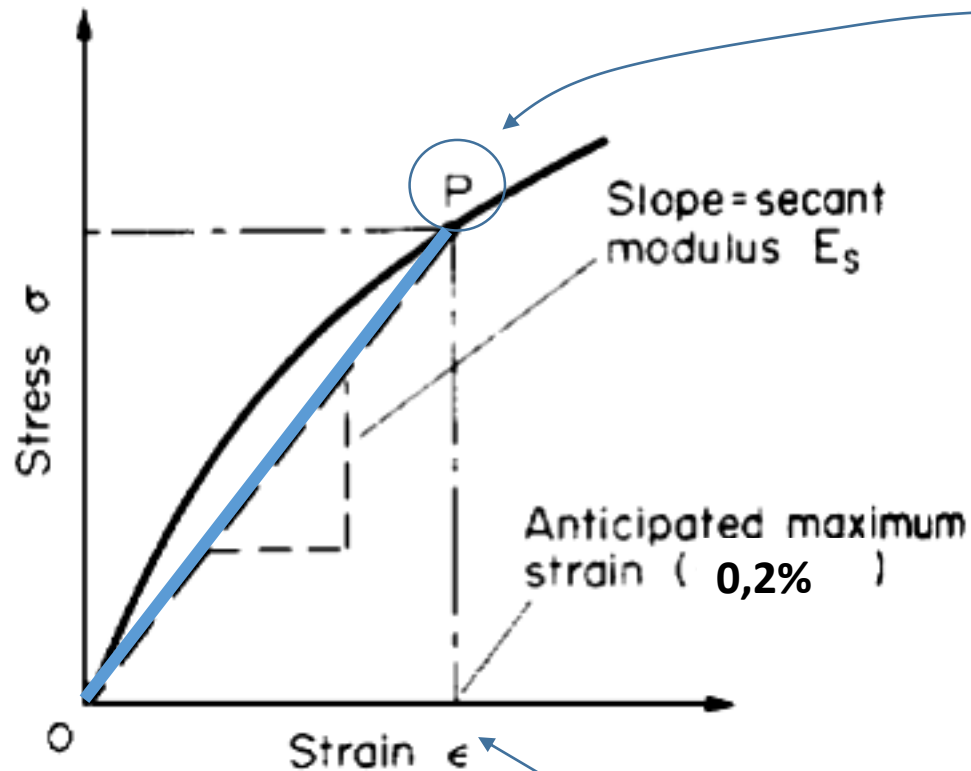
Modulo elastico E



Polimetilmetacrilato tenacizzato

Policarbonato

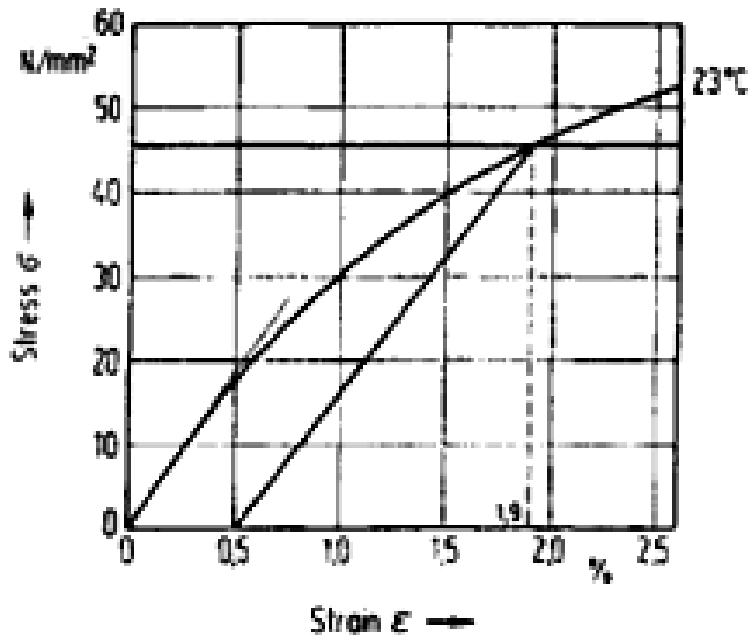
Causa la piccola regione di deformazione elastica, invece del modulo elastico E viene determinato il *modulo secante*



Il modulo secante rappresenta il rapporto tra sforzo e deformazione in un punto (P) del diagramma σ - ϵ , ed è eguale alla pendenza della linea OP.

E' un'approssimazione ad una risposta lineare in un ristretto ma specificato campo di deformazione, che solitamente è 0,2%

Su base pratica si forniscono sia il modulo che lo stress, per esempio $\sigma_{0,5}$ corrisponde alla deformazione di 0,5%.
Tale stress è noto anche con il nome di *proof stress*

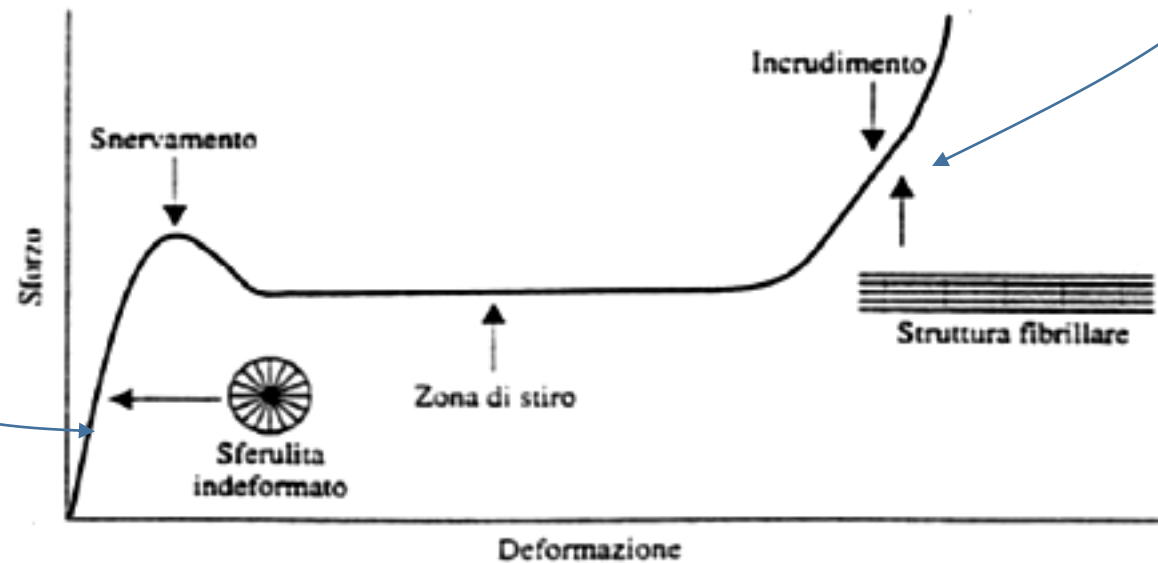


Il modulo secante include sia la deformazione in campo elastico che quella in campo viscoelastico lineare.

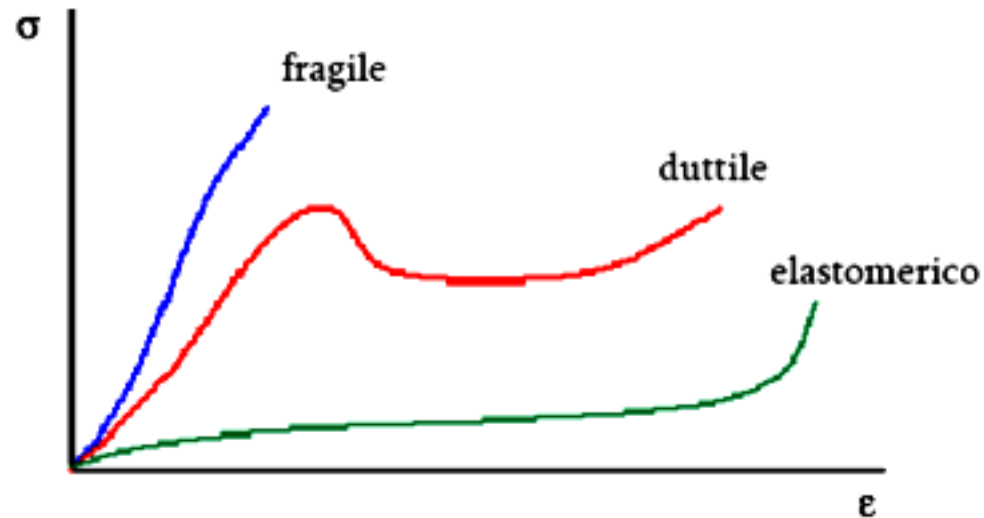
La valutazione è quindi limitata ad un campo di deformazioni tra 0,05% e 0,25% relativo al moto del test

La deformazione di un *polimero semicristallino* è spesso accompagnata da una profonda modificazione della sua struttura:
da una struttura a sferuliti indeformati ...

... ad una struttura di tipo fibrillare



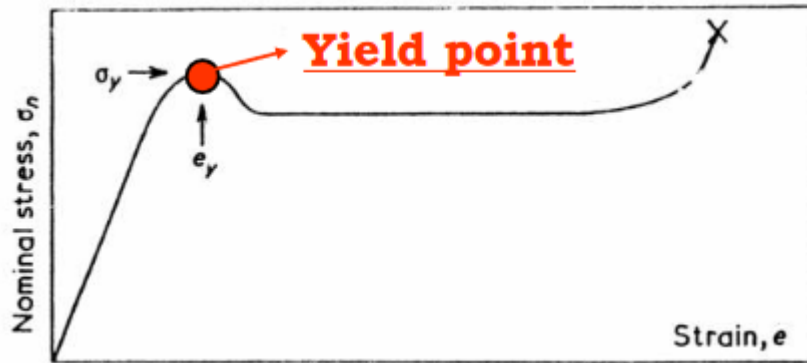
Curve sforzo-deformazione (stress-strain)



- Comportamento fragile: tipico di termoplastici sotto T_g e dei termoindurenti
- Comportamento duttile: tipico di termoplastici semicristallini sopra T_g
- Comportamento elastomerico: tipico di elastomeri sopra T_g

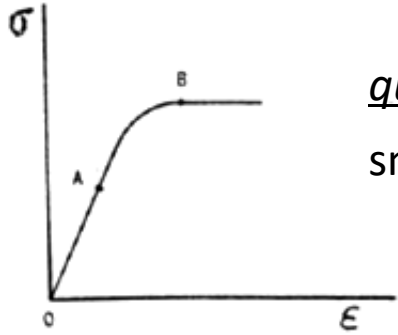
Snervamento

Punto al quale la deformazione del provino diventa permanente



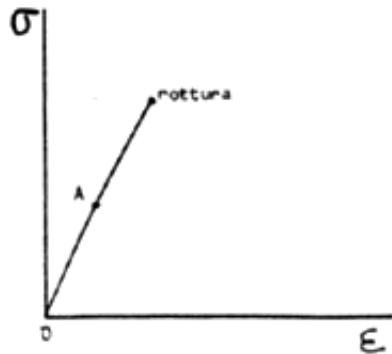
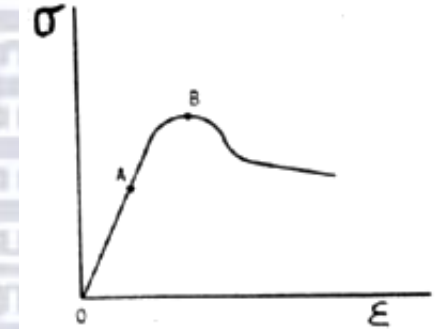
È difficile da determinare
Per convenzione, si fa corrispondere lo
yield point al max della curva
sforzo/deformazione

	<i>Snervamento</i>	<i>Limite elastico</i>
per termoplastici:	$\epsilon = 5 \div 10\%$	1%
per termoplastici rigidi:	$\epsilon \sim 0.5\%$	$\sim 0.5\%$
per termoindurenti:	$\epsilon = 0.2 \div 0.3\%$	$0.2 \div 0.3\%$
per Metalli	$\epsilon = 0,1\%$	0,1%



quasi tutti i termoplastici presentano uno snervamento graduale

altri quali il PS, gli acrilici, i termoplastici rinforzati presentano uno snervamento brusco



altri ancora (sotto T_g - PMMA) ed i termoindurenti non mostrano alcun snervamento

Per quanto riguarda la loro tenacità si può avere un'indicazione orientativa dalla misura dell'*area sottesa* nelle curve $\sigma - \epsilon$

NOTA: tenacità = energia di deformazione (elastica + plastica)
resilienza = energia di deformazione elastica

Elastomeri

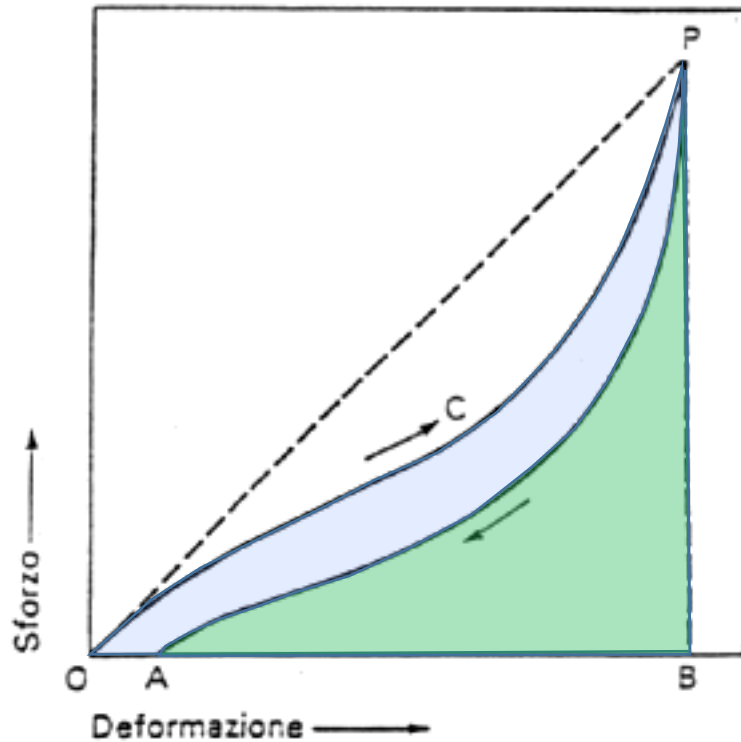
Utilizzati per le loro proprietà dinamiche (smorzamento delle vibrazioni).

Motopropulsori, balestre, sospensioni, silenziatori di scarico sono vincolati alla scocca non in modo rigido, ma con giunzioni elastiche in gomma

Tali giunzioni assicurano sia la *risposta elastica*, sia lo *smorzamento delle vibrazioni* trasformando parte dell'energia meccanica in energia termica.

La distribuzione delle energie in gioco viene valutata attraverso l'esame della *curva sforzo-deformazione* e delle *aree racchiuse* che si riscontrano quando il materiale viene sollecitato a trazione e quando il carico viene successivamente rilasciato

Isteresi



Curva OCP → sollecitazione a trazione

Curva PA → rimozione del carico

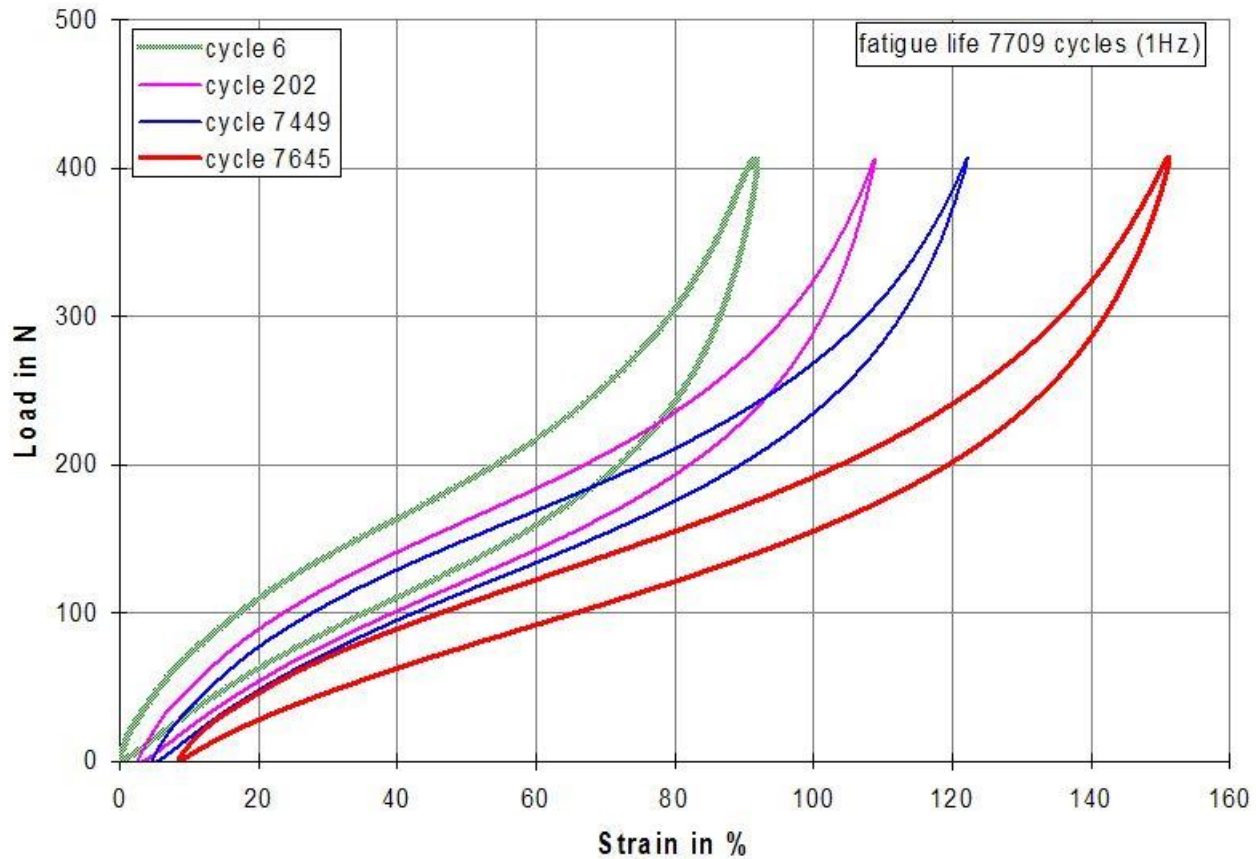
L'assorbimento di energia è \propto area OCPB

L'energia restituita durante il rilascio è \propto area APB → dà una misura della resilienza;

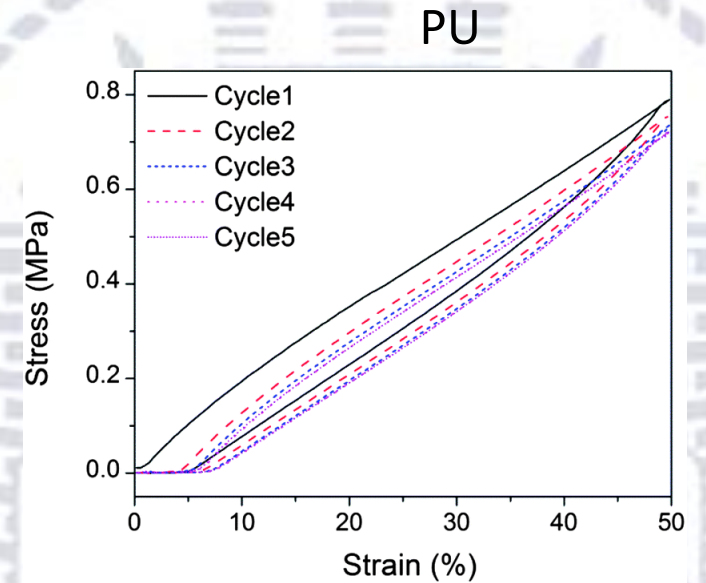
La perdita di energia per isteresi, dissipata sotto forma di calore nell'elastomero, è proporzionale all'area OCPA.

Per ogni ciclo di deformazione una gomma sarà tanto più smorzante quanto più grande è la sua isteresi

NOTA: tenacità = energia di deformazione (elastica + plastica)
resilienza = energia di deformazione elastica

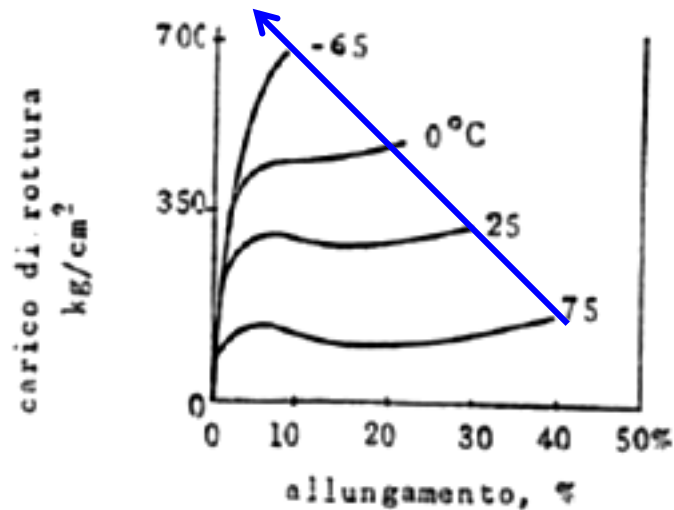


EPDM con 50% C
nerofumo

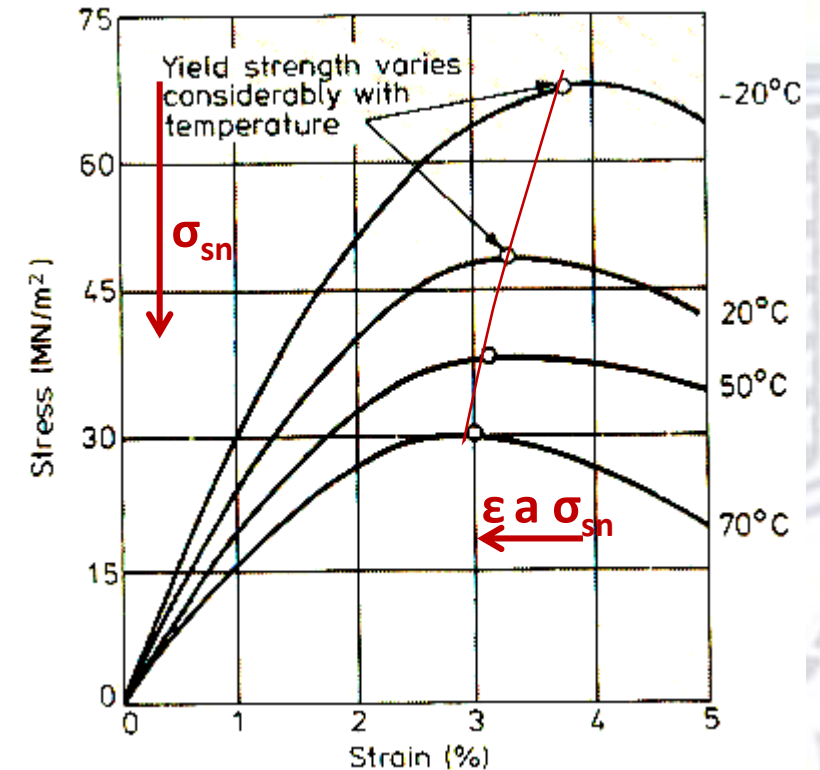


Ripetendo i cicli di carico e scarico la forma e la posizione delle curve di isteresi cambiano, spostandosi *verso destra* e *verso il basso*, con riduzione dell'area e ulteriori modesti aumenti della deformazione permanente nei primi cicli di sollecitazioni

Le risposte variano con Temperatura

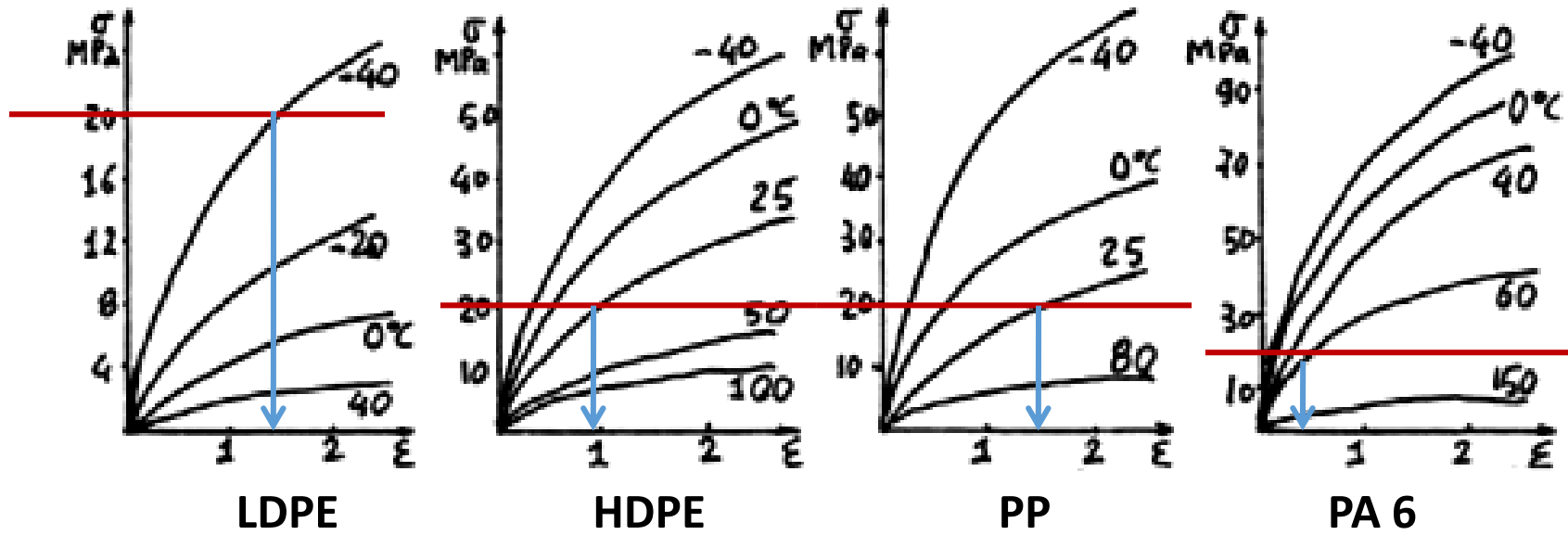


Al ₂ O ₃	$\sigma_r = 300\text{MPa}$
316	$\sigma_{sn} = 290\text{MPa}$
Al7000	$\sigma_{sn} = 150\text{MPa}$



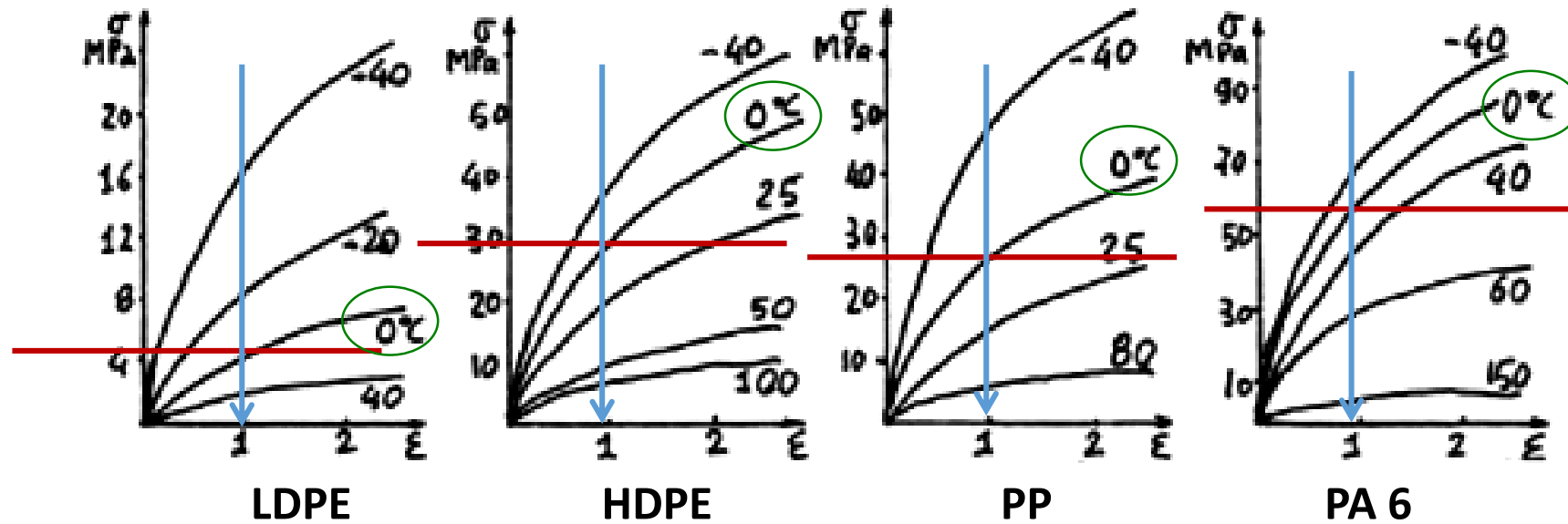
all'**umentare** della temperatura tutte le proprietà meccaniche *diminuiscono*;

se la temperatura **diminuisce**, aumenta il modulo elastico, ma si riduce l'allungamento a rottura



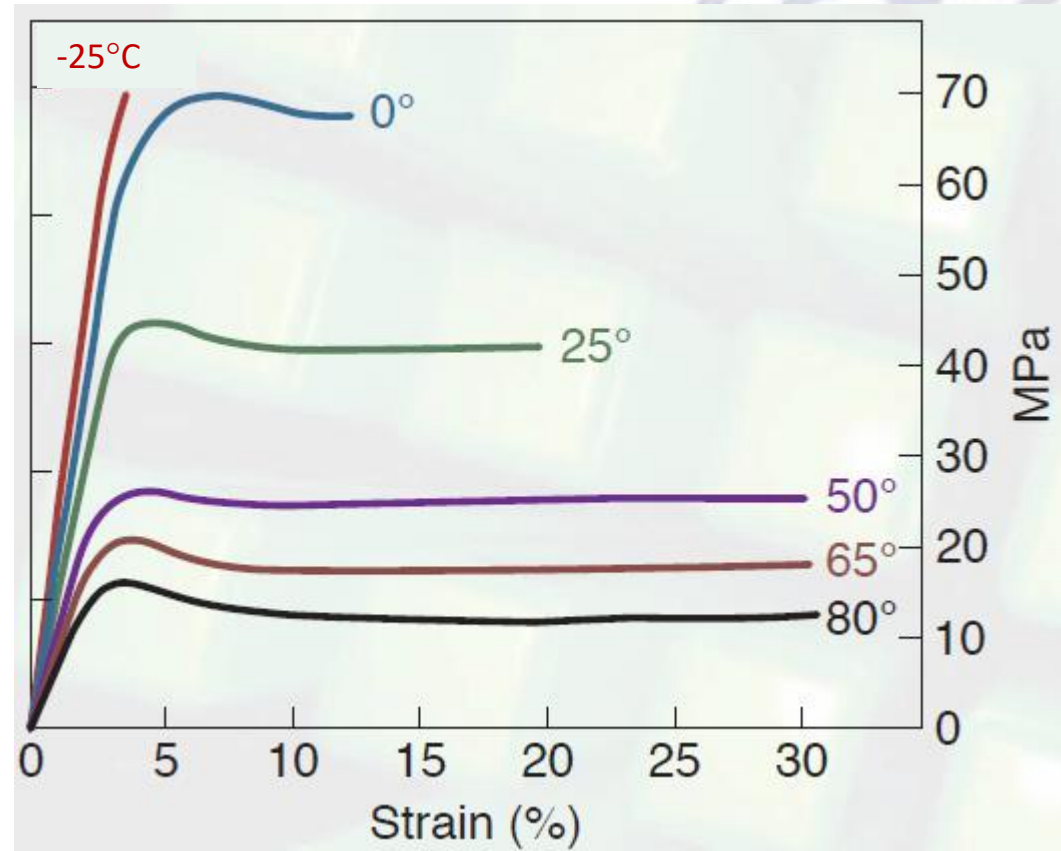
Un carico di 20MPa, provoca una deformazione:

LDPE	1,5%	a -40°C
PP	1,5%	a 25°C
HDPE	1%	a 25°C
PA6	0,5%	a 60°C



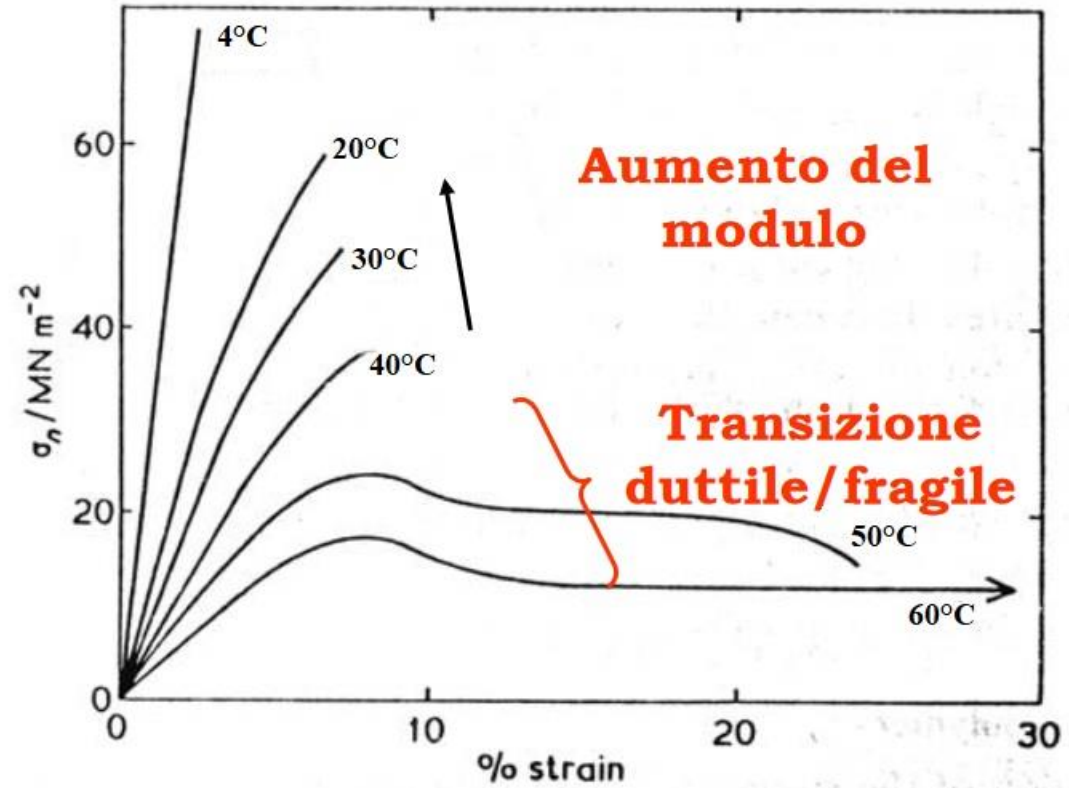
Una deformazione di 1% a 0°C si ottiene:

- LDPE con 4 MPa
- PP con 28 MPa
- HDPE con 30 MPa
- PA6 con 55 MPa



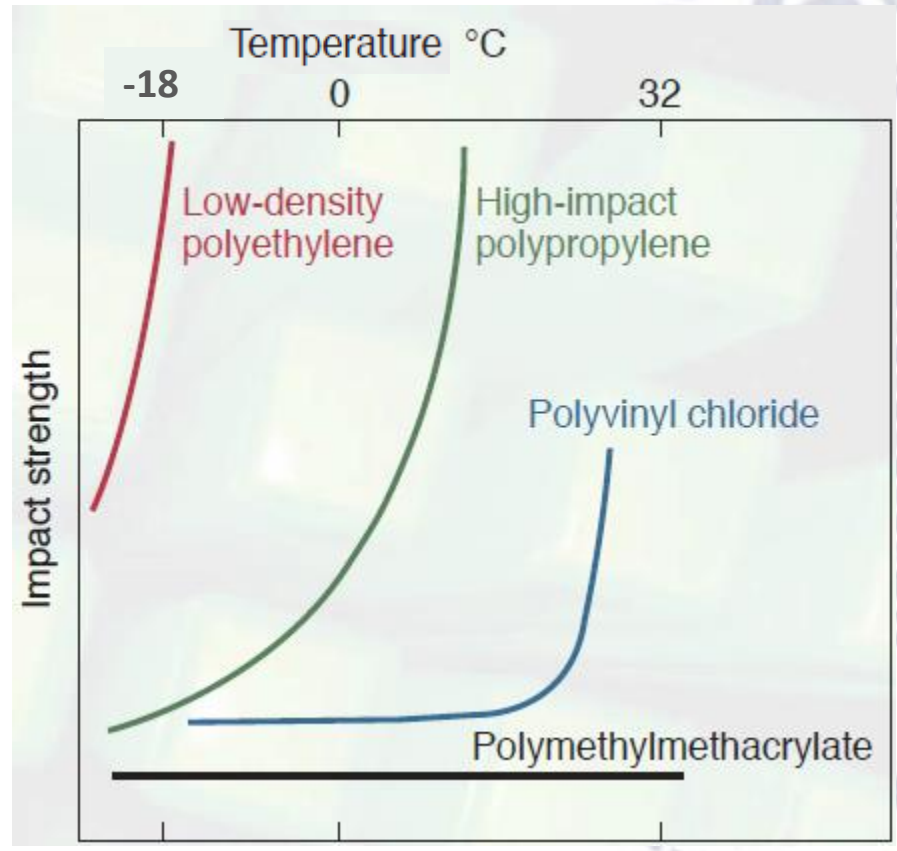
Effetto di T sulla curva σ - ϵ di acetato di cellulosa

Effetto di T sulla curva σ - ϵ di PMMA



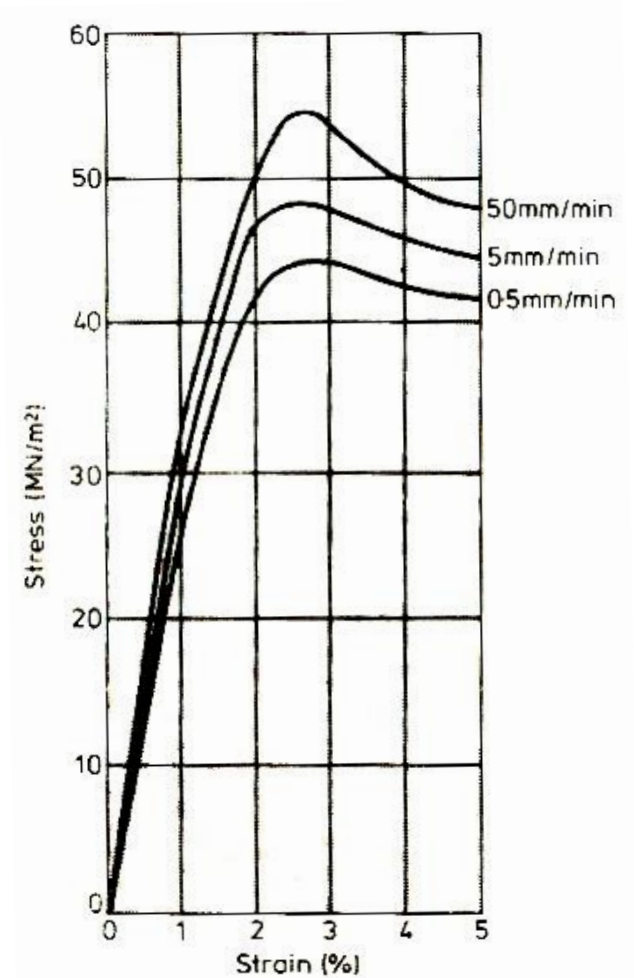
T_g di PMMA $\sim 100^{\circ}\text{C}$

Comportamento duttile ANCHE sotto T_g !!!

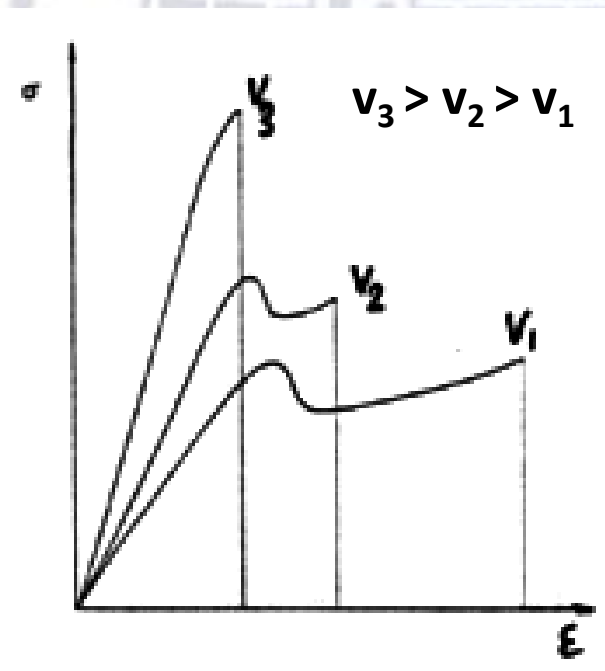


Effetto di T sulla resistenza all'impatto

Le risposte variano con la velocità di deformazione

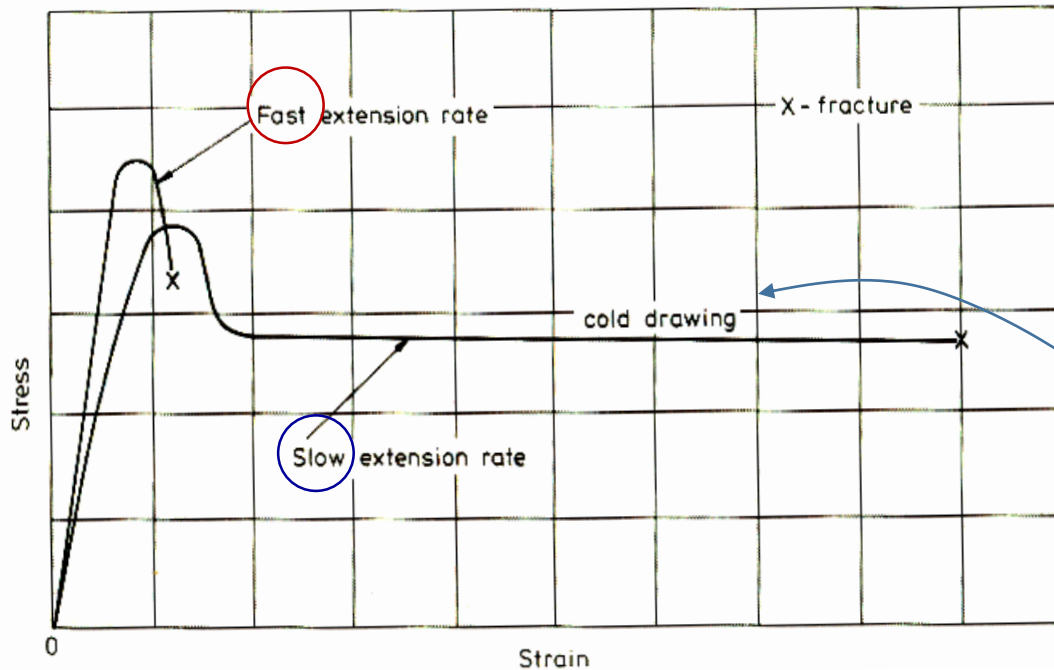


L'andamento della curva σ/ϵ dipende, specie nei materiali termoplastici, dalla velocità di deformazione → tempo!!!

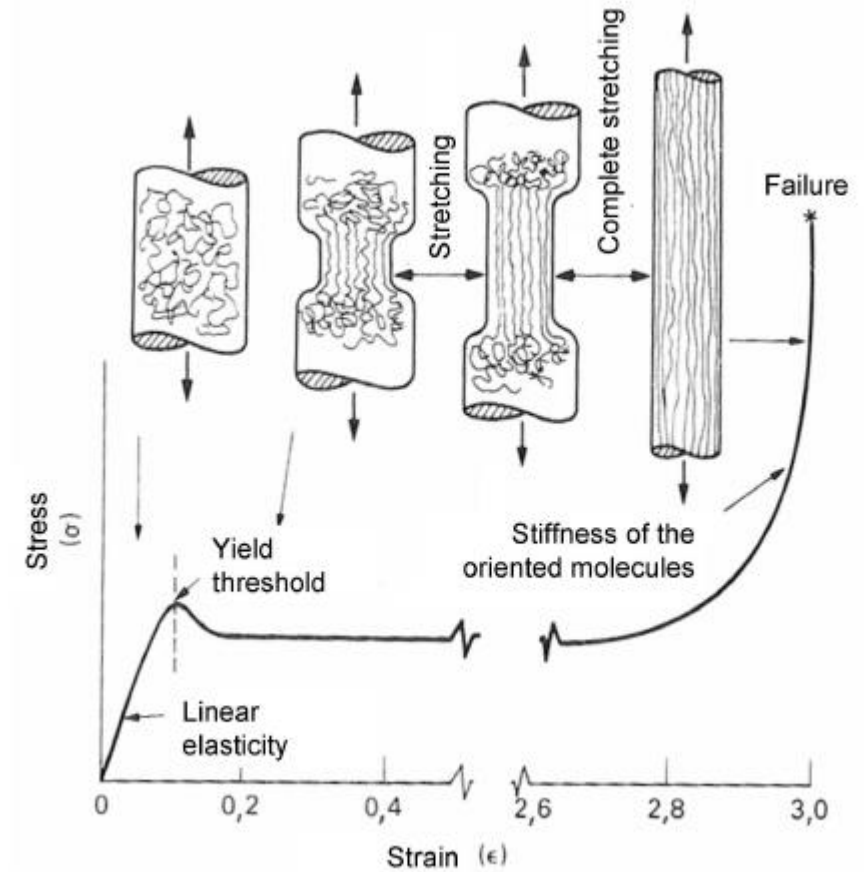


Alta veloc di deformaz.: materiale è fragile, E e σ sono relativamente alti

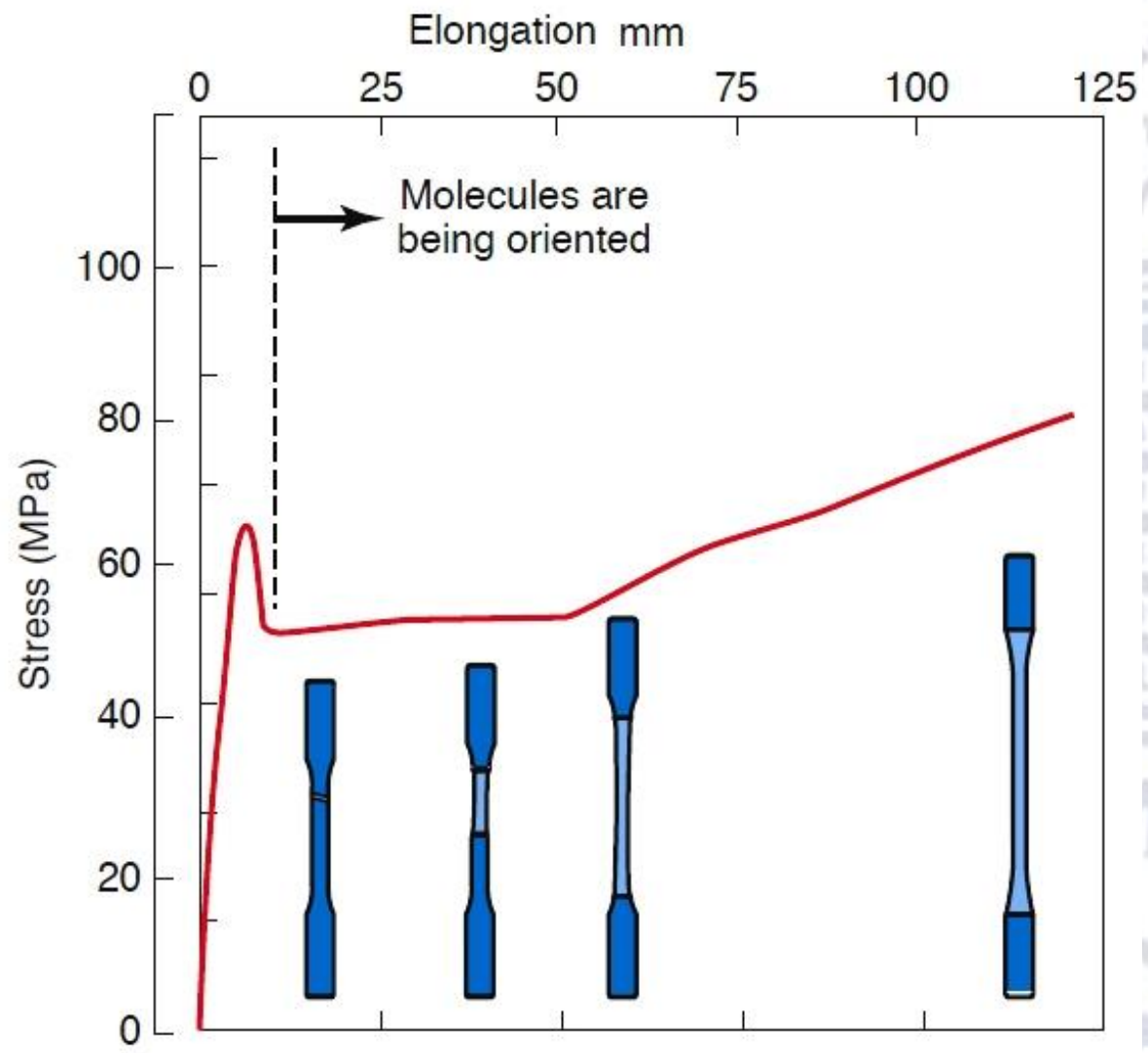
Bassa veloc di deformaz.: maggior duttilità, E e σ minori



PVC rigido

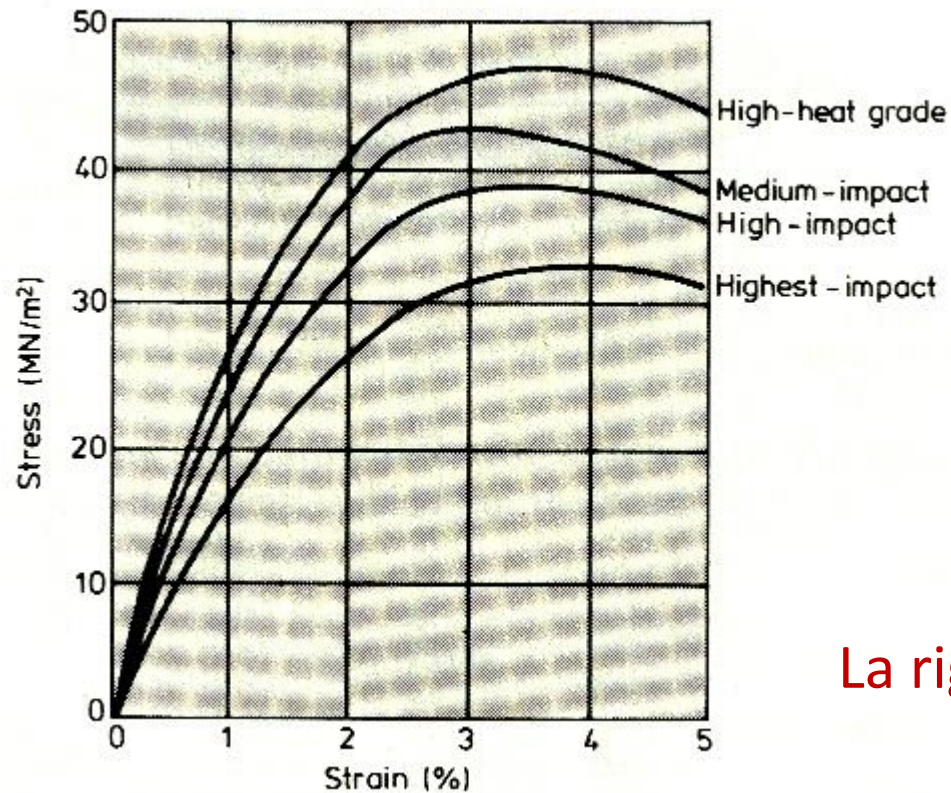


Fenomeno della *stiratura a freddo*: allineamento delle catene, il materiale può fluire mentre è soggetto a deformazione



Polycarbonato

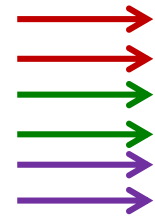
Le risposte dipendono dal grado



Effetto del *grado* sulle proprietà meccaniche di ABS

La rigidezza, espressa in termini di E , non è costante

Material	Density (kg/m ³)	Tensile strength (MN/m ²)	Flexural modulus (GN/m ²)	% elongation at break	Price*
ABS (high impact)	1040	38	2.2	8	2.1
Acetal (homopolymer)	1420	68	2.8	40	3.5
Acetal (copolymer)	1410	70	2.6	65	3.3
Acrylic	1180	70	2.9	2	2.5
Cellulose acetate	1280	30	1.7	30	3.2
CAB	1190	25	1.3	60	42
Epoxy	1200	70	3.0	3	8.3
Modified PPO	1060	45	2.3	70	—
Nylon 66	1140	70	2.8	60	3.9
Nylon 66 (33% glass)	1380	115	5.1	4	4.0
PEEK	1300	62	3.8	4	42
PEEK (30% carbon)	1400	240	14	1.6	44
PET	1360	75	3	70	3.0
PET (36% glass)	1630	180	12	3	3.5
Phenolic (mineral filled)	1690	55	8.0	0.8	1.25
Polyamide-imide	1400	185	4.5	12	67
Polycarbonate	1150	65	2.8	100	4.2
Polyetherimide	1270	105	3.3	60	—
Polyethersulphone	1370	84	2.6	60	13.3
Polyimide	1420	72	2.5	8	150
Polypropylene	905	33	1.5	150	1
Polysulphone	1240	70	2.6	80	11
Polystyrene	1050	40	3.0	1.5	1.1
Polythene (LD)	920	10	0.2	400	0.83
Polythene (HD)	950	32	1.2	150	1.1
PTFE	2100	25	0.5	200	13.3
PVC (rigid)	1400	50	3.0	80	0.88
PVC (flexible)	1300	14	0.007	300	0.92
SAN	1080	72	3.6	2	1.8
DMC (polyester)	1800	40	9.0	2	1.5
SMC (polyester)	1800	70	11.0	3	1.3



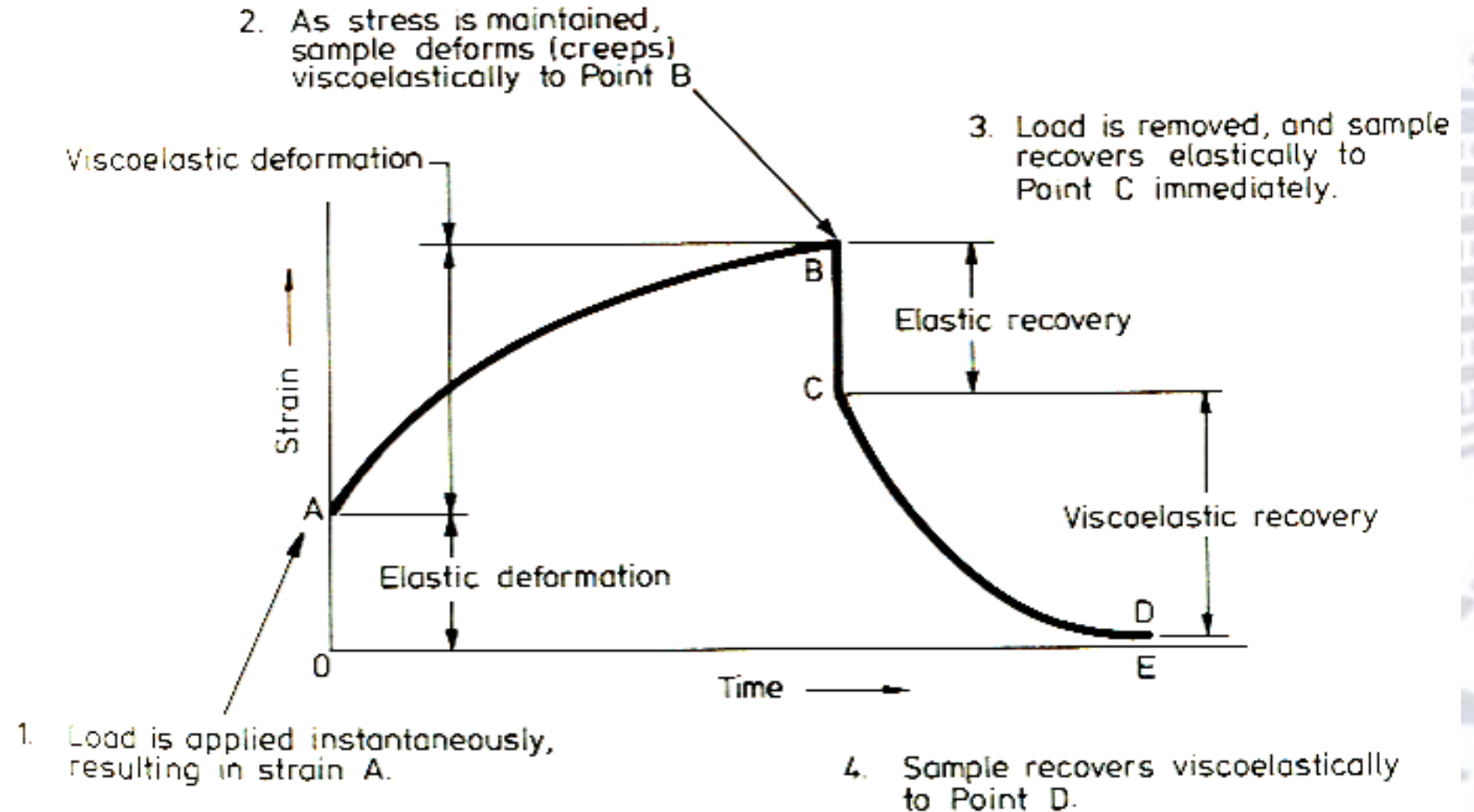
riferimento

* On a weight basis, relative to polypropylene.

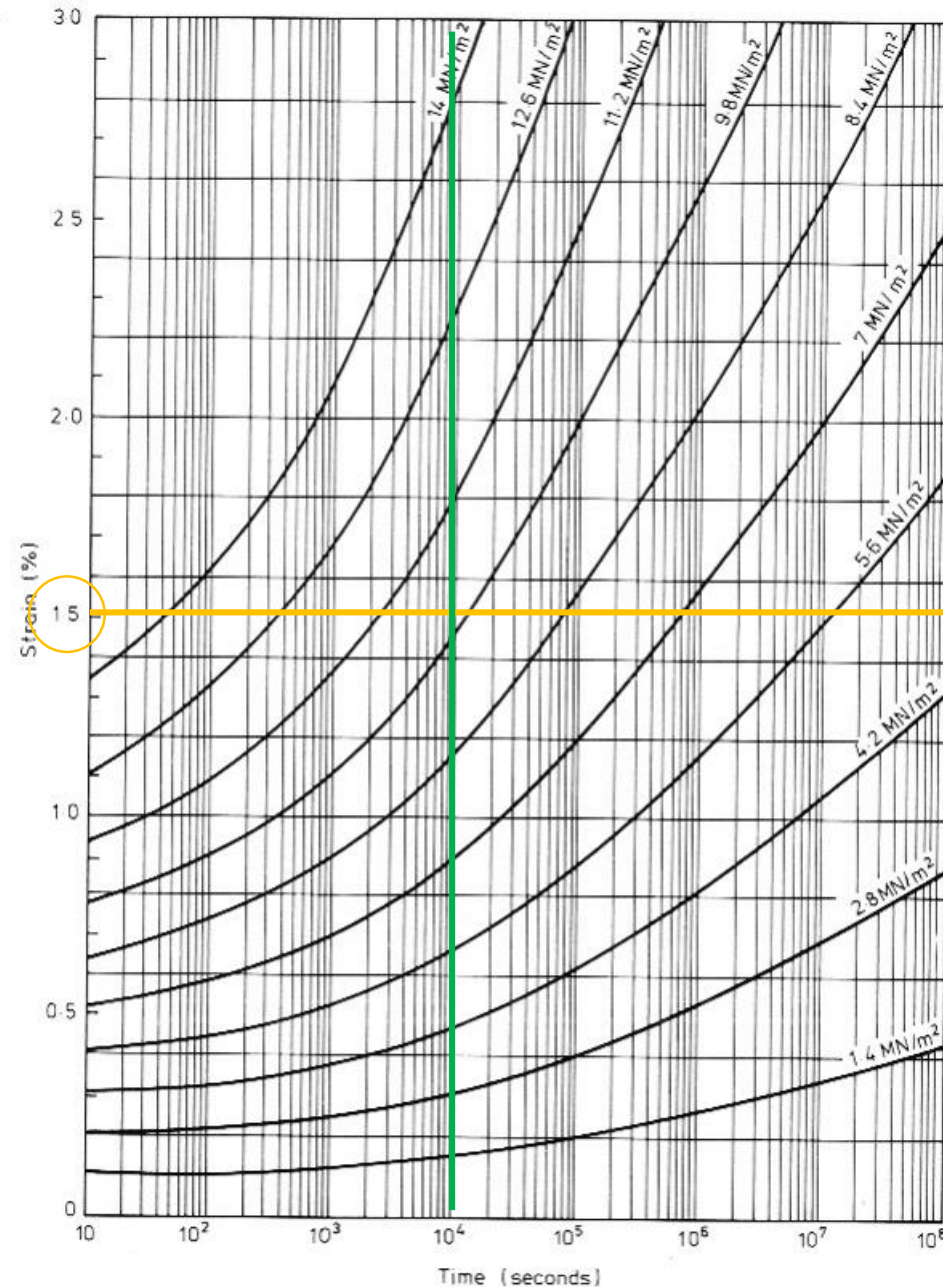
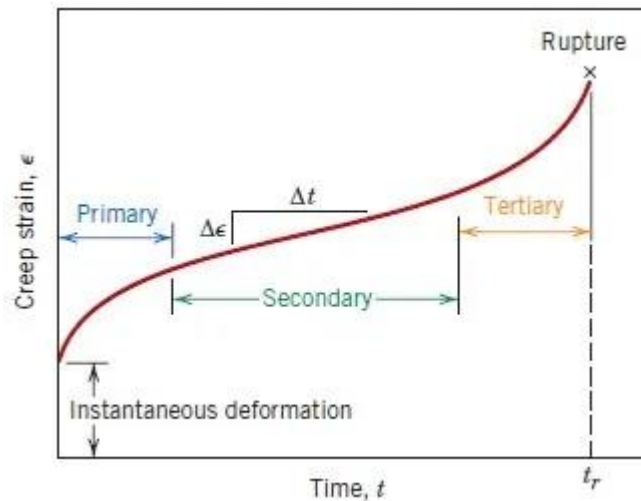
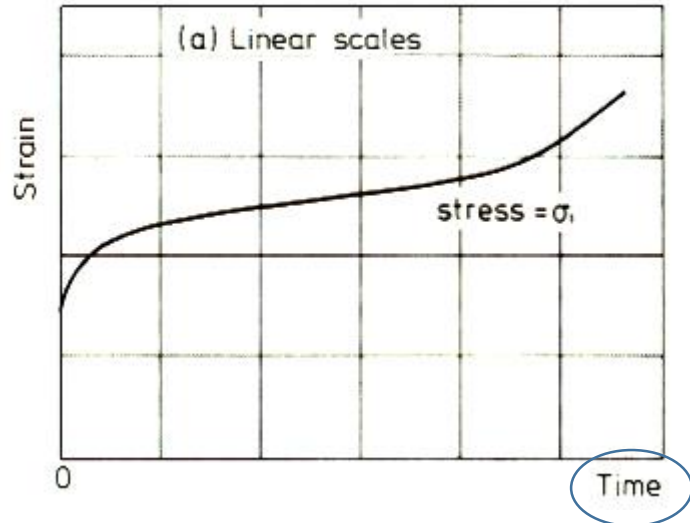


Prove a lungo termine

Creep e recupero



se il carico è costante, senza la sua rimozione

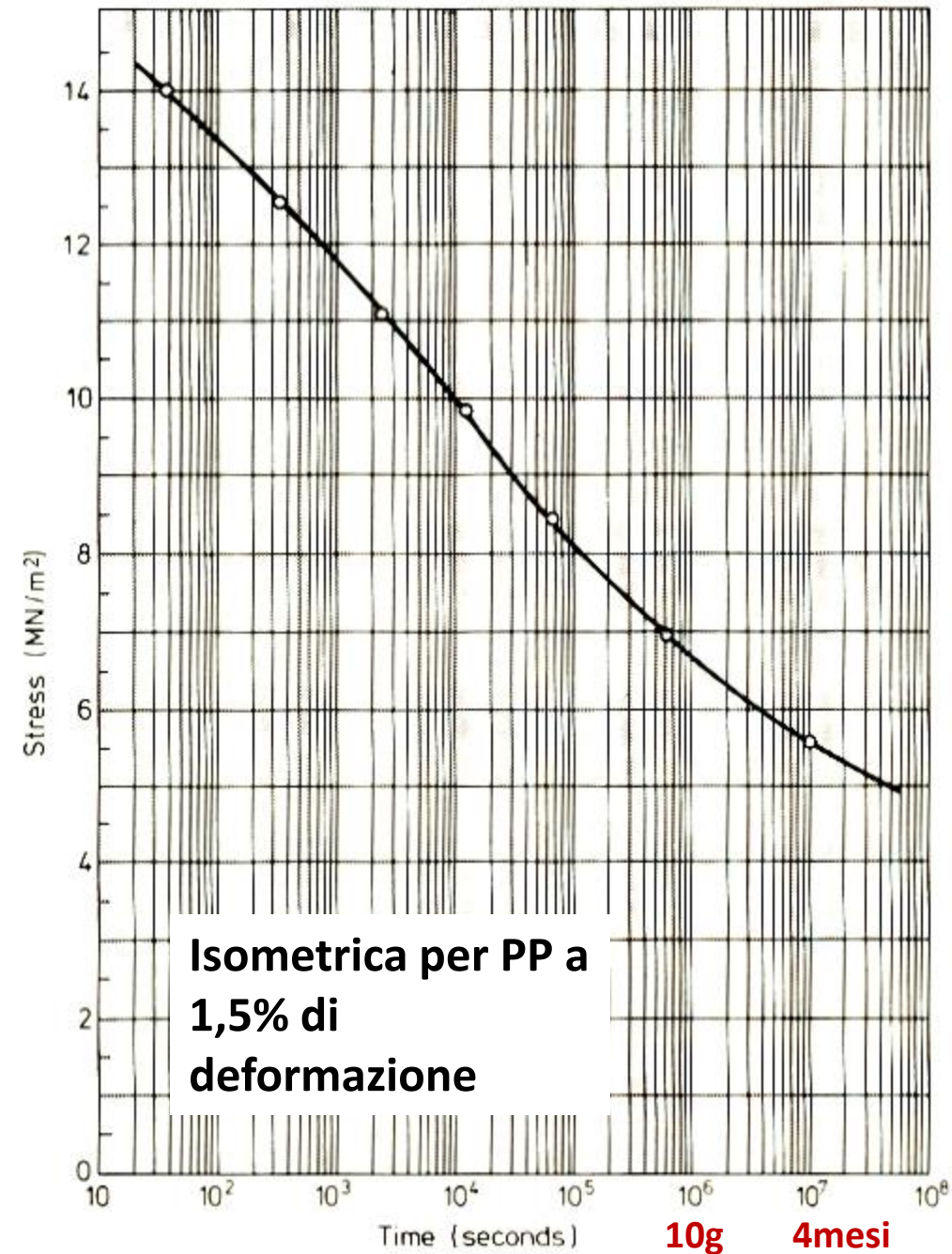
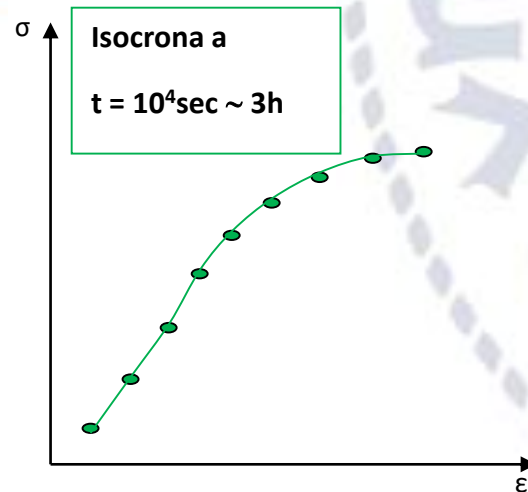
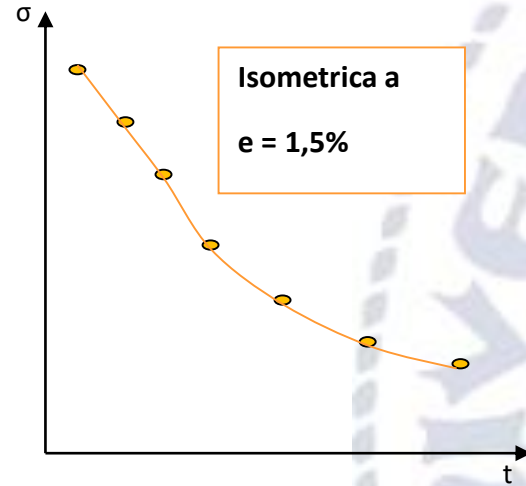
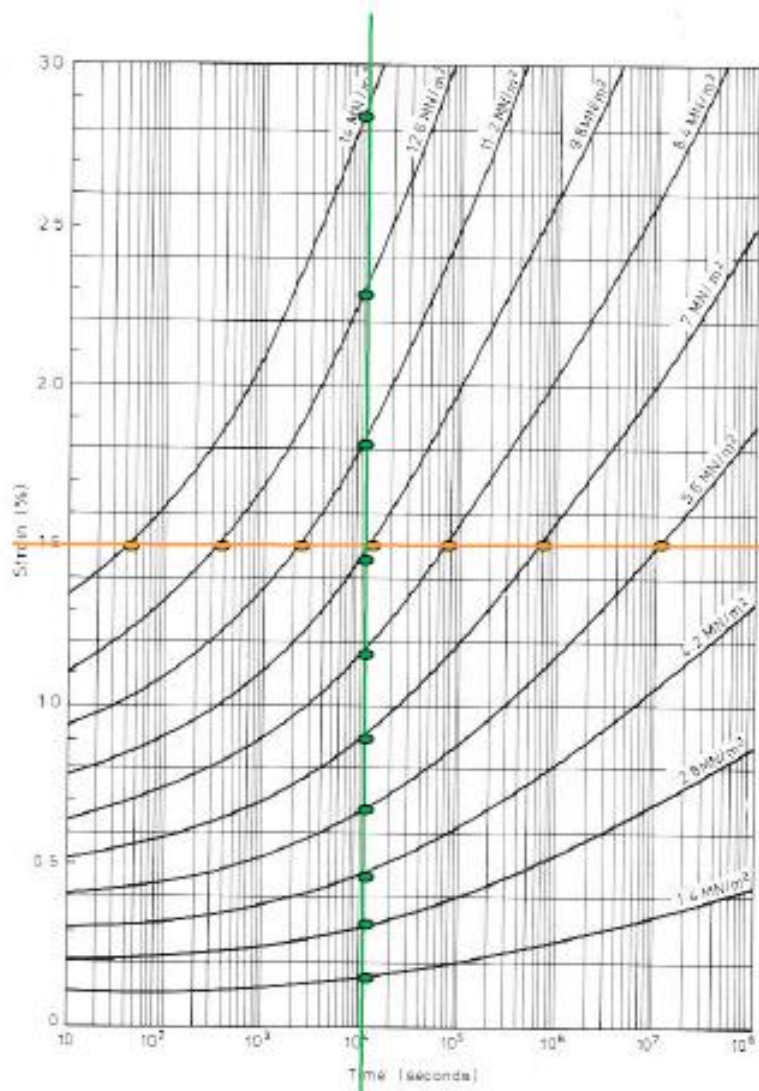


PP (d= 909
Kg/m³) a
20°C

definita una
deformazione
limite (1,5%)

o un tempo
definito
(10⁴sec)

Da tali grafici, si possono estrarre curve isometriche (deformazione costante) e isocrone (tempo costante)



Le prove a creep possono essere MOLTO lunghe

1.000 s = 16 minuti

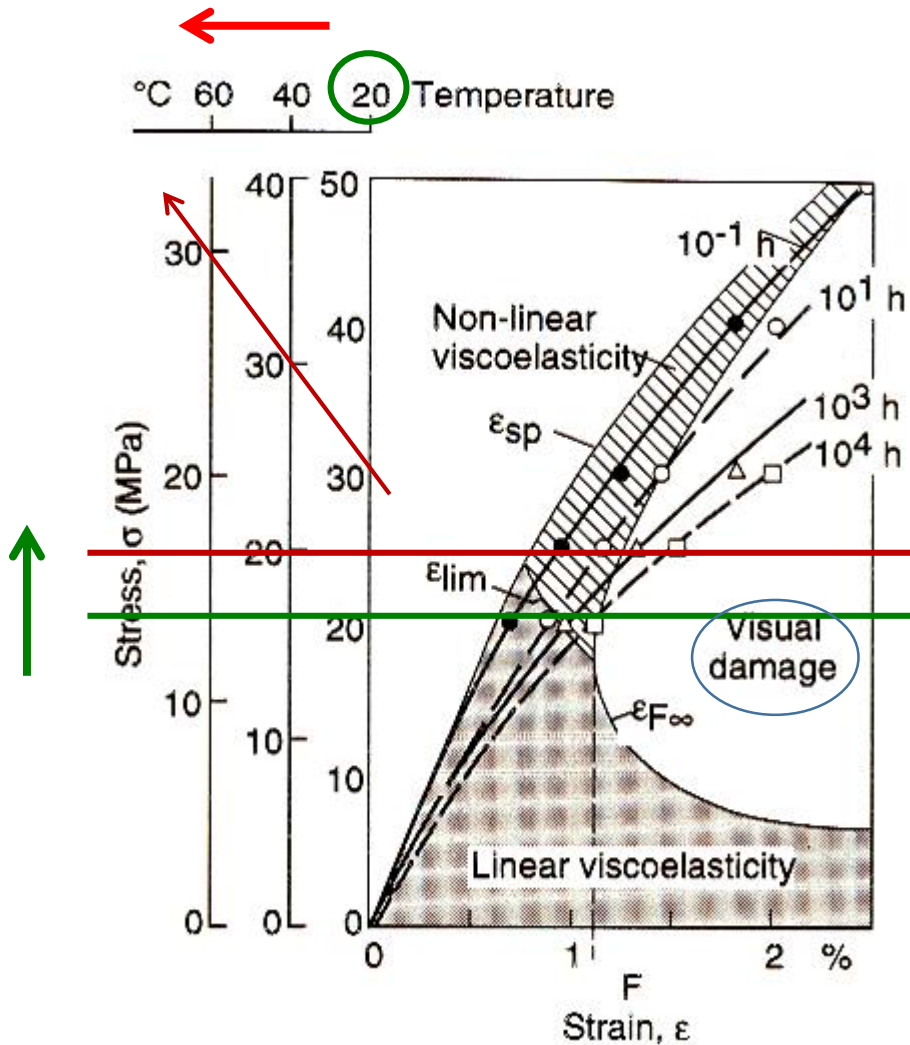
10.000 s = 167 minuti = 2,7 h

1.000.000 s = 277 h = 11 g

10.000.000 s = 2778 h = 116 g

100.000.000 s = 1157 g = 3 anni

Anche il comportamento a creep è influenzato dalla Temperatura, ovvero si ha anche in questo caso un'analogia tra stress e temperatura



Isocrone per PMMA a 3 diverse T

All'aumentare della temperatura la scala degli stress risulta slittata

Le isocrone intercettano campi a comportamento diverso al crescere di σ ; per ϵ elevata si cade nel campo di danneggiamento visibile (imbiancamento e/o craze)

Per un dato carico σ costante, senza danni: $T=20^\circ\text{C}$, $\sigma = 20\text{MPa}$ si resta in *campo lineare* per tempi da $10^{-1}h$ a $10^3h = 41$ giorni

$T=40^\circ\text{C}$, $\sigma = 20\text{MPa}$ si resta in *campo non lineare* per tempi da $10^{-1}h$ a 10^1h !

Se si vuol restare in campo lineare, senza danneggiamenti per un tempo indefinito si devono ridurre sensibilmente i carichi e le temperature

La teoria sulla viscoelasticità ricerca modelli sempre più complessi per avere una giusta predizione sul comportamento complessivo: sia per lo scorrimento viscoso che per il rilassamento

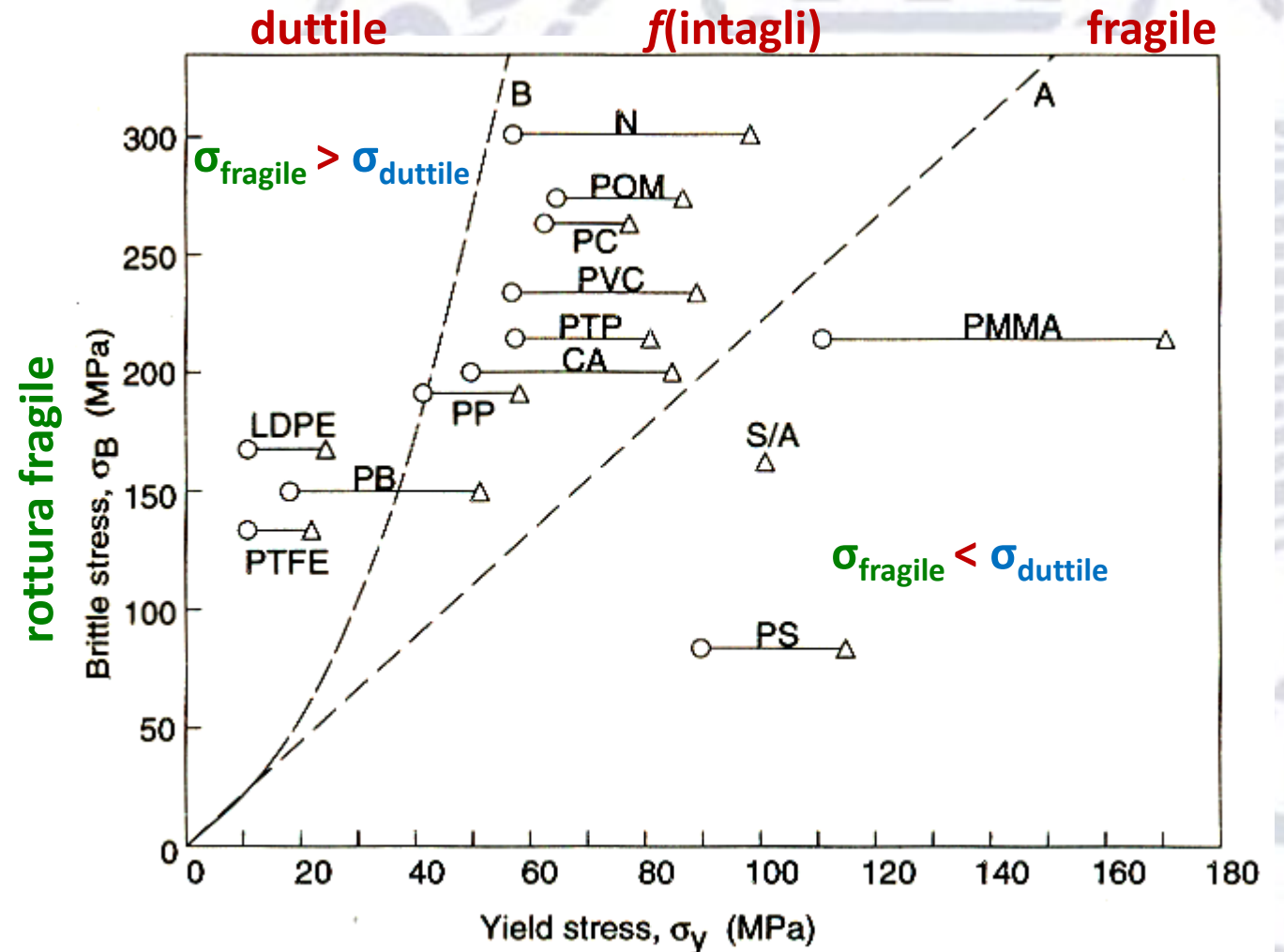
In pratica per la progettazione ci si riferisce ai dati trovati sperimentalmente attraverso le curve di creep

Cedimento dei materiali polimerici (failure)

Tipi di frattura:

- Fragile
- Duttile

A seconda della temperatura, dell'ambiente e della presenza o meno di intagli si può avere rotture di entrambi i tipi (per uno stesso materiale)



Frattura fragile

Si verifica per:

- polimeri termoplastici a $T < T_g$

Caso particolare: PC / PMMA

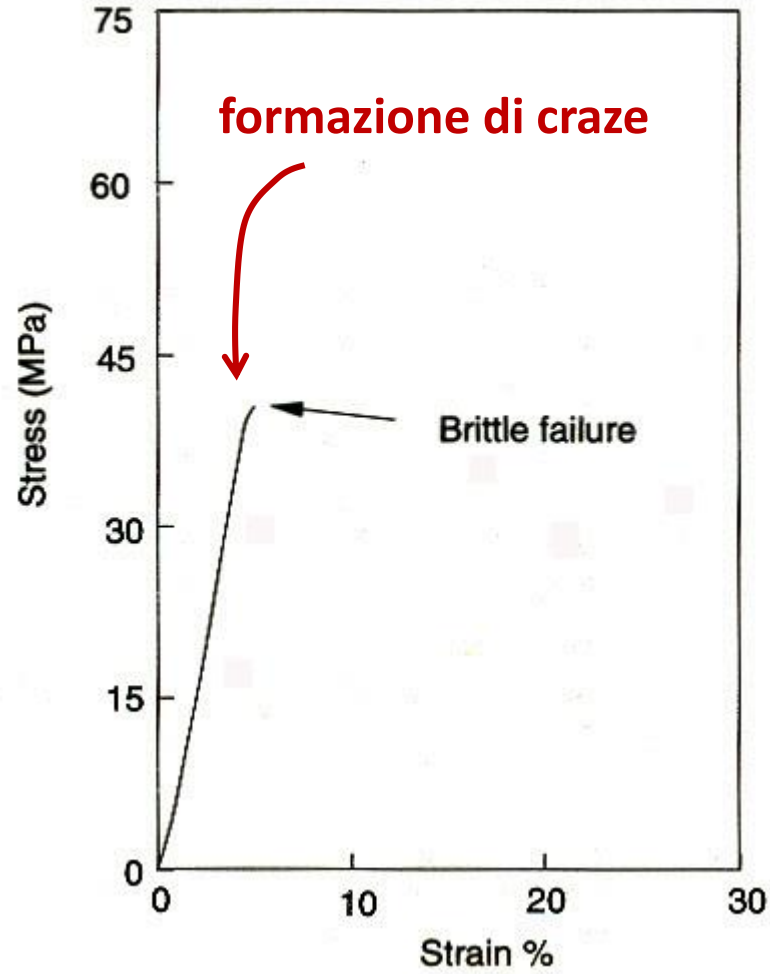
MA anche a $T > T_g$ a seguito di **creep** e/o **fatica**

HDPE

- polimeri altamente reticolati

La frattura fragile tipicamente si ha per deformazioni molto piccole (1% o minori) e in genere è associata allo *stato amorfo*

PS a T_{ambiente}

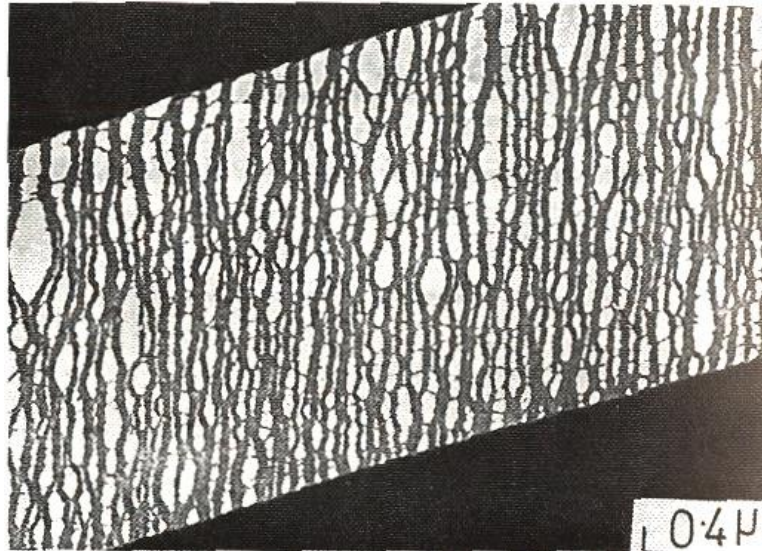


craze = cavillatura, screpolatura

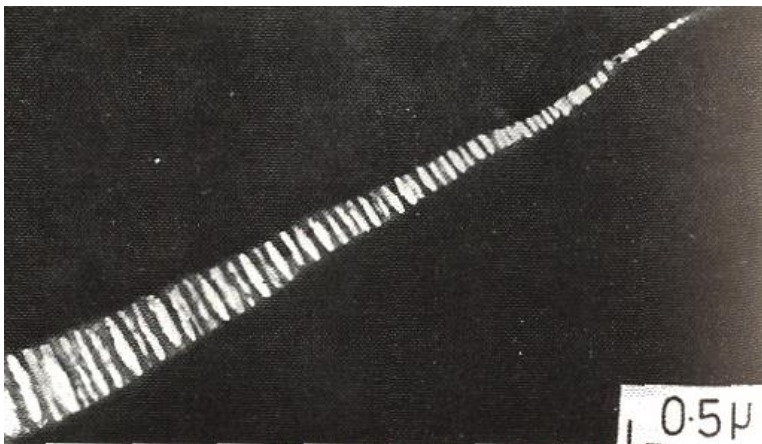


Carico a trazione – prima della frattura compaiono le craze (smagliature)

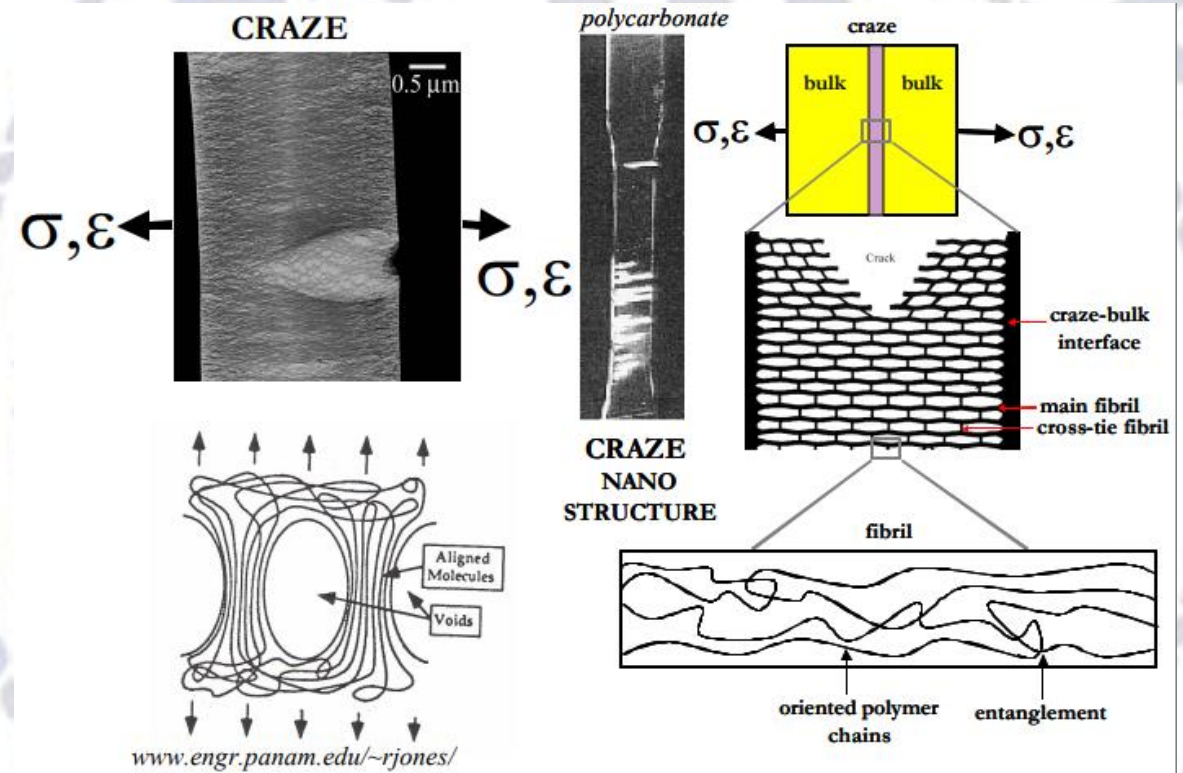
craze (smagliature) \perp al carico - simili a cricche,
 MA contengono materiale fortemente stirato



SEM – PS centro di craze



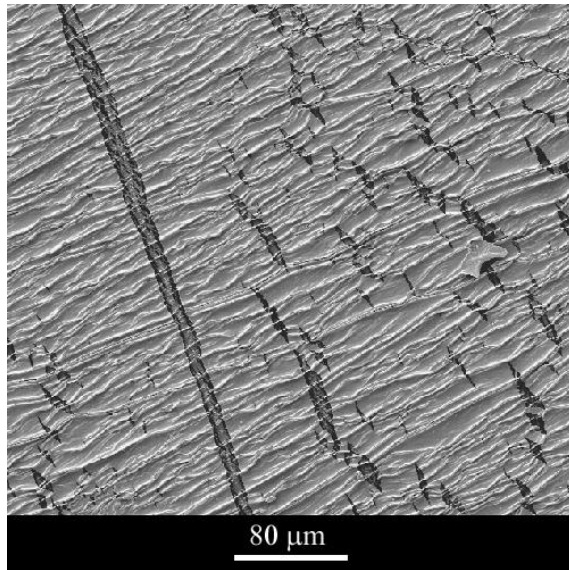
SEM – PS apice di craze



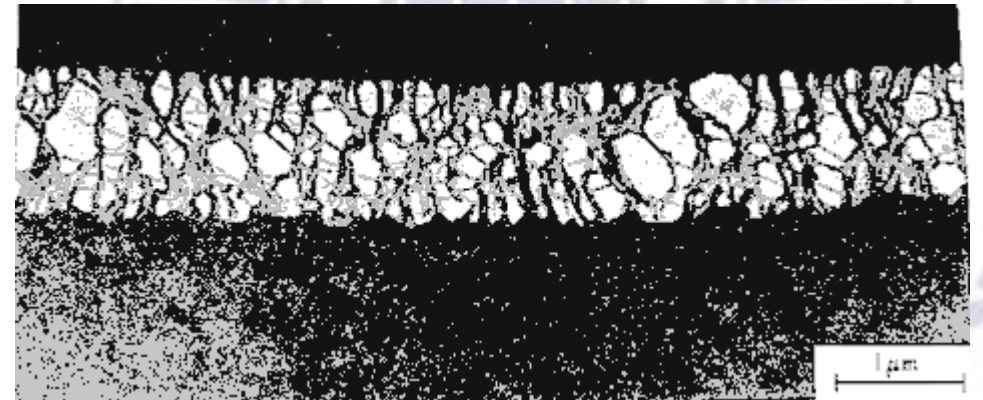
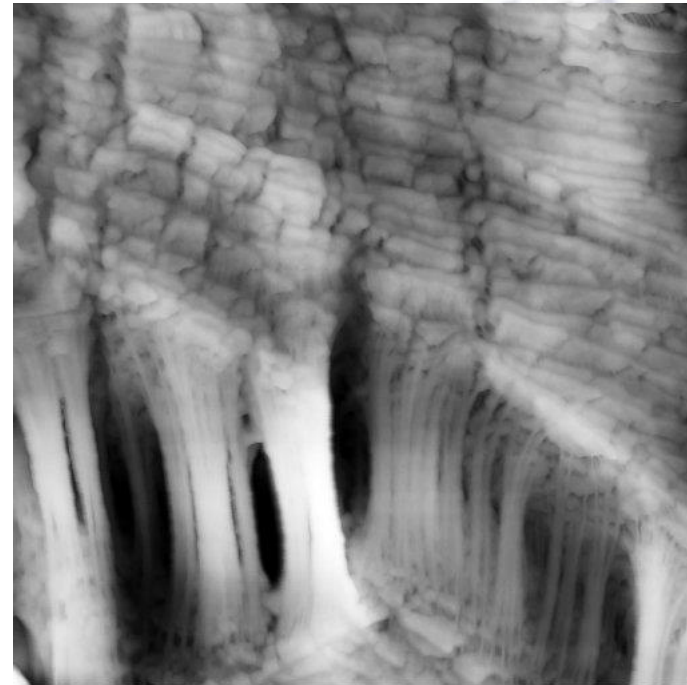
• **CRAZE** : elongated, localized region of plastic deformation created via a tensile cavitation process, the craze faces are spanned by a huge number of polymer fibrils (50% void, 50% polymer), craze dimensions and structure \Rightarrow low v_x



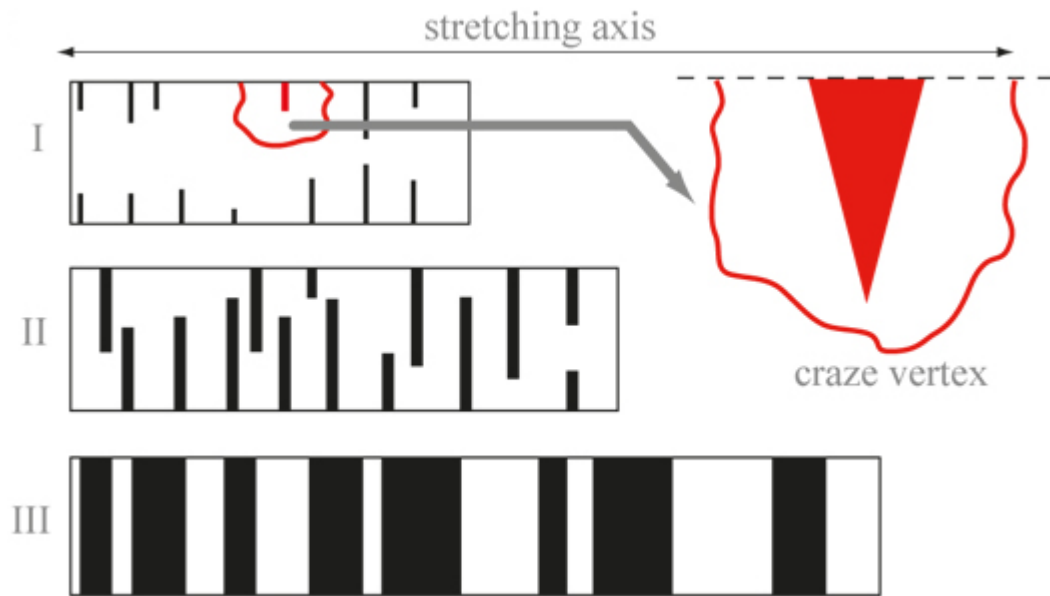
Si manifestano principalmente in polimeri vetrosi e sono causati da **deformazioni plastiche localizzate**. Avvenendo sulla superficie, nucleano da difetti superficiali come intagli. Il meccanismo di propagazione è basato su local-yielding e cold-drawing.



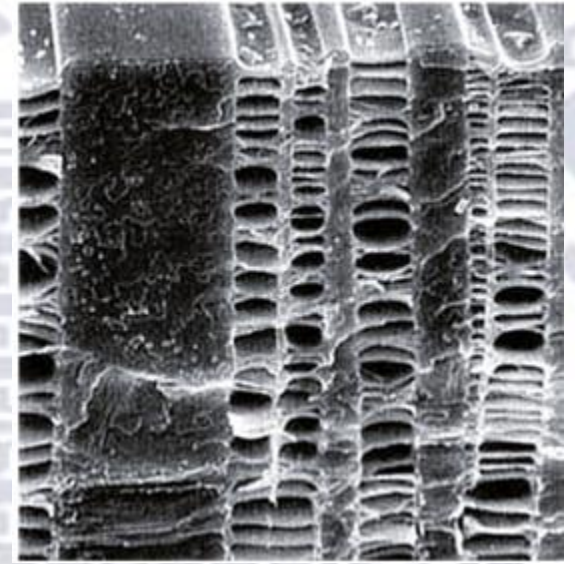
SEM - PC



TEM – PS sezione sottile



Meccanismo di
formazione di craze:
I iniziazione
II propagazione
III espansione



I craze sono danneggiamenti che preludono alla rottura e che dipendono (a parità di altre condizioni)
dalla velocità di deformazione

I craze dipendono dalla velocità di deformazione:

alta : craze piccole, sono difficili da vedere

bassa : craze più larghe e visibili

lunghezza tra 10 e 1000 μm , tipicamente = 200 μm

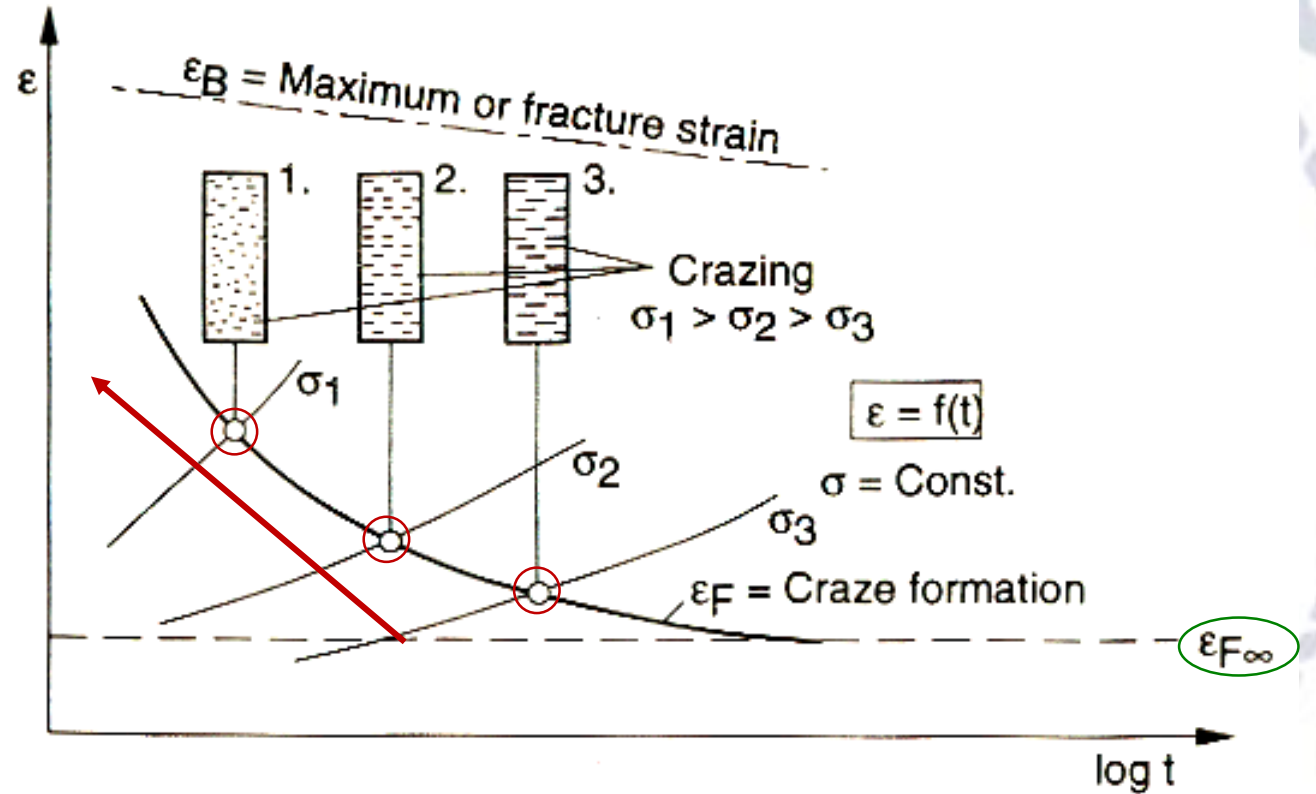
larghezza al centro di 0,5 μm

sono irreversibili \Rightarrow danno permanente

Sotto **carico statico** la deformazione a cui compare tale fenomeno aumenta con l'aumentare dello stress, mentre diminuisce il tempo in cui compare.

A velocità di deformazione costante, appare ad un ben definito stress

Anche a basso stress dopo un certo tempo si può indurre il fenomeno di crazing, anche se per alcune plastiche esiste uno stress limite sotto cui non si formano i craze.



A seguito di lavorazioni a macchine utensili si possono formare craze in superficie

Per componenti stampati si può invece avere nucleazione interna per la presenza di localizzazioni di stress residui

In presenza di agenti esterni (liquidi, solventi organici) il fenomeno può iniziare anche per stress inferiori a quello limite (*solvent crazing*)

Solvent crazing

Fenomeno ancora in fase di studio!

PVDF – polifluoruro di vinildene
copolimero $T_m = 142^\circ\text{C}$ $T_g = -40^\circ\text{C}$

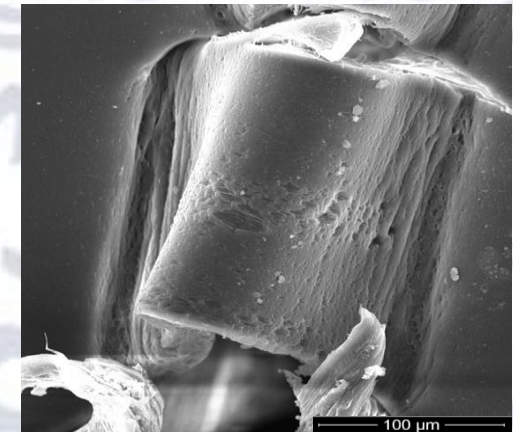
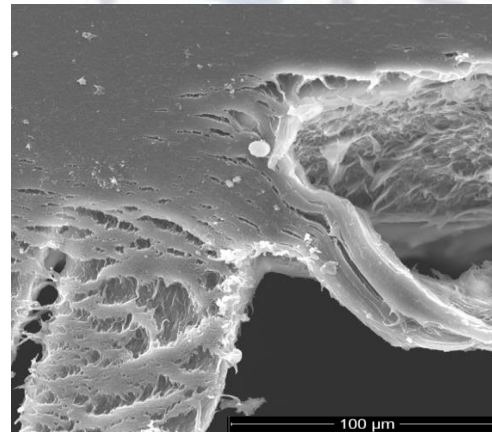
Elastomero fluorurato, particolarmente
resistente ad ambienti aggressivi

PVDF – tubi per NaOH – impianto di disinfezione

Tagli → perdite

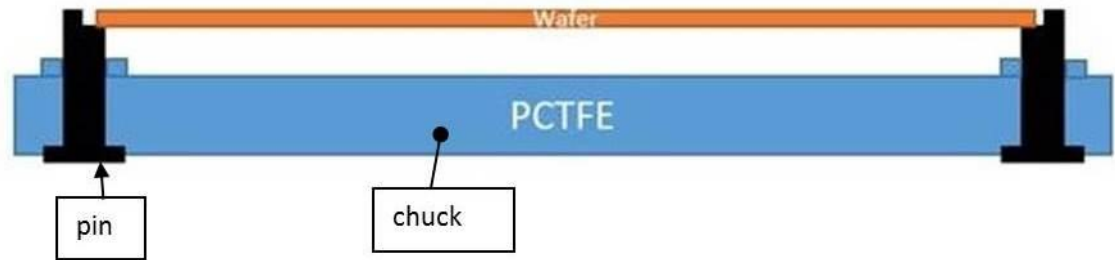


SEM → crazing



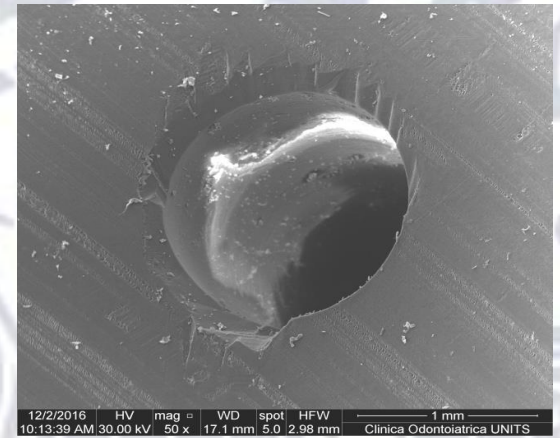
➤ **PCTFE poli cloro tri fluoro etilene – sostegno per trattamenti su wafer**

Iniezione di idrossido di tetrametilammonio a 65°C come solvente per le normali operazioni di pulizia del wafer.

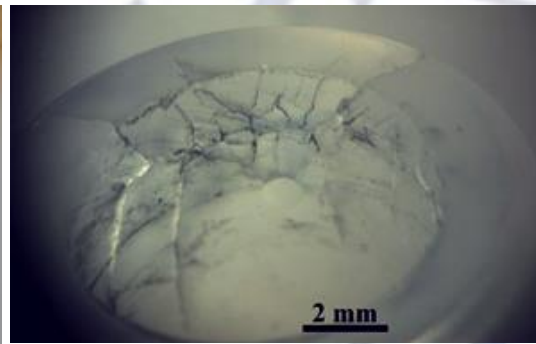
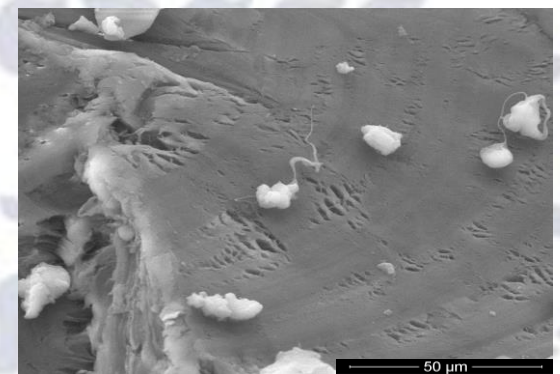
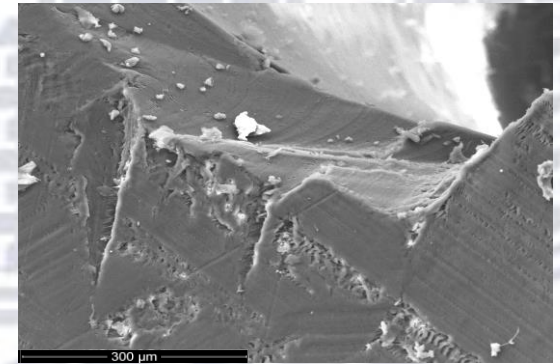


rotture nel foro di alloggiamento del pin fissa-wafer

Analisi al SEM



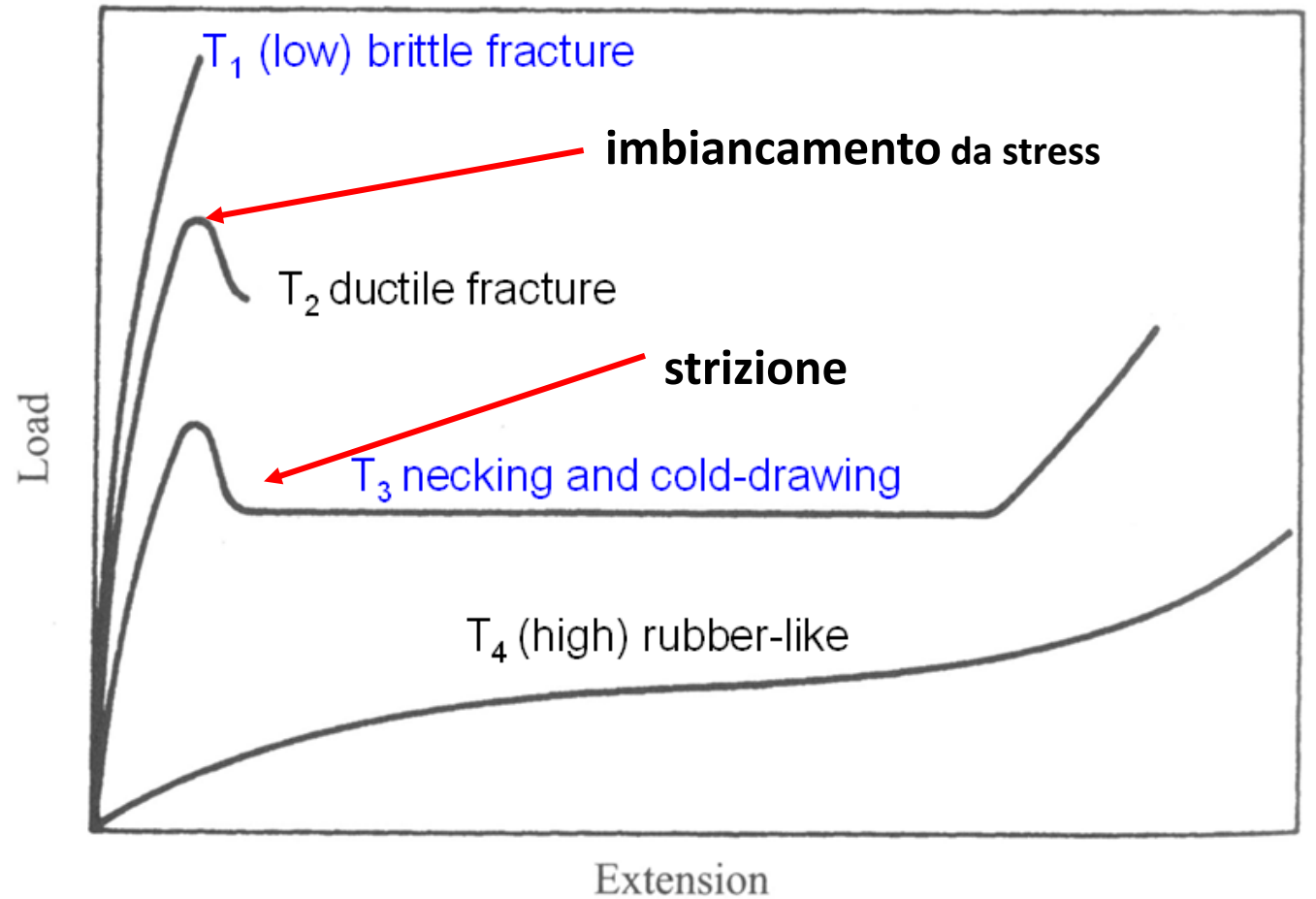
condotto di drenaggio, interno



Frattura duttile

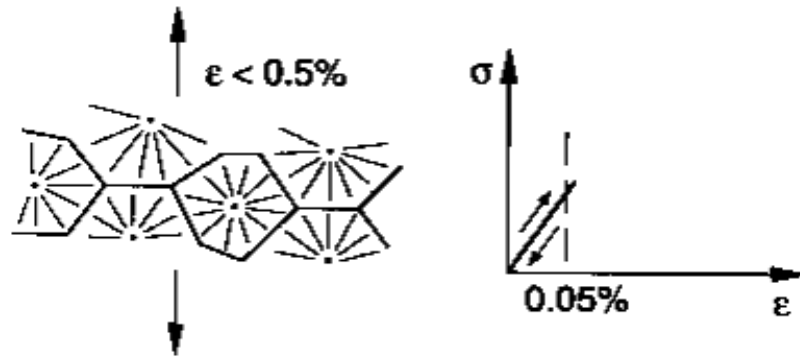
Si verifica per:

- Polimeri termoplastici
semicristallini per $T_g < T < T_m$



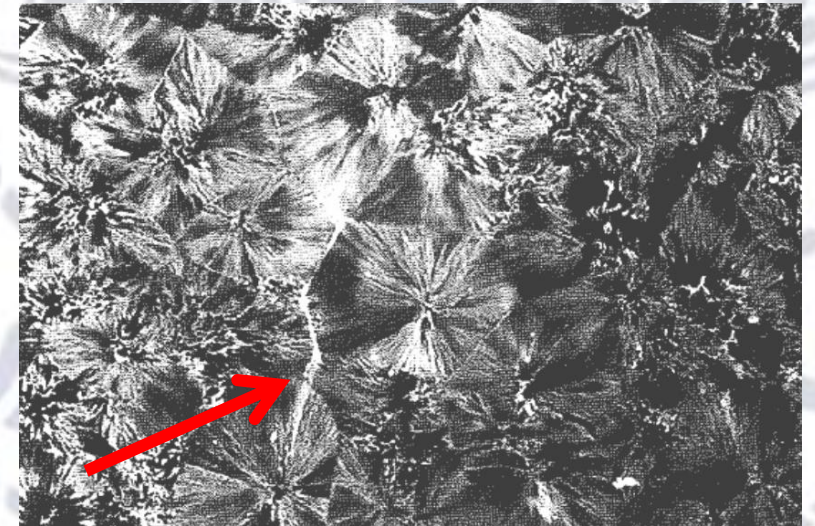
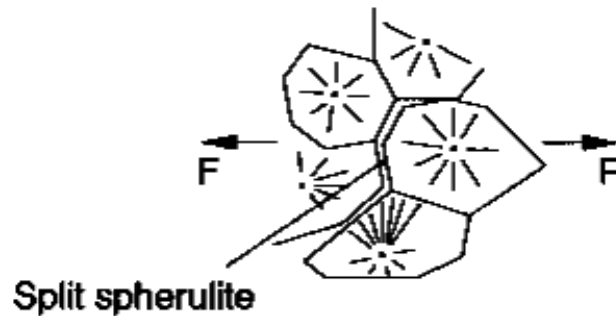
Limite elastico → deformazioni <0.5%

con caricamento e scaricamento molto veloci – non si creano danni permanenti



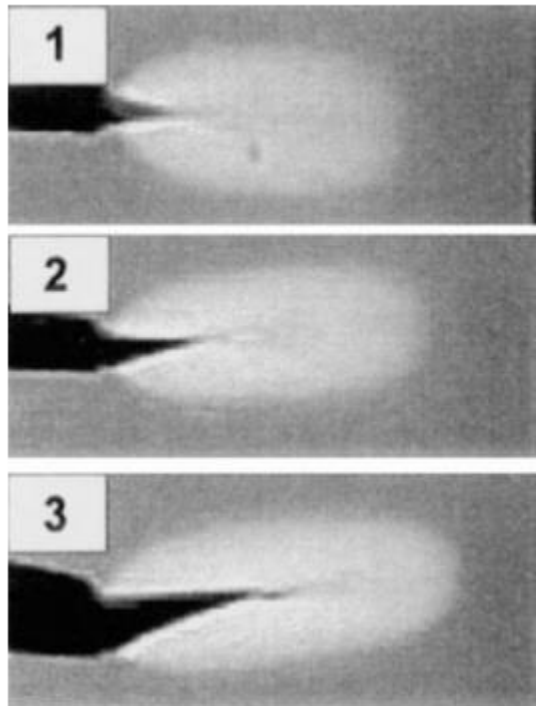
formazione di cricca ai bordi di sferuliti - PP

Imbiancamento → formazioni di cricche tra gli sferuliti

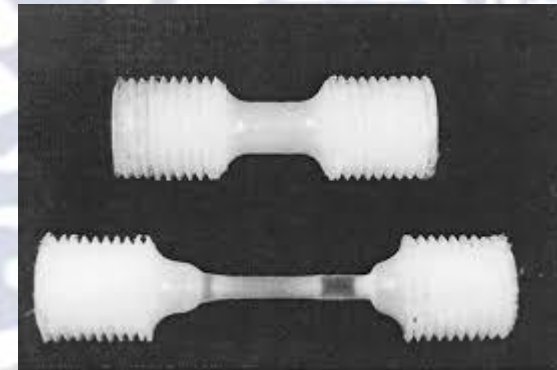
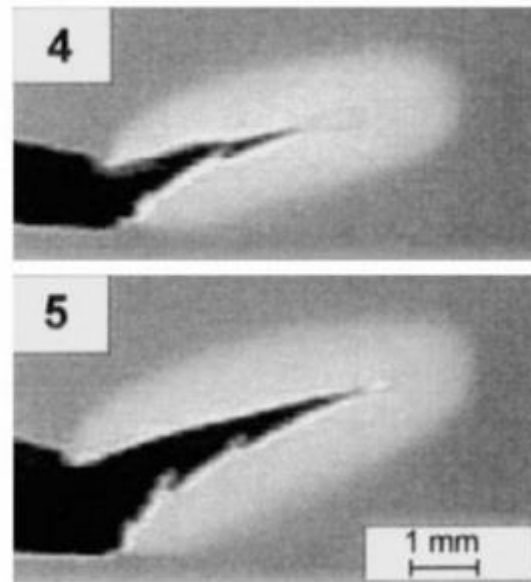


Imbiancamento – stress whitening

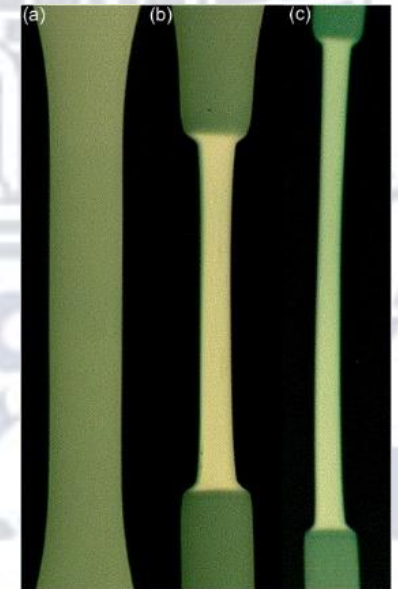
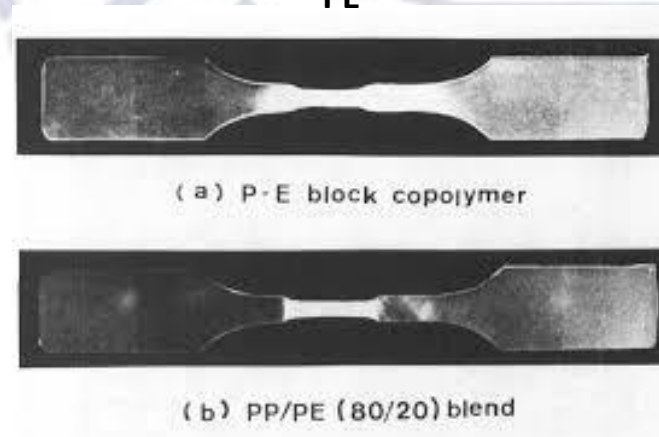
Lo snervamento, a livello microscopico, implica la formazione di “cracks” cioè vuoti e “crazes” cioè vuoti attraversati da fibre di polimero orientato: questi sono responsabili dello sbiancamento.



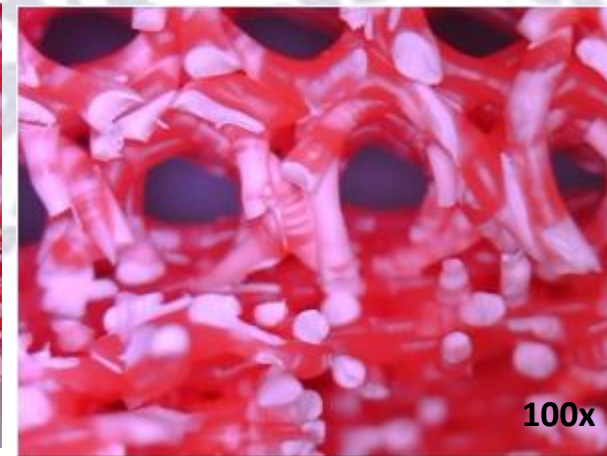
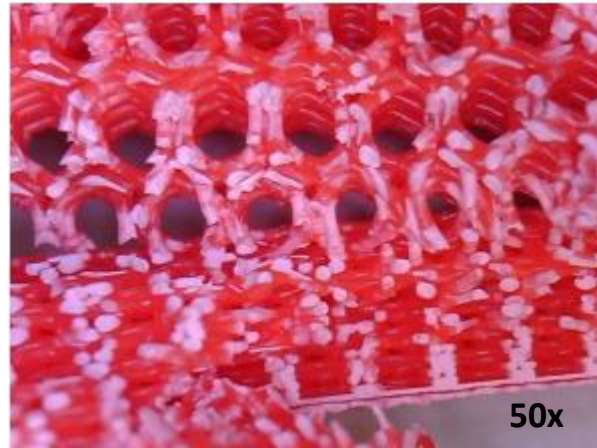
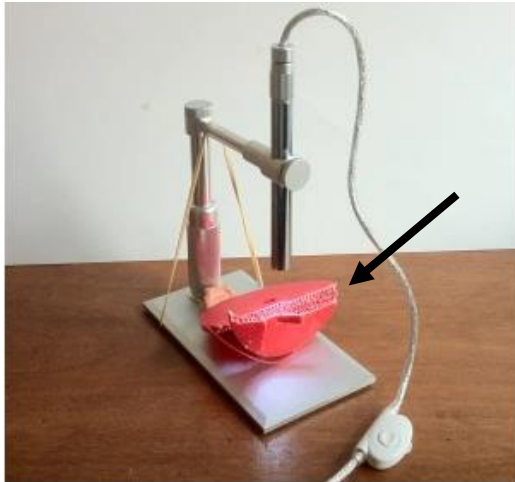
PC/ABS 80/20



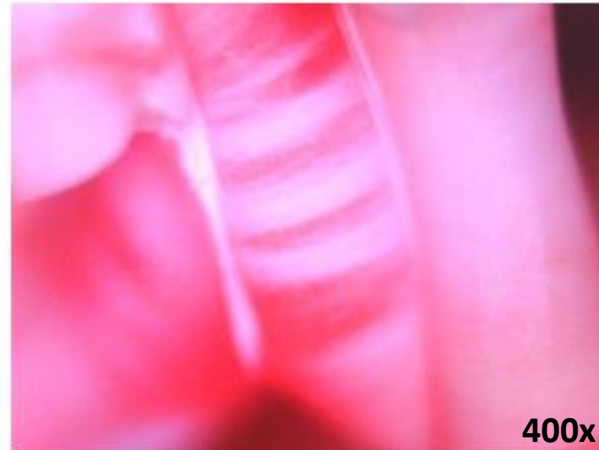
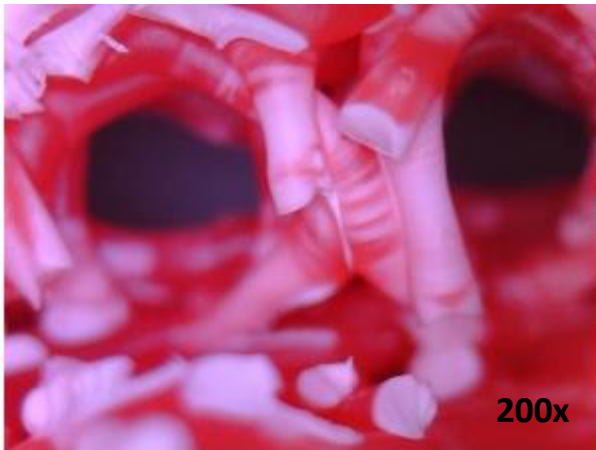
PE



PE



Disco rosso (stampa 3D) stressato osservato sotto microscopio



Siti:

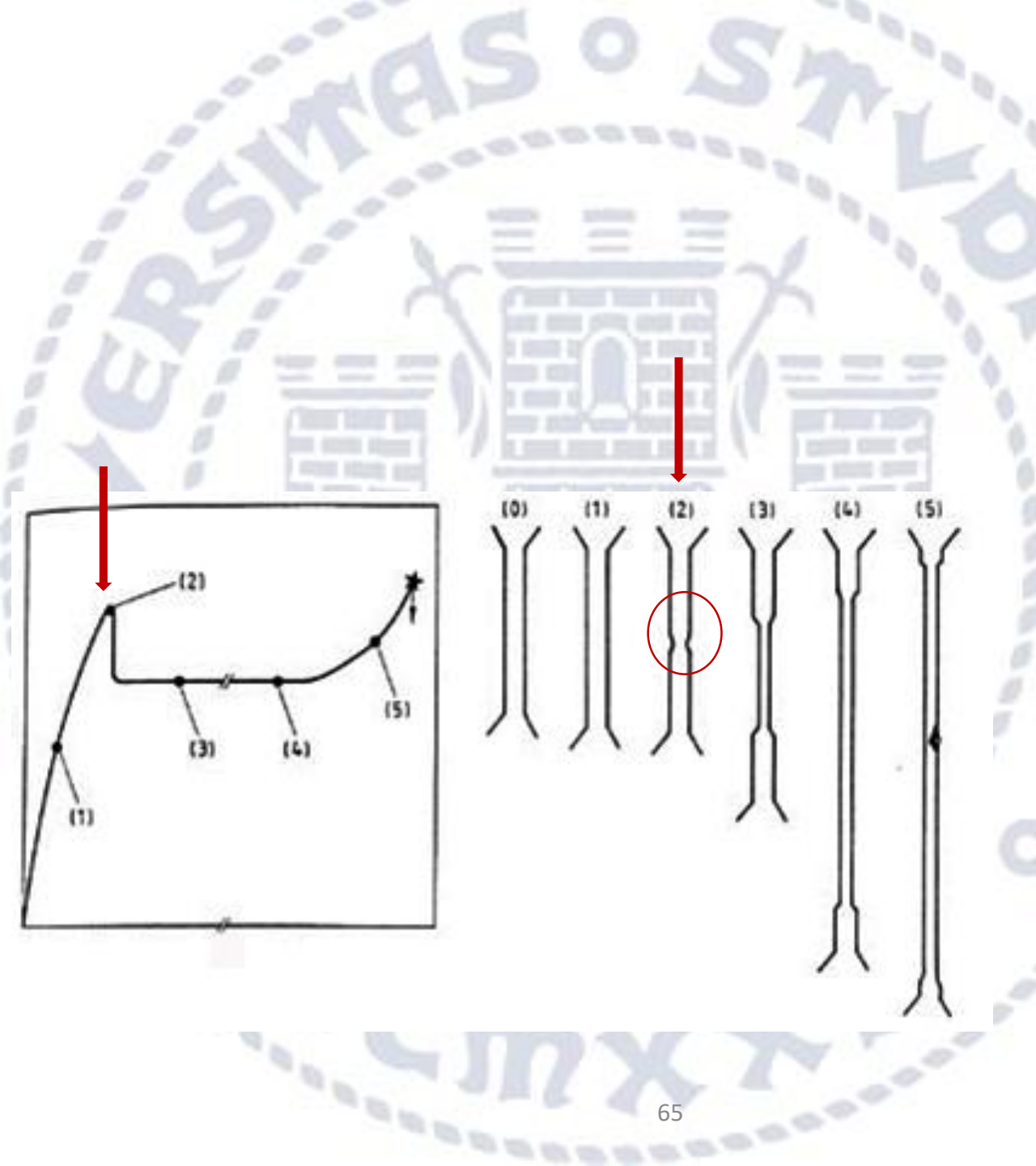
<https://engineerdog.com/2015/07/31/why-does-plastic-turn-white-under-stress/>

<https://www.youtube.com/watch?v=mBm4bUlc5P4>

Necking - strizione

La deformazione plastica avviene più velocemente in *regioni localizzate* per deformazione omogenea instabile a causa di proprietà intrinseche del materiale o per geometria.

Il necking viene enfatizzato con velocità molto basse di deformazione o di caricamento



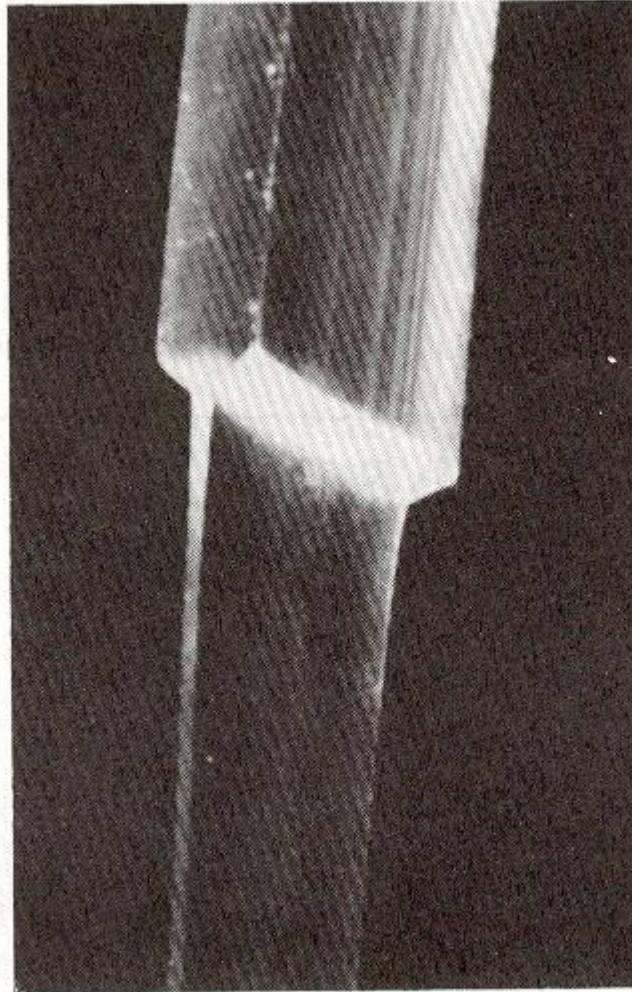
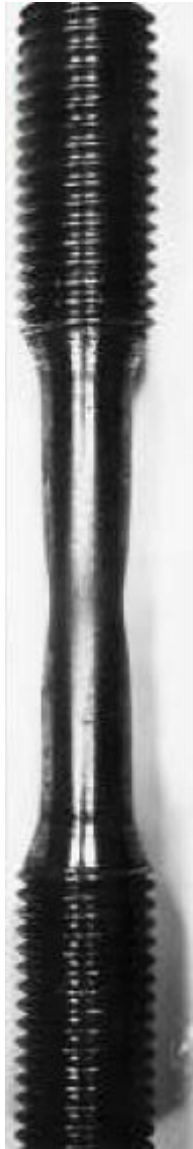
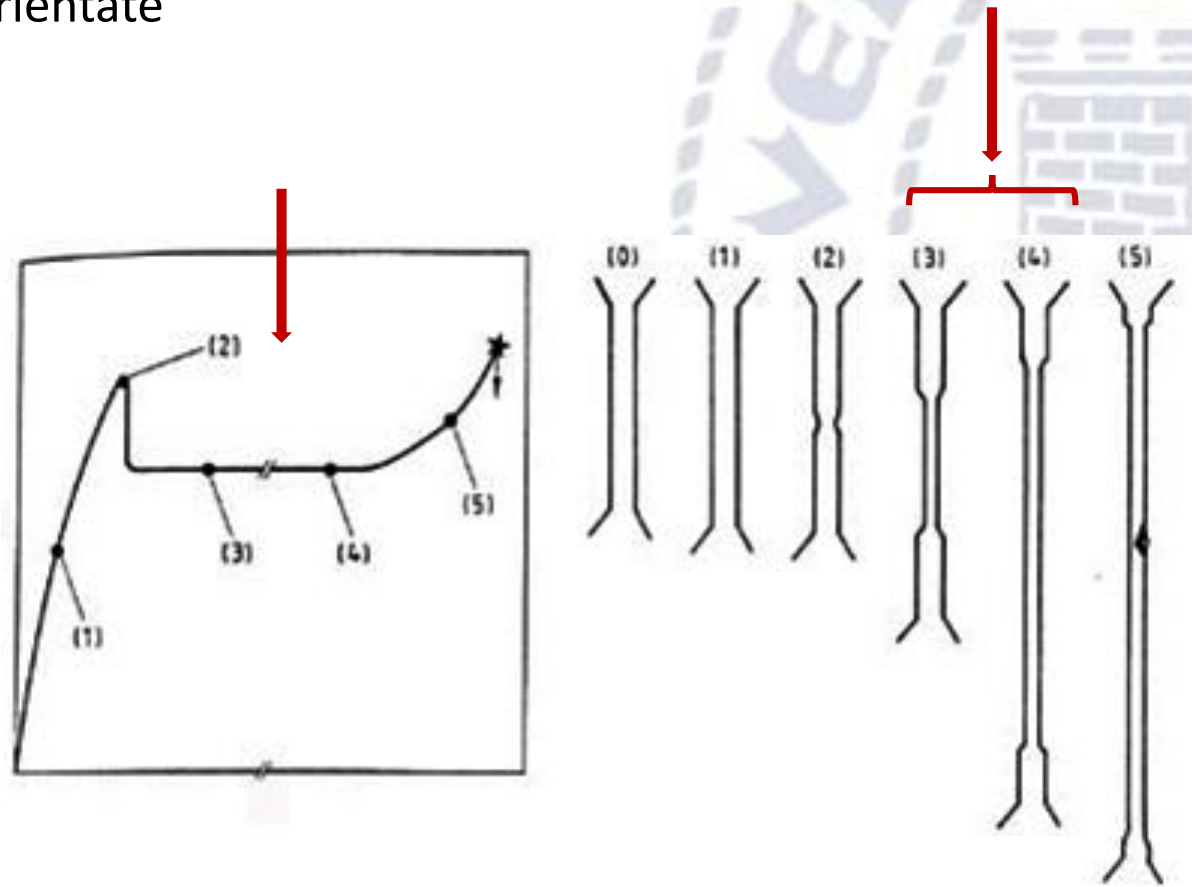


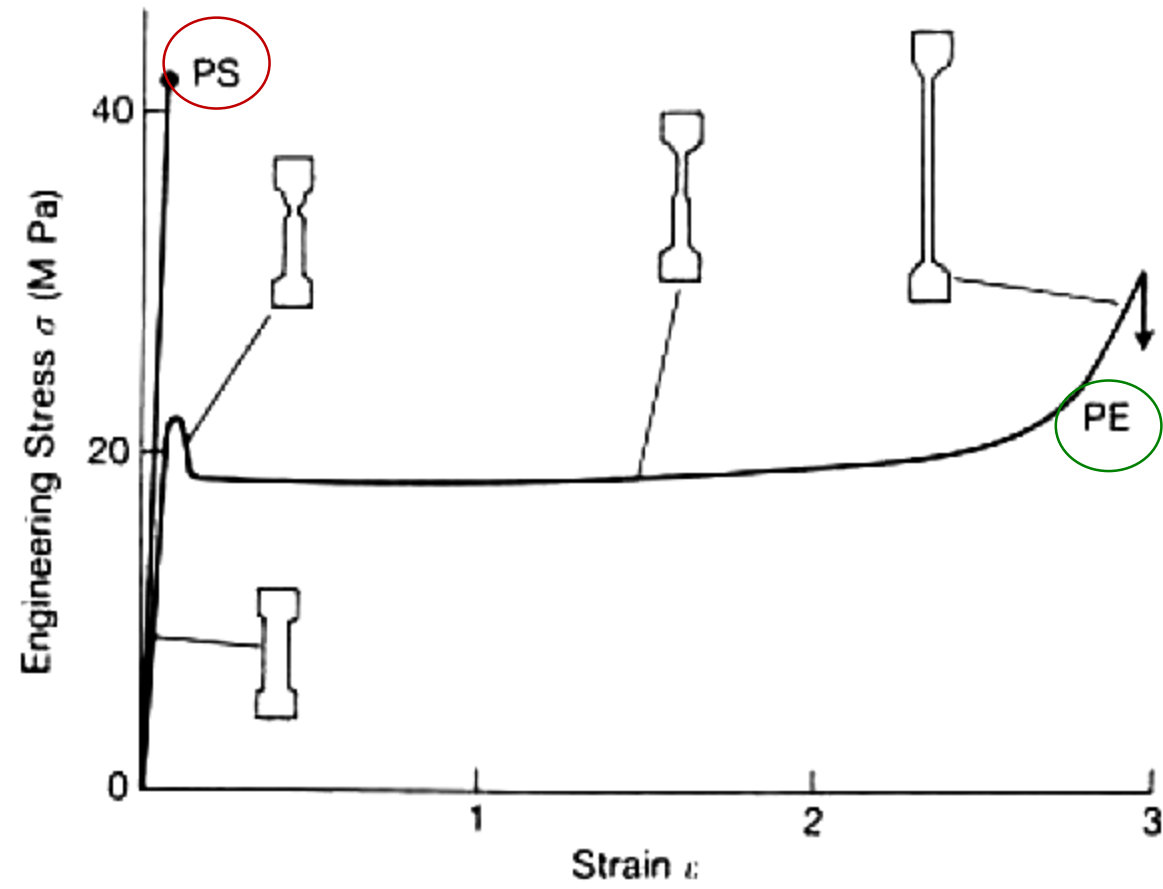
Figure 11.1 Photograph of a neck formed in the redrawing of oriented polyethylene

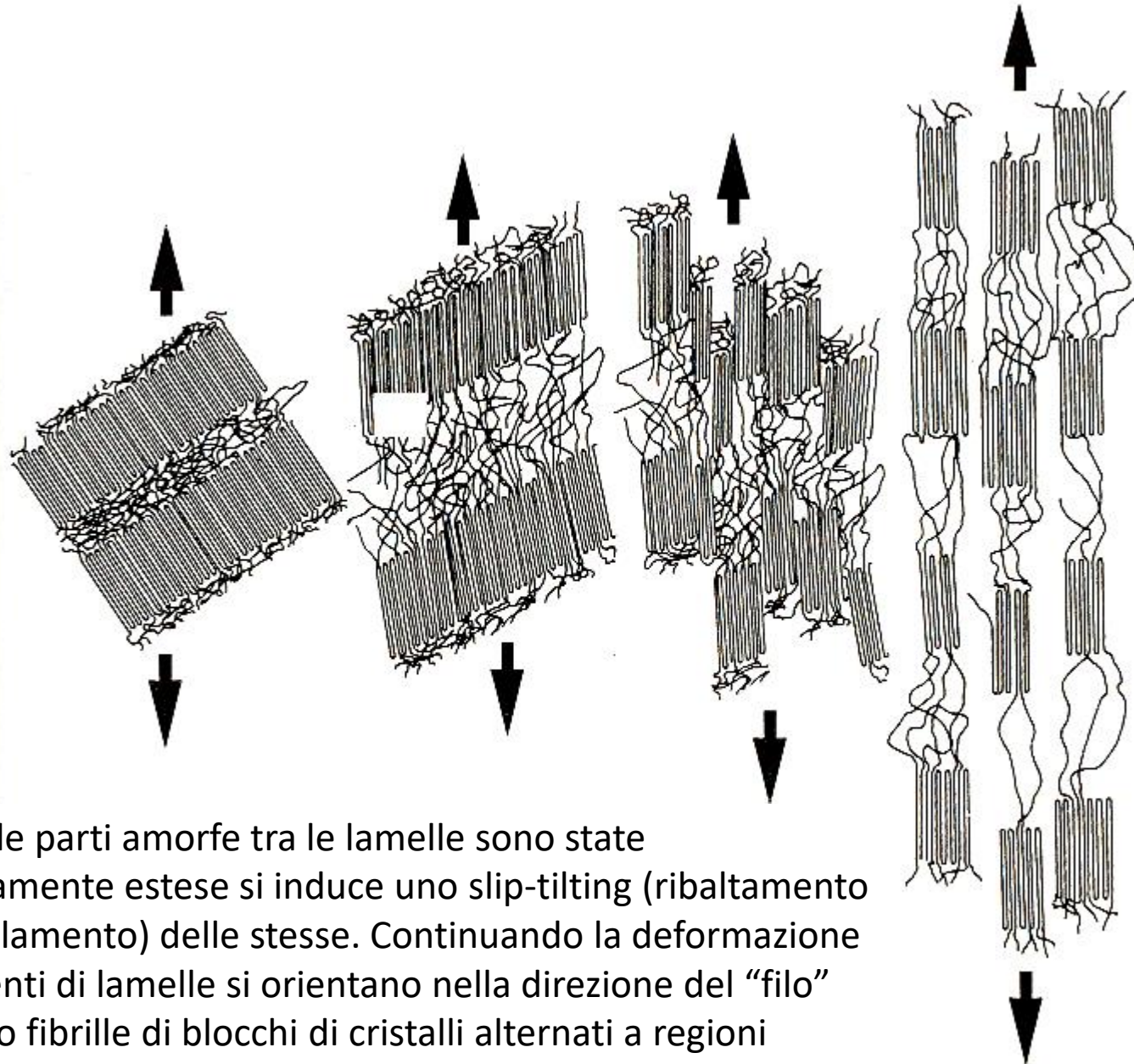
Stiratura a freddo

Subito dopo il necking si ha il fenomeno della stiratura a freddo.

La struttura sferulitica viene prima deformata e quindi rotta creando regioni molto orientate







Quando le parti amorphe tra le lamelle sono state completamente estese si induce uno slip-tilting (ribaltamento per scivolamento) delle stesse. Continuando la deformazione i frammenti di lamelle si orientano nella direzione del “filo” formando fibrille di blocchi di cristalli alternati a regioni amorphe stirate

Meccanica della frattura

Quando si ha frattura?

Si è parlato di frattura duttile e fragile, di intagli, di craze

Cos'è una frattura?

separazione fisica di due parti di materiale
a seguito della propagazione instabile di una cricca

CRICCA = difetto

- superficiale
- interno
- preesistente
- indotto da carico (craze), da lavorazione ...

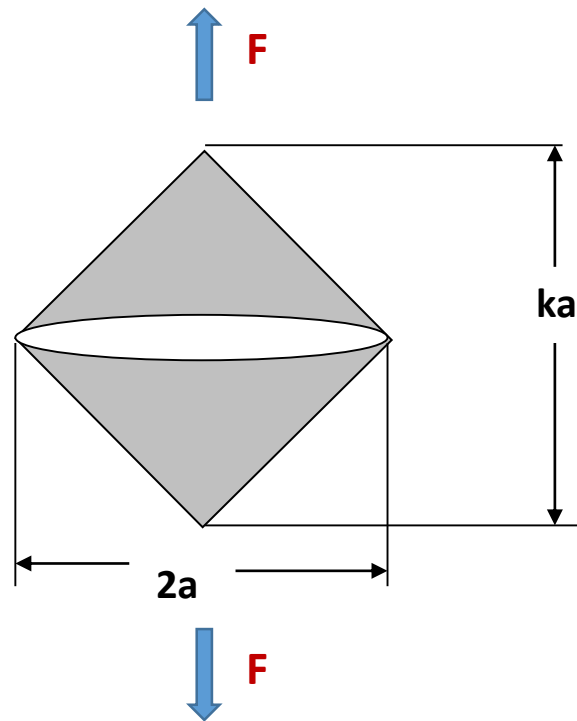
Quando si applica una F ad un materiale

- Si fa lavoro \rightarrow si provoca una deformazione

Se NON ci sono CRICCHE

esiste una densità di energia di deformazione uniforme U_0

Se ci sono CRICCHE, $U_0 \rightarrow 0$ su un'area attorno la cricca



lastra piana

k = fattore di proporzionalità

La formazione/presenza di cricche fa rilasciare l'energia elastica immagazzinata (U_0)

Energie in gioco (*da bilanciare*):

- lavoro di deformazione (L)
- energia elastica rilasciata (dalla presenza di cricca) (U)
- energia necessaria per creare nuove superfici (apertura cricca)

$$\gamma \frac{\partial A}{\partial a}$$

2a: lunghezza cricca
A: superficie
 γ : energia superficiale specifica

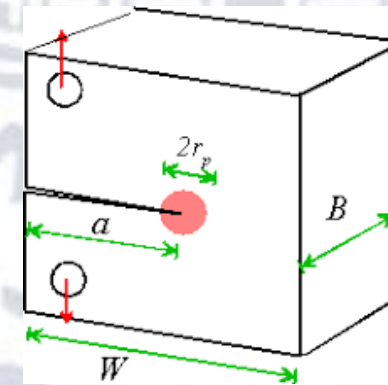
→ $\frac{\partial}{\partial a} (\mathbf{L} - \mathbf{U}) = \gamma \frac{\partial A}{\partial a}$ condizioni di equilibrio

se B = spessore lastra piana

sarà $\partial A = 2B \partial a$

da cui:

$$\frac{\partial}{\partial a} (\mathbf{L} - \mathbf{U}) = 2\gamma B \quad \frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a} (\mathbf{L} - \mathbf{U}) = G_c$$



G_c : velocità critica di rilascio dell'energia di deformazione [J/m²]

G_c : velocità critica di rilascio dell'energia di deformazione [J/m²]

SE

$$\frac{1}{B} \frac{\partial}{\partial a} (\mathbf{L} - \mathbf{U}) = \mathbf{G}_c \quad \text{propagazione stabile della cricca (= equilibrio)}$$

< G_c la cricca NON si propaga

> G_c propagazione INSTABILE della cricca = frattura fragile

Il rilascio di energia elastica causato dalla presenza della cricca è data da:

$$-U = V U_0 = k a^2 B U_0$$

da cui, differenziando

$$-\frac{\partial U}{\partial a} = 2kaBU_0$$

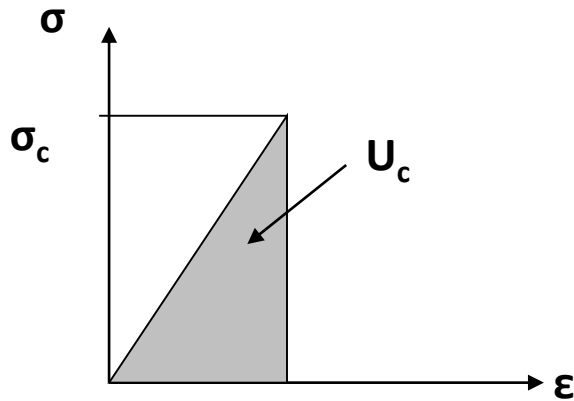
Se si ipotizza un lavoro di deformazione nullo $\Rightarrow L=0$

$$-\frac{1}{B} \frac{\partial U}{\partial a} = G_c$$

e quindi

$$G_c = 2 k a U_c$$

Per materiali *linearmente elastici* (Hook: $\sigma = E\varepsilon$)



$$U_c = \frac{1}{2} \sigma_c \varepsilon = \frac{1}{2} \sigma_c^2 \frac{1}{E}$$

$$G_c = \frac{k a \sigma_c^2}{E} = \frac{\pi a \sigma_c^2}{E}$$

per lastra sottile (stress piano) $k=\pi$

per lastra spessa (deformazione piana) con ν : coeff. Poisson

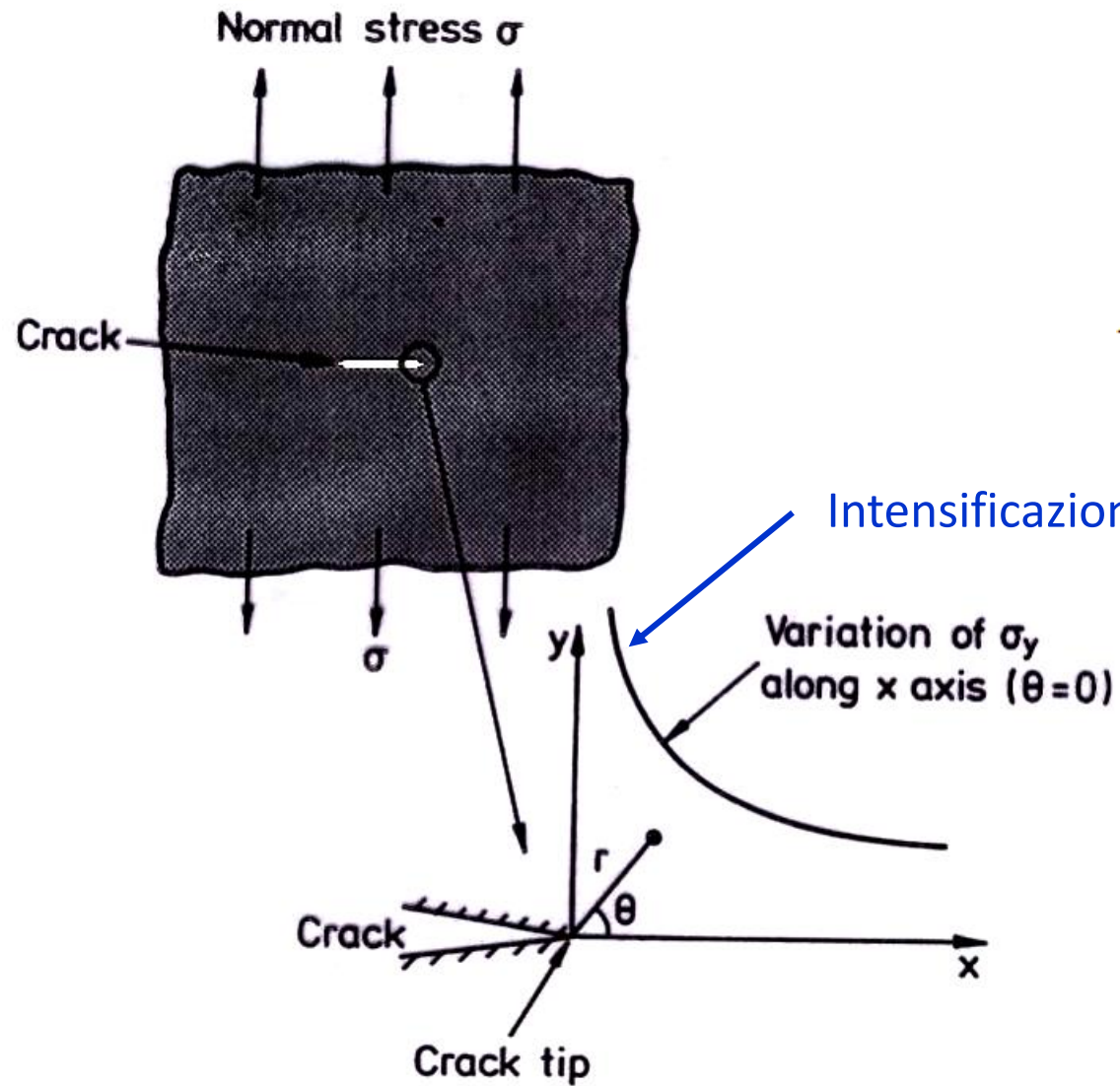
$$G_c = \frac{\pi a \sigma_c^2}{E} (1 - \nu^2)$$

All'apice della cricca si ha intensificazione dello sforzo

Si definisce **fattore di intensificazione dello sforzo** K [$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$]

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

Per una *lastra piana di estensione infinita*, con difetto di lunghezza $2a$



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

Intensificazione dello sforzo!

Variation of σ_y along x axis ($\theta=0$)

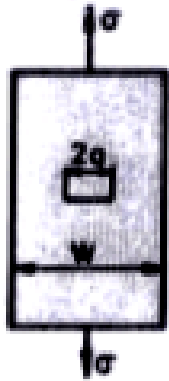
TERGES
TUM

CMXXIV

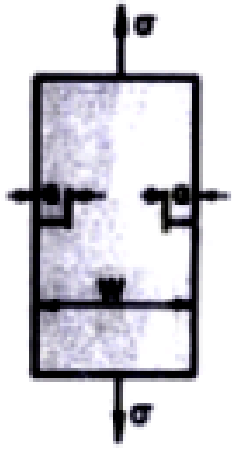
se il sistema NON è una lastra piana

Y fattore geometrico

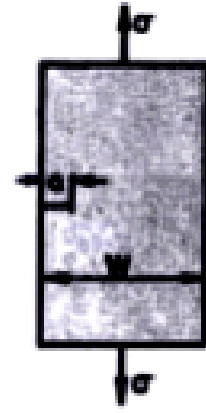
$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a}$$



(a) finite width plate



(b) double edge crack



(c) single edge crack



(d) internal penny crack

$$Y = \sqrt{\frac{W}{\pi a} \cdot \operatorname{tg}\left(\frac{\pi a}{W}\right)}$$

$$Y = \sqrt{\frac{W}{\pi a} \operatorname{tg}\left(\frac{\pi a}{W}\right) + \frac{0,2W}{\pi a} \operatorname{sen}\left(\frac{\pi a}{W}\right)}$$

$$Y = 1,12 - 0,23 \left(\frac{a}{W}\right) + 10,6 \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21,7 \left(\frac{a}{W}\right)^3 + 30,4 \left(\frac{a}{W}\right)^4$$

se $\left(\frac{a}{W}\right)$ è molto piccolo $Y = 1,12$

$$Y = \frac{2}{\pi} \text{ con } a \ll D$$

Quindi, al *punto critico*, ovvero alla σ_c che fa avanzare la cricca sarà:

per lastra sottile, sforzo piano $G_c = \frac{\pi a \sigma_c^2}{E} \quad K_c = \sqrt{E G_c}$

per lastra spessa, deformazione piana $G_c = \frac{\pi a \sigma_c^2}{E} (1 - \nu^2) \quad K_c = \sqrt{\frac{E G_c}{(1 - \nu^2)}}$

Se $\sigma \geq \sigma_c \Rightarrow K \geq K_c \rightarrow$ propagazione instabile della cricca

Se la propagazione della cricca è instabile \Rightarrow frattura fragile \Rightarrow

$$\sigma_c \propto \frac{1}{\sqrt{a}}$$

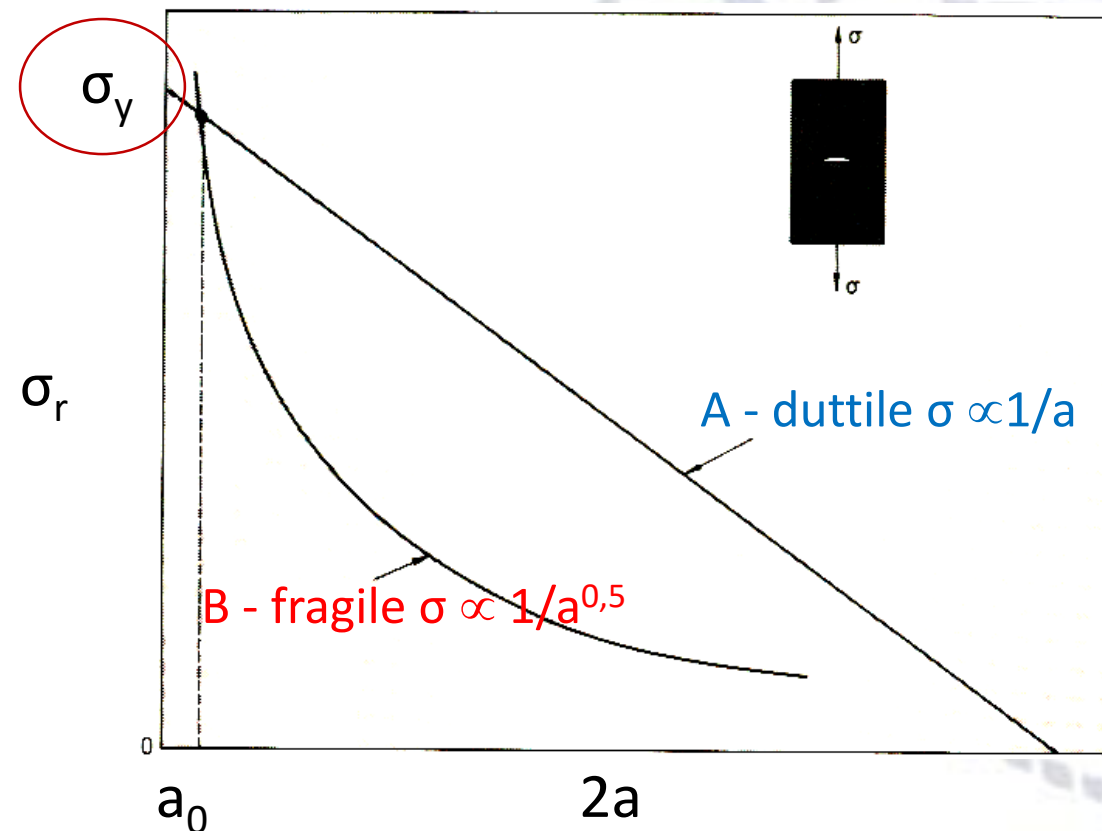
Siccome difetti (= cricche) sono SEMPRE presenti, sarà sempre

$\sigma_{c\text{REALE}} < \sigma_{c\text{TEORICA}}$ ovvero in assenza di difetti

Se invece si riesce ad avere **deformazione plastica** \Rightarrow **frattura duttile**, la trattazione è più complessa, ma SE lo sforzo sul materiale è distribuito su un'area grande \rightarrow

$$\sigma \propto 1/a$$

per $a \rightarrow 0$ si ha $\sigma \rightarrow \sigma_y$, ovvero, se non ci sono difetti il limite di resistenza è lo snervamento

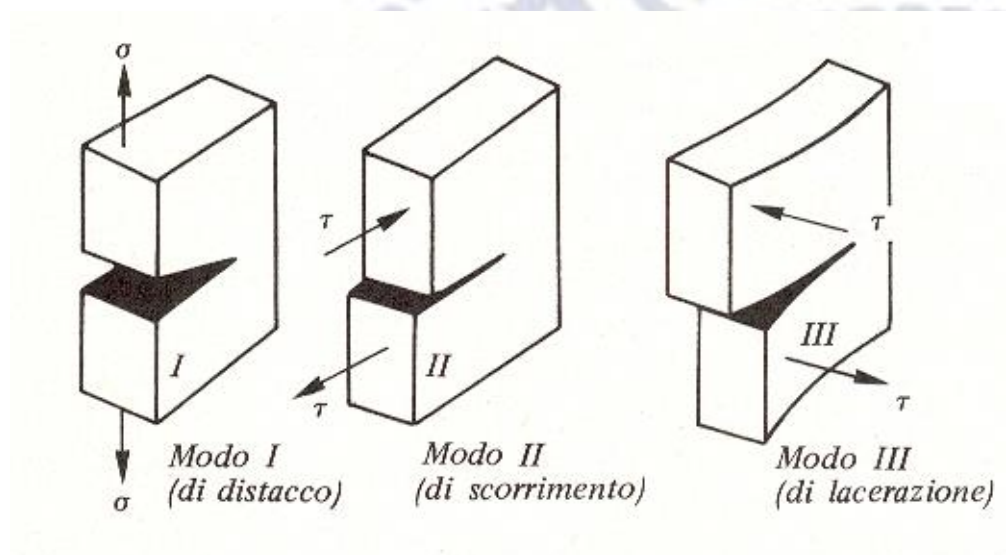


Modi di apertura della cricca:

I distacco K_{Ic}

II scorrimento K_{IIc}

III lacerazione K_{IIIc}



Il modo I è il più gravoso \Rightarrow la resistenza alla propagazione instabile di una cricca viene valutato da K_{Ic} = tenacità

Per tutte le classi di materiali, la tenacità è ~ una proprietà intrinseca del materiale e rappresenta bene il comportamento a frattura fragile

Per le materie plastiche NON è così!

dipende comunque da T , da velocità di deformazione, da difetti

Per i polimeri il valore di K_{Ic} non è sufficiente per definirne il comportamento a frattura:

Materiale	K_{Ic} [MPa·m ^{1/2}]
ABS	2 - 4
epoxy	0,3 – 0,5
LDPE	1
PA6,6	3
PC	1 – 2,6
PS	0,7 – 1,1
uPVC	1 - 4
Vetro	0,75
Acciaio dolce	140

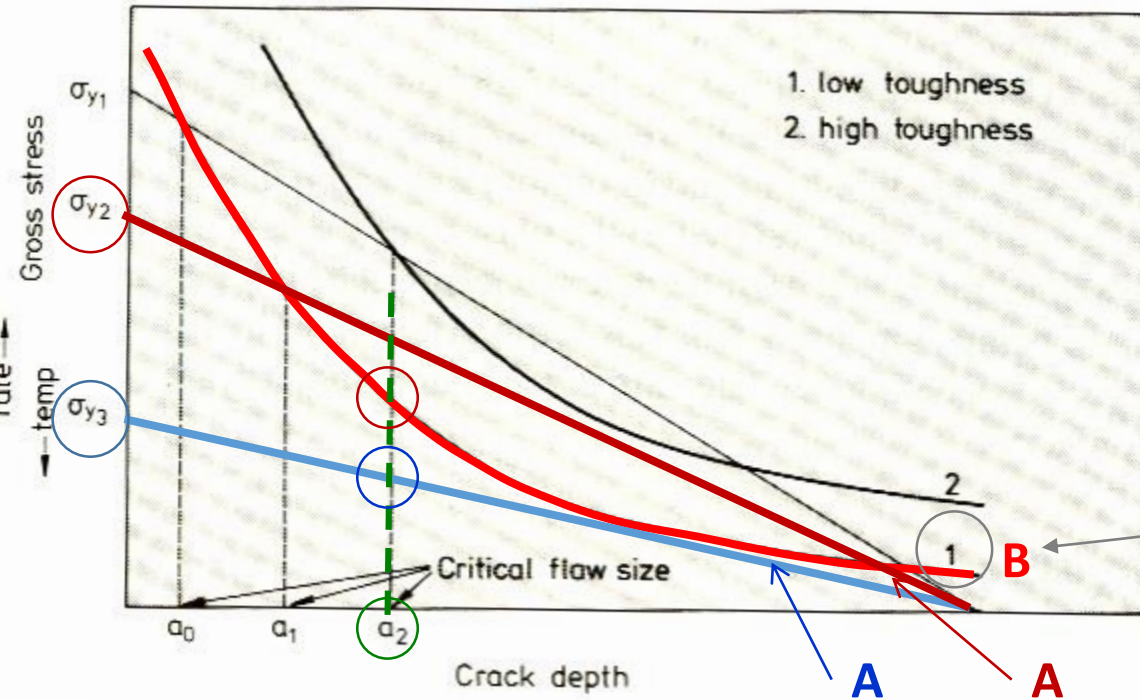
duttile

fragile

PS e LDPE hanno uguale $K_{Ic} \approx 1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, MA il loro comportamento è molto diverso! LDPE è molto resistente alla crescita della cricca (frattura duttile) ma resiste non perché è tenace, **ma perché ha σ_y basso!!**

35-55MPa PS

8-12MPa LDPE



Rottura fragile

$K_{Ic} \equiv$
→ stessa curva

La curva **B** è funzione di K_{Ic}

⇒ due materiali con uguale K_{Ic} avranno uguale curva **B**

ma hanno diverso snervamento ⇒ curve **A** diverse

a parità di difetto (p.es. a_2), cederanno con meccanismo diverso

PS ($> \sigma_y$) rompe fragile **PE** ($< \sigma_y$) rompe duttile!!

NON ESISTE un difetto per cui LDPE si riesca a rompere fragile:

la curva **A** si trova sempre sotto la **B**

Si può ottenere lo spostamento relativo delle curve A e B :

B: cambio della struttura chimica, utilizzo di alliganti, variazioni delle condizioni di processo

A: utilizzo di additivi, variazione della T, variazione della velocità di deformazione

$$K_c = \sqrt{EG_c}$$

Tenacità a frattura di resina epossidica (Epikote 828) curata con diversi indurenti.

Phr = part per hundred rubber.

Indurente (quantità)	G_{Ic} [J·m ⁻²]
Dietilen triammina (10phr)	86
M-fenilen diammina (14,6phr)	110
Tris(dimetil aminometil)fenolo (4phr)	180
Difenil diammino metano (27phr)	340

Per i polimeri, quindi, la resistenza alla crescita di cricca è meglio definita

dal rapporto

$$\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}$$

Materiale	K_{Ic} [MPa·m ^{1/2}]	$\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}$
ABS	2 - 4	0,13
epoxy	0,3 - 0,5	0,005 - 0,008
LDPE	1	0,125
PA6,6	3	0,06
PC	1 - 2,6	0,02 - 0,5
PS	0,7 - 1,1	0,02
uPVC	1 - 4	0,03 - 0,13
Vetro	0,75	0,01
Acciaio dolce	140	0,5

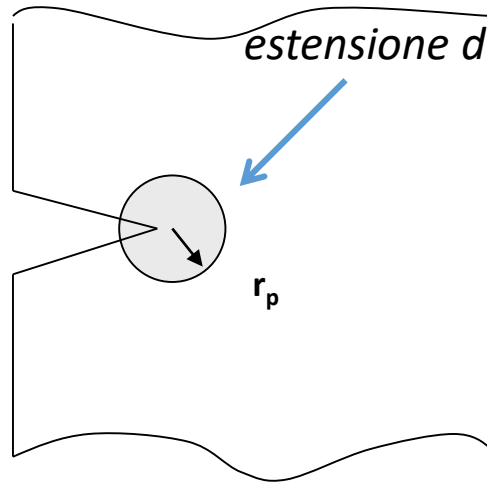
maggiore è il rapporto

⇒ > è la probabilità di rottura duttile

PS: 0,02

PE: 0,125

Materiale duttile \Rightarrow snervamento all'apice di cricca
 \Rightarrow smussamento della cricca



per sforzo piano

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2$$

per deformazione piana

$$r_p = \frac{1}{3} \left[\frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \right]$$

Si parla quindi non più di tenacità, ma di **fattore di duttilità**

$$\left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \bullet 1000$$

Materiale	K_{Ic} [MPa·m ^{1/2}]	$\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}$	$\left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_y}\right)^2 \cdot 1000$
ABS	2 - 4	0,13	17
epoxy	0,3 – 0,5	0,005 – 0,008	0,02 – 0,06
LDPE	1	0,125	16
PA6,6	3	0,06	3,6 → 3 +30%GF
PC	1 – 2,6	0,02 – 0,5	0,4 – 2,7
PS	0,7 – 1,1	0,02	0,4
uPVC	1 - 4	0,03 – 0,13	1,1 – 18
Vetro	0,75	0,01	0,1
Acciaio dolce	140	0,5	250

ATTENZIONE che, per i vari materiali, K_{Ic} e σ_y siano stati determinati con identiche condizioni di test

Un materiale polimerico soggetto a σ cost subisce una variazione dimensionale per effetto di scorrimento viscoso sino a rottura

⇒ rottura a **CREEP** / **FATICA STATICA**

il tempo e modo di frattura dipende da:

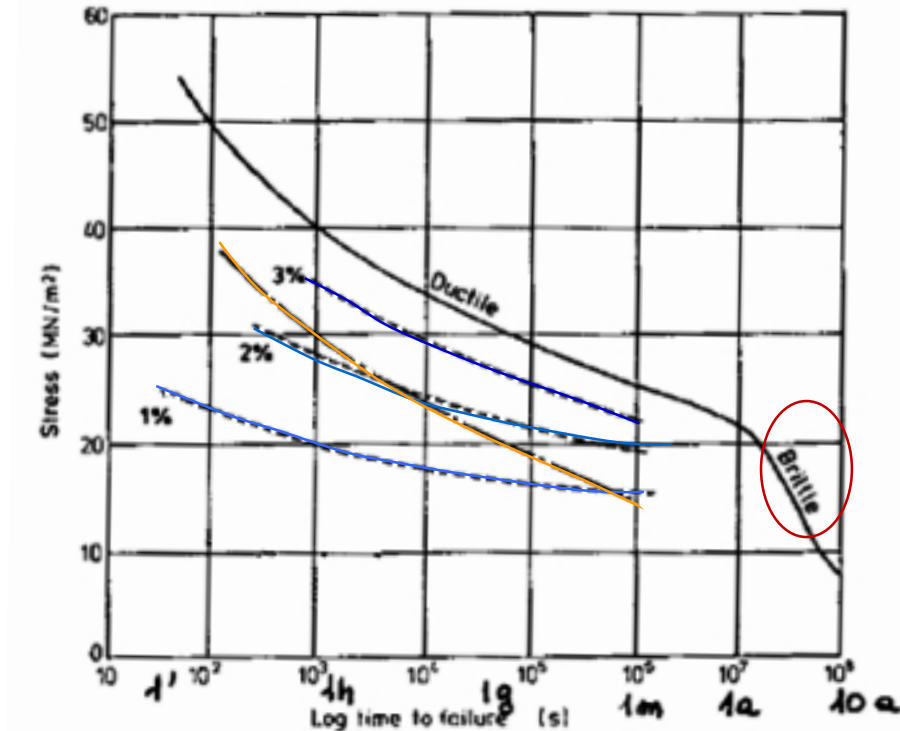
- livello di σ
- T ambiente
- tipo di ambiente
- geometria del componente
- struttura molecolare
- metodo di fabbricazione

Se la frattura è preceduta da *crazing*, *whitening* e/o *necking* sulla curva caratteristica di **creep** è indicato lo stadio in cui il singolo fenomeno inizia.

La curva σ vs t relativa all'apparire del fenomeno di *crazing* è sempre sotto quella di rottura!

L'apparire di *crazing* non è necessariamente segno di frattura imminente, in alcuni casi possono passare settimane, mesi o persino anni tra l'evidenza di *crazing* e la frattura

Le curve isometriche servono per dare un'idea della deformazione coinvolta



— rottura

- - - isometriche

- · - · - imbiancamento o craze

curve isometriche \sim || a curve
rottura *du*ttile \Rightarrow frattura è
dominata primariamente dalla
*de*formazione

La curva di rottura fragile interseca le isometriche, e anche la curva di apparizione del crazing interseca le isometriche; ciò significa che apparirà a tempo minore se il carico è maggiore

La maggior parte dei materiali plastici sotto l'azione di carico costante si comportano in modo *duttile*,
MA dipende da *t* !!!

Esistono eccezioni che danno fratture fragili:

PS, resine acriliche per iniezione in stampo, nylon rinforzato vetro

Tuttavia, anche quei materiali che a *breve periodo* si comportano duttilmente, a *lungo periodo* variano il
modo di frattura, passando a *rottura fragile*

Le prove a creep possono essere molto lunghe

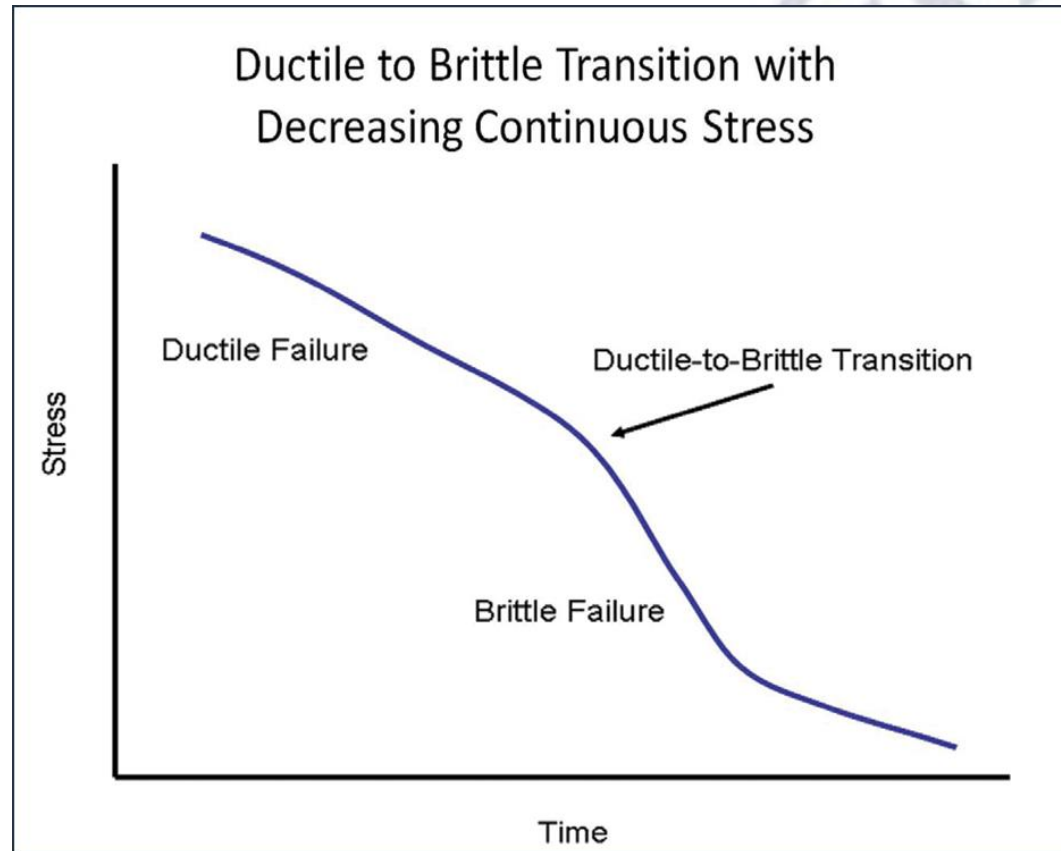
1.000 h \equiv 6 settimane

10.000 h \equiv 60 settimane (>1 anno)

1.000.000 h \equiv 114 anni

difficoltà ad estrapolare i dati di creep a tempi lunghi causa il variare del modo di rottura

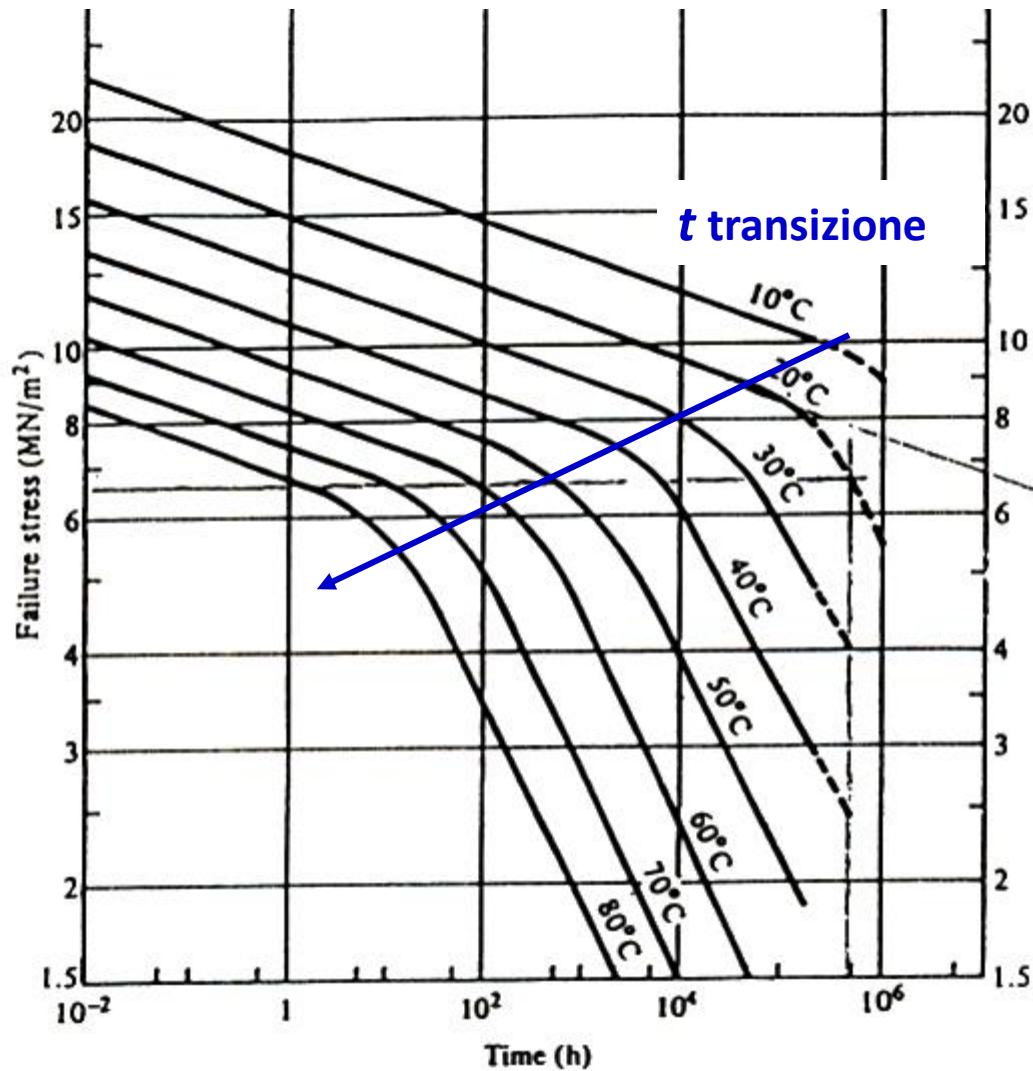
Se si prolunga il tempo di test si vede una variazione nella curva di rottura



il tempo di rottura a creep è funzione anche della

- temperatura

Maggiore è la T e minore il t di rottura



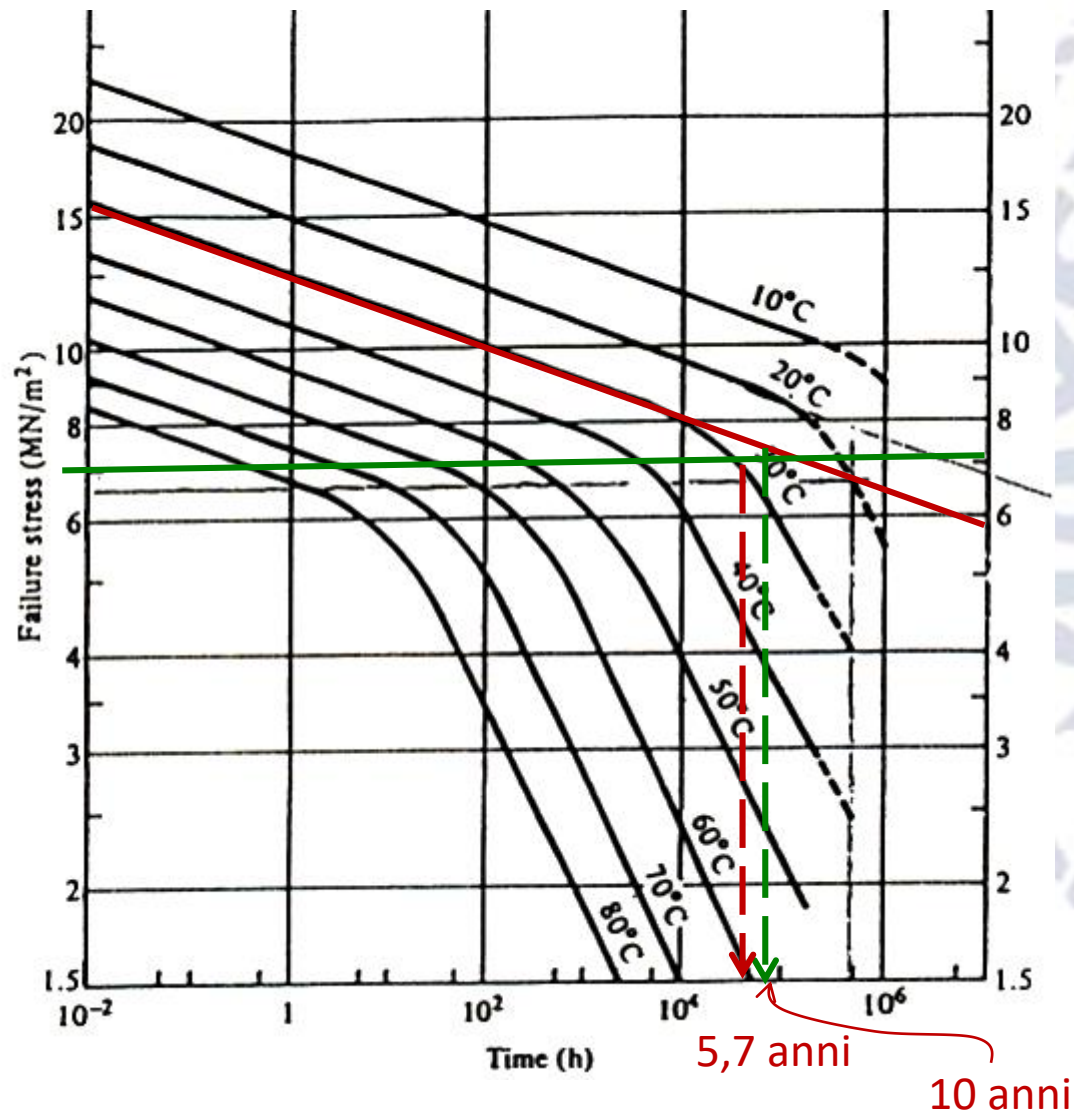
Curve creep per HDPE

Il problema è emerso circa 40 anni fa, quando si è osservata la rottura fragile di una tubazione in PE dopo molti anni di servizio a pressioni moderate.

A seguito di ciò la British Standard Institution (BSI) ha fissato dei carichi limite per utilizzo a lunghi periodi

polimero	σ [MPa] di sicurezza	da test a breve termine
LDPE	2,1	10
HDPE	5,0	32
PP	5,0	33
ABS	6,3	38
uPVC	10 - 12	50

Curve creep per HDPE



$T=30^{\circ}\text{C}$

ipotesi durata 10anni \Rightarrow

$\sigma=7,5\text{MPa}$ (rottura duttile)

si fissa $\sigma=7\text{ MPa}$ come
sicurezza ...

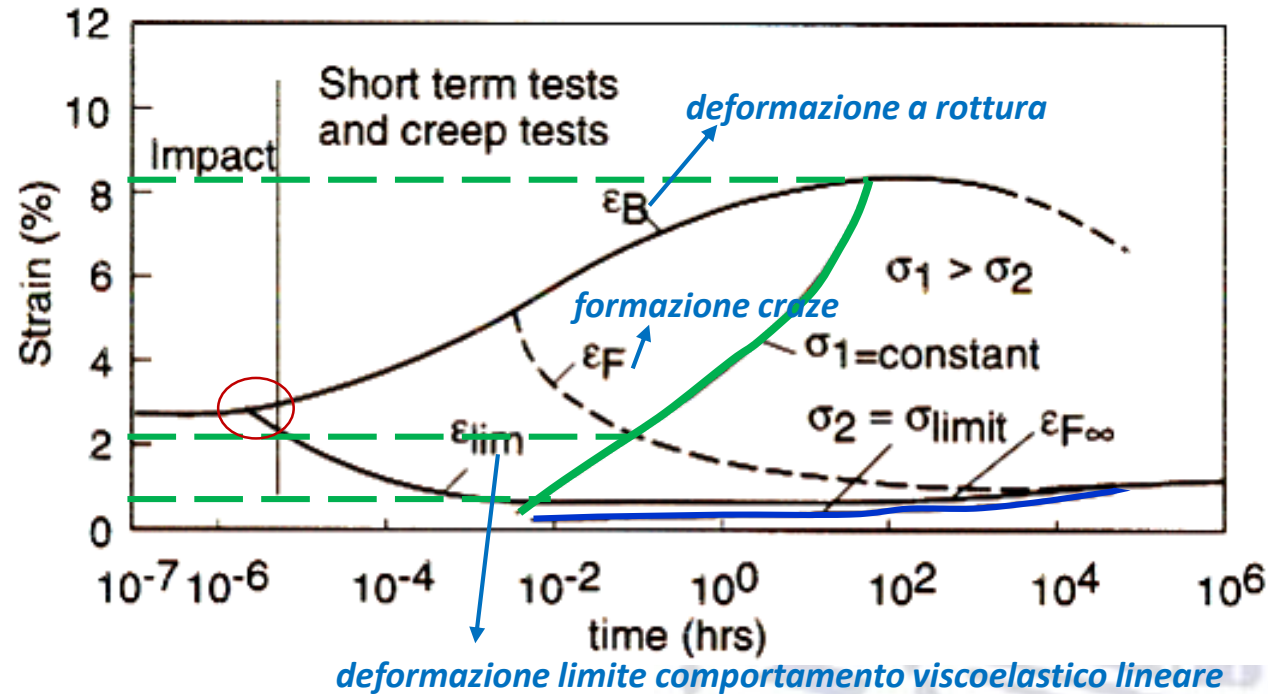
MA la curva "piega" e il
pezzo si rompe dopo 5,7

anni!

fragile!

Si può rappresentare il comportamento totale di un materiale, da impatto a creep

PMMA sotto
carico a trazione
a T ambiente



a σ_1 comportamento viscoelastico lineare sino

$\epsilon \sim 1\%$ (formazione prima microcricca / inizio nucleazione craze)

$\epsilon \sim 2\%$ apparizione del crazing

$\epsilon \sim 8\%$ rottura

$\sigma_2 < \sigma_1$: limite sotto cui non si ha mai rottura

Se soggetto impatto (alta velocità di deformazione): crazing e rottura alla stessa deformazione (2.2%)

Rottura per FATICA DINAMICA

Azione ciclica del carico \Rightarrow crescita di cricca \Rightarrow sulla sezione rimanente $\sigma > \sigma_{\max} \Rightarrow$ propagazione catastrofica = rottura

L'applicazione di un carico variabile nel tempo provoca il cedimento del materiale dopo un certo numero di cicli (N).

Per i materiali polimerici la rottura può essere sia *fragile* che *duttile* innescata da difetti che possono essere sia esterni che interni

Si distinguono due passi:

- Iniziazione
- Propagazione

Iniziazione

- difetti superficiali → manufatti lavorati a macchina
- difetti interni → causati dai processi di formatura:
 - zone di incontro di flussi [injection moulding]
 - cattivo riempimento stampi ⇒ vuoti
 - cattiva omogeneizzazione cariche/pigmenti ⇒ zone disomogenee

Propagazione

Per scorrimento delle molecole

cristallino

- bordi sferuliti → aree di debolezza sia per iniziazione che per propagazione

amorfo

- presenza di vuoti formatisi durante flusso viscoso
- difetti di stampo → saldature, interstizi ...
- presenza di filler (pigmenti, stabilizzanti ...)
- concentrazione di stress da geometria

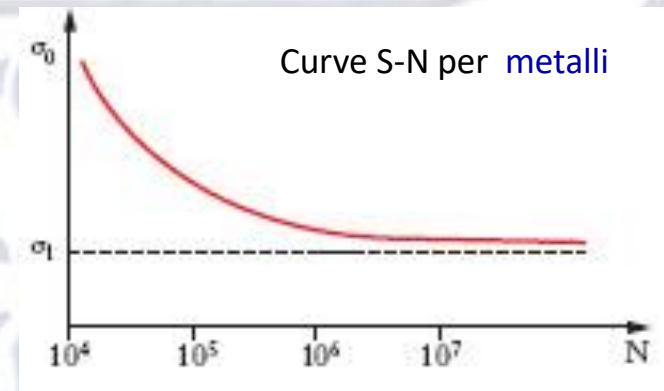
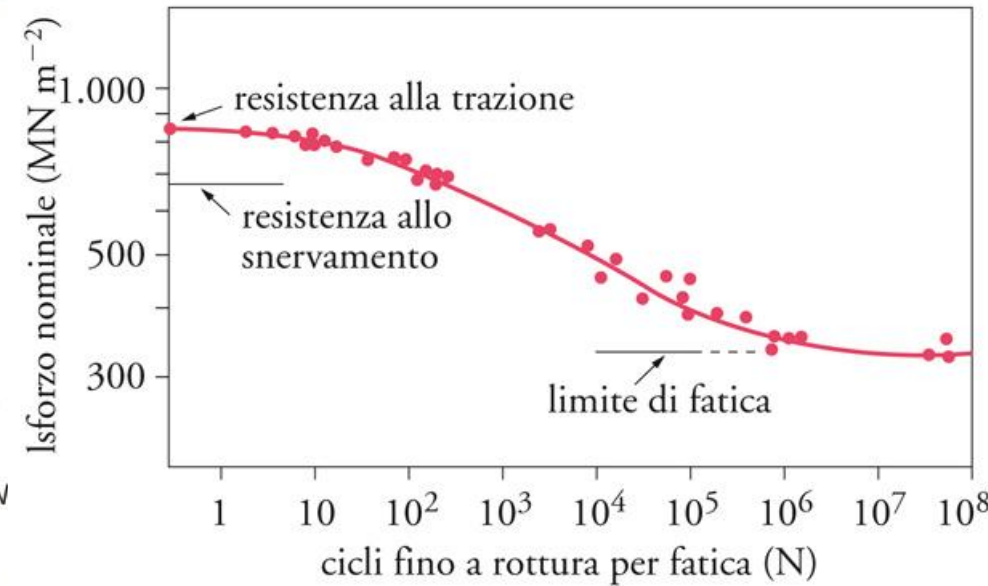
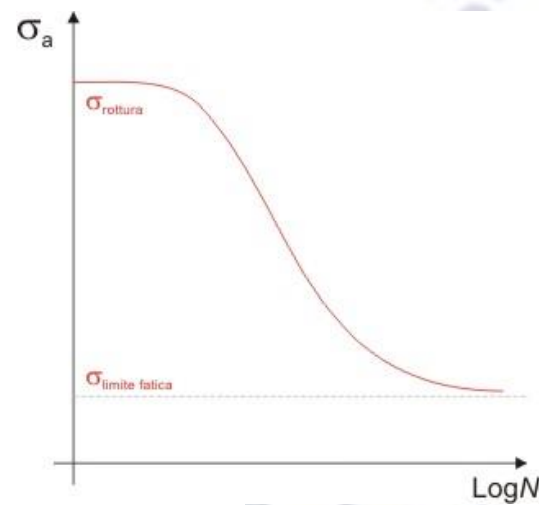
La rottura a fatica nei materiali plastici è dipendente da:

- ambiente
- temperatura
- frequenza del ciclo di caricamento
- superficie ...

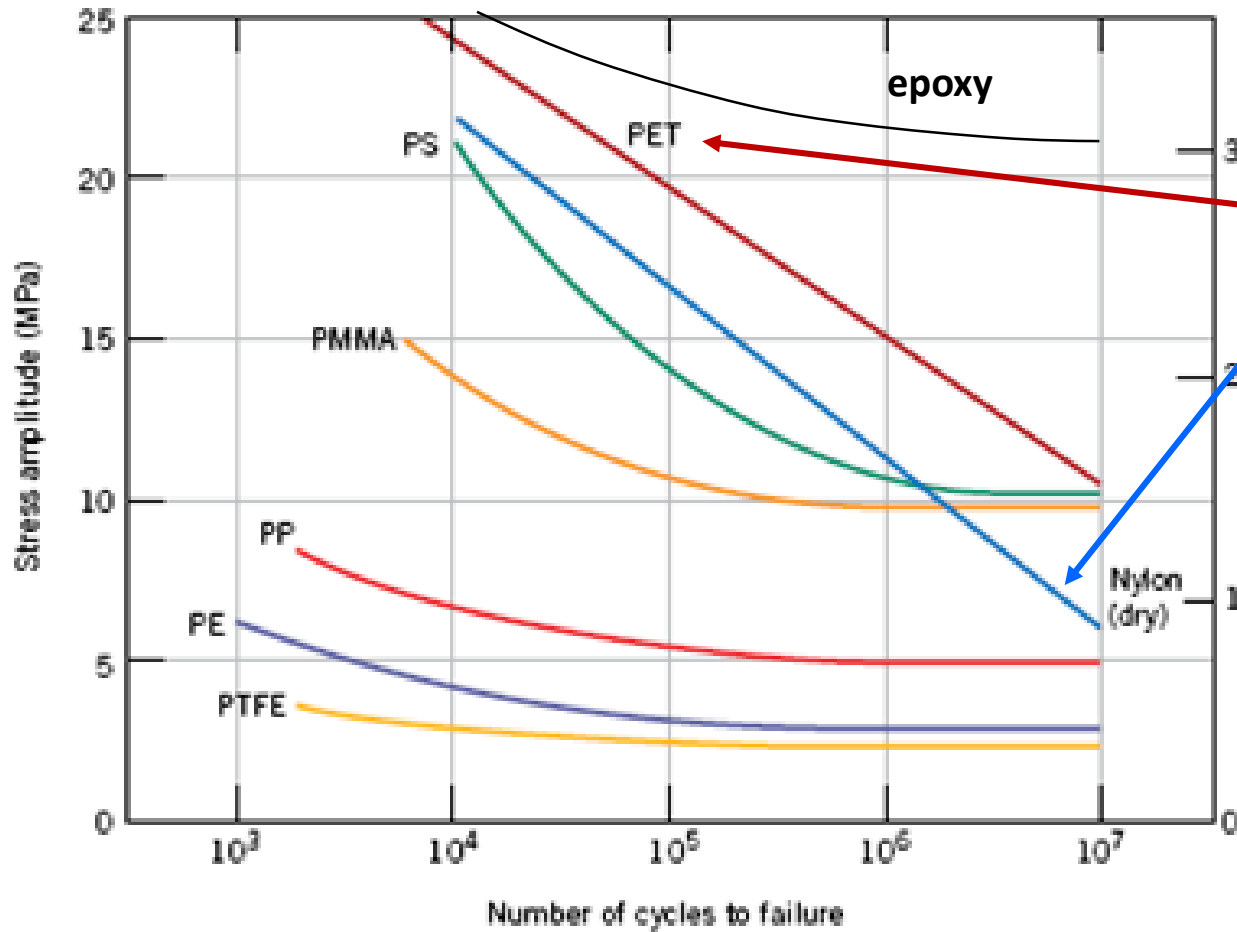
Se si sviluppano craze, queste sono percorsi preferenziali per la propagazione di cricche di fatica.

A parità di chimica, con aumento di M aumenta la resistenza a fatica (es. PS da $M = 10^5$ a $M = 10^6$ la vita media aumenta di 2 ordini di grandezza e la resistenza a fatica raddoppia). L'aumento di M aumenta la stabilità dei craze!

La rappresentazione della resistenza a fatica è quella usuale con diagrammi S-N (stress- n° cicli)



Curve S-N per diversi polimeri



Non si vede asintoto!

I termoindurenti (epoxy) hanno limiti maggiori dei termoplastici, per la loro maggior rigidezza

A seguito del caricamento si ha scorrimento viscoso e quindi aumento locale della T per **attrito viscoso**

La bassa conduttività termica comporta un aumento di temperatura

A seconda di

- ➔ ampiezza carico
- ➔ frequenza

si possono avere due fenomeni:

1. a bassa n e basso σ

calore formato = calore dissipato \Rightarrow equilibrio termico

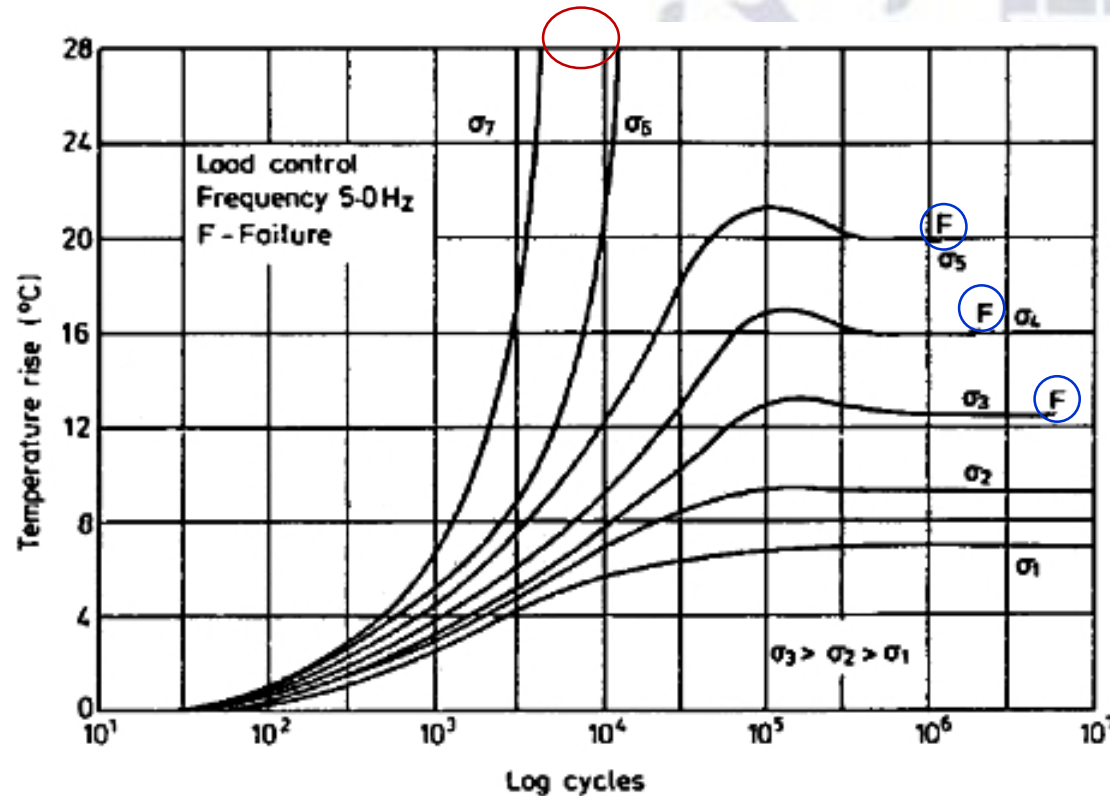
si può raggiungere uno *stato stazionario* della T \Rightarrow si avrà **rottura fragile per fatica**

2. se n aumenta, T cresce più rapidamente

se anche σ è alto \Rightarrow rammollimento

Si ha rottura prima di raggiungere l'equilibrio termico

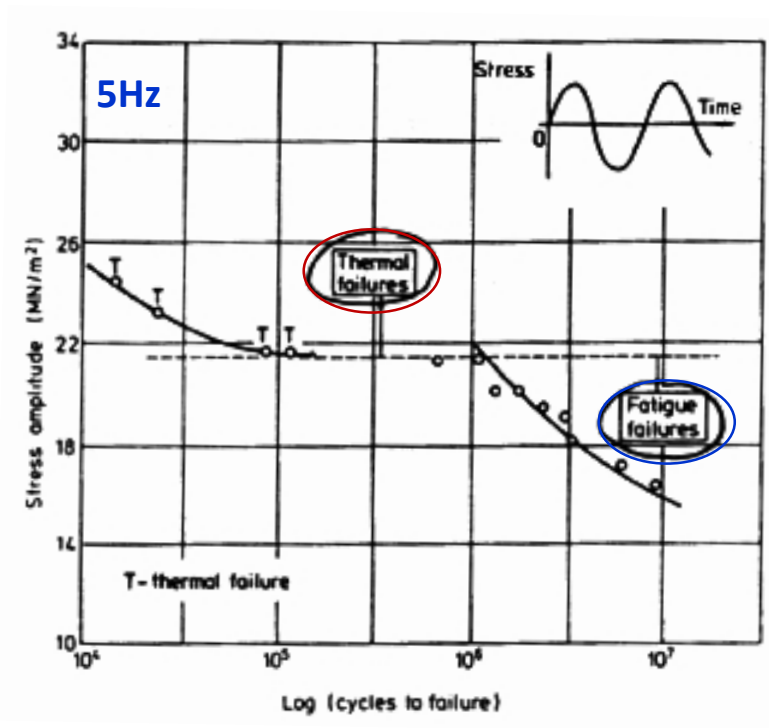
fatica termica



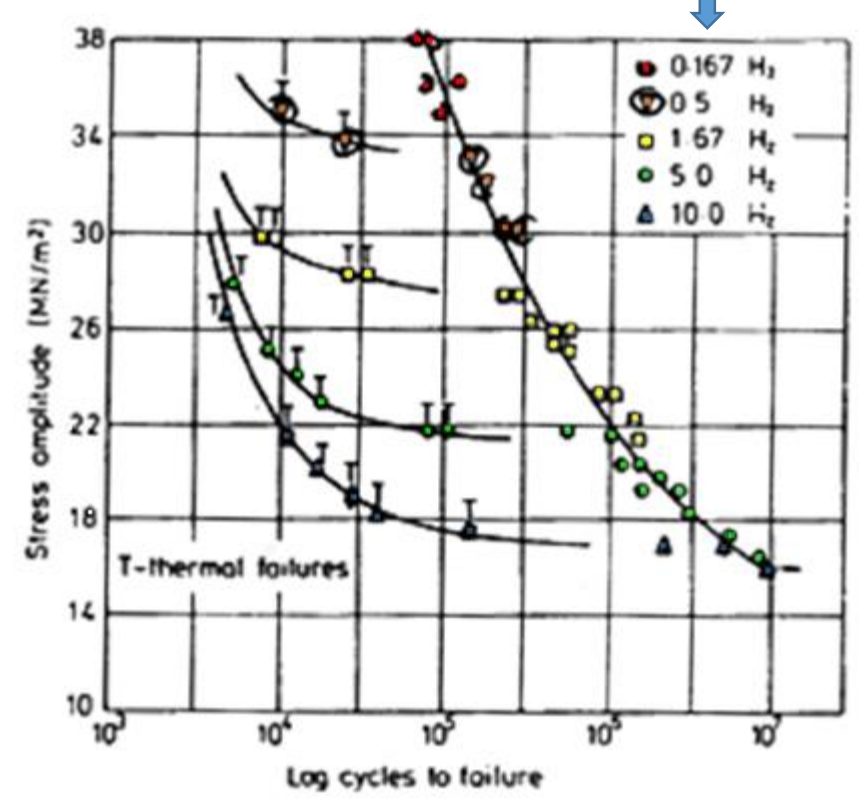
maggiore σ ,
rottura a **F**atica

→ Basso σ ,
equilibrio
termico

I diagrammi S-N (sforzo-logN) modificano il loro aspetto, e a carichi/frequenze più elevati si osserva un andamento diverso



I punti marcati con T indicano cedimento per fatica termica



Comportamento a fatica di poliacetale a diverse frequenze

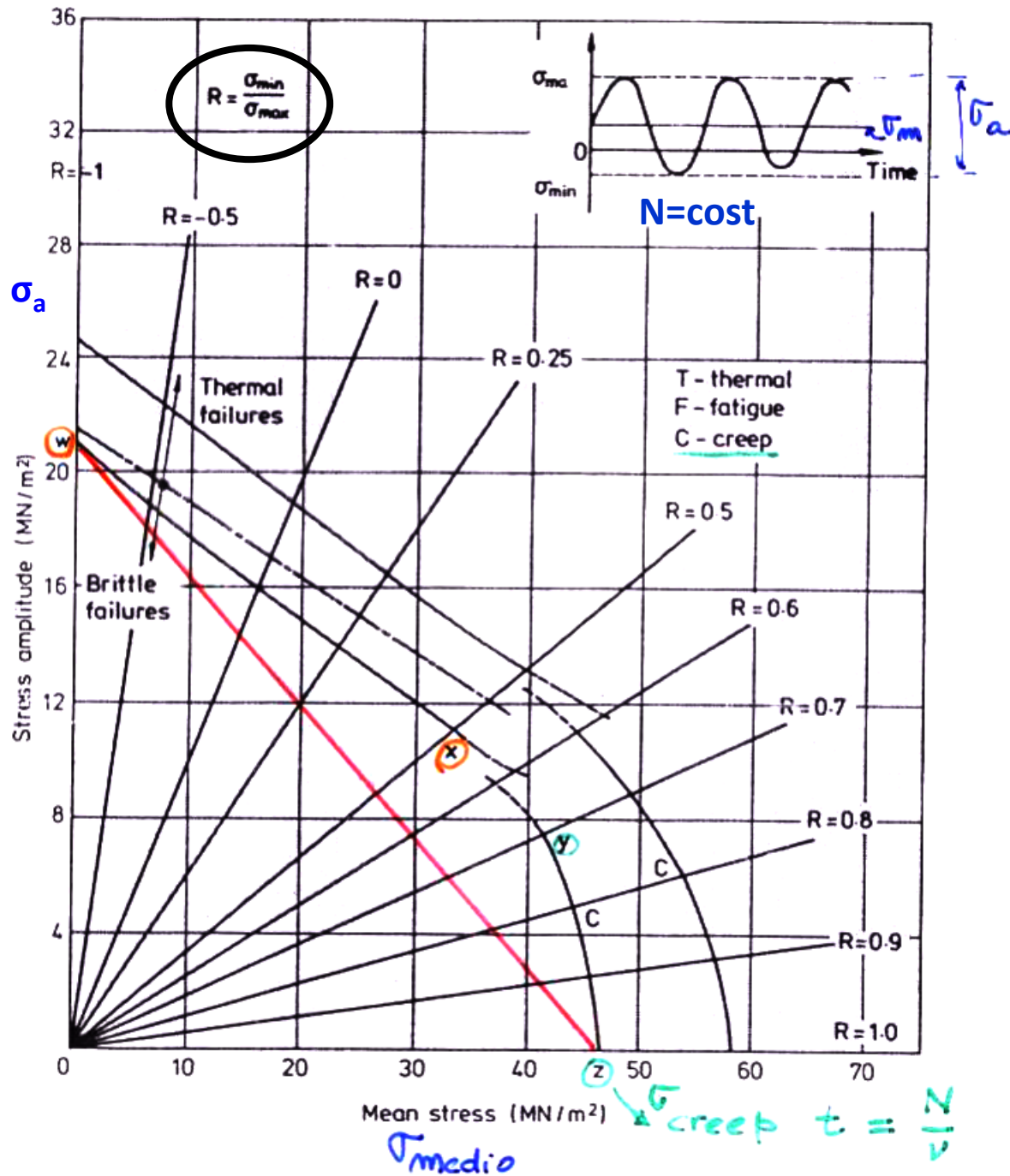
Il problema dell'insorgere della fatica termica impedisce di condurre test accelerati di resistenza a fatica ($> n!$)

Per evitare/ridurre l'effetto della fatica termica: prove a n molto bassa \Rightarrow tempi di prova MOLTO lunghi

Sin qui se il valore medio del carico alternato applicato è nullo
(carico $\pm \sigma_a$)

Se il valore medio del carico alternato applicato $\neq 0$, le cose si complicano: ci sarà sempre un carico applicato $\neq 0$ e quindi si innesta anche il fenomeno di fatica statica (creep)

grafico = luogo di tutte le combinazioni del valore medio del carico (σ_{medio}) cui viene sovrapposto il carico alternato (σ_a), che causa rottura a fatica per un certo numero costante di cicli N



$w \rightarrow$ rottura per fatica da carico simmetrico a $\sigma_m = 0 \Rightarrow w \equiv \sigma_f$

$z \rightarrow$ rottura per creep in un tempo $t = N/n \Rightarrow z \equiv \sigma_c$

curva w-x :

all'aumento di $\sigma_m \Rightarrow \sigma_a$ deve diminuire per dare rottura allo stesso N

curva y-z:

σ_m è così elevato che è dominante la rottura per creep

σ_m ha effetto anche sulla frattura termica

Teq. aumenta con σ_m

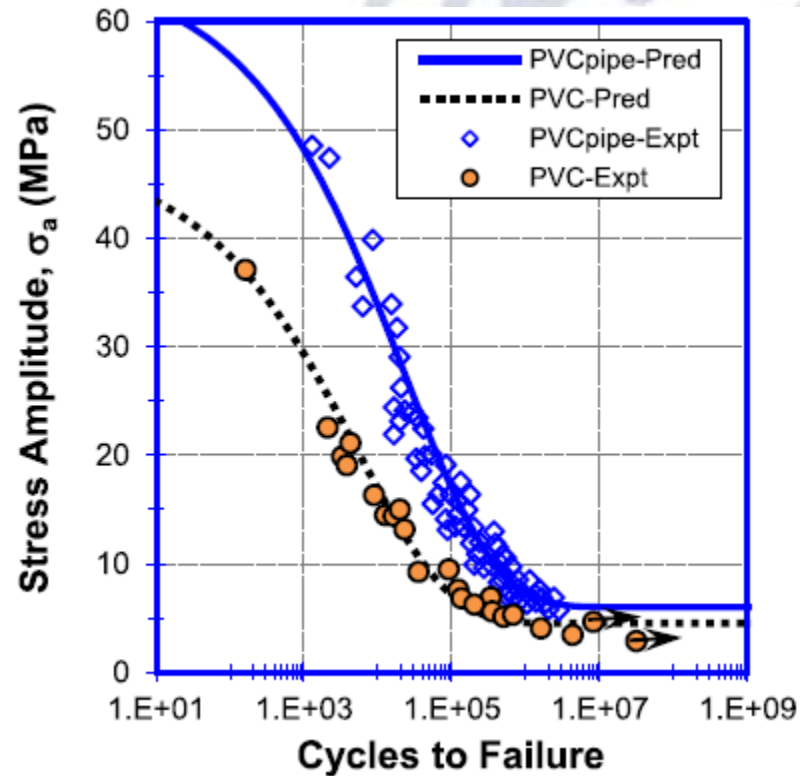
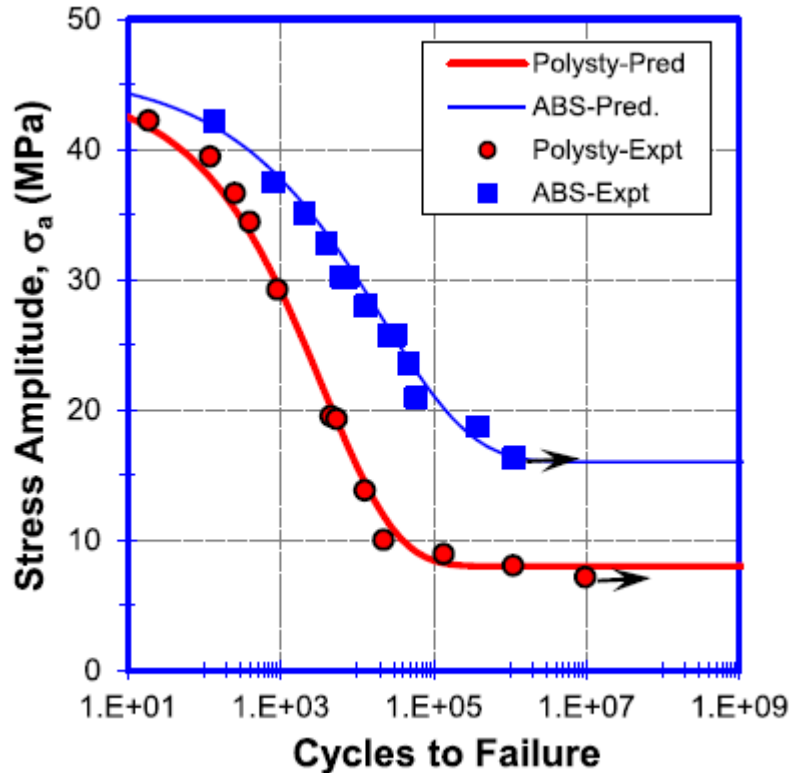
Per dare una stima conservativa di una combinazione ammissibile di σ_m e σ_a per un dato N si considera la **retta w-z**

$$\sigma_a = \sigma_f \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_c} \right)$$

σ_f = resistenza a fatica per N cicli

σ_c = stress a rottura per creep a $t \equiv t$ necessario per N cicli

Curve S-N per diversi polimeri



$$N_f = \left[-\frac{1}{C_n} \ln \left(\frac{\sigma_a - \sigma_e}{\sigma_u - \sigma_e} \right) \right]^{1/m_n}$$

Curva di interpolazione dati sperimentali per predire la vita a fatica

$C_n = cost$

$\sigma_a = ampiezza\ stress$

$\sigma_e = stress\ asintoto$

$\sigma_u = stress\ a\ N=0$

K.S. Ravi Chandran, *Mechanical fatigue of polymers: A new approach to characterize the S-N behavior on the basis of macroscopic crack growth mechanism*, Polymer 91 (2016) 222-238

IMPATTO

I materiali polimerici sono generalmente tenaci e duttili, \Rightarrow si presume resistano bene a forze d'impatto.

Non sempre è vero: anche il più duttile (PP) può cedere fragilmente a impatto per carichi bassi.

La resistenza all'impatto NON è una caratteristica intrinseca dei materiali polimerici e NON è possibile dare un unico valore per ogni plastica

Dipende da:

- temperatura
- velocità di deformazione
- sistema di carico
- anisotropia
- geometria
- processing
- ambiente

} *Condizioni di test*

Condizioni del materiale

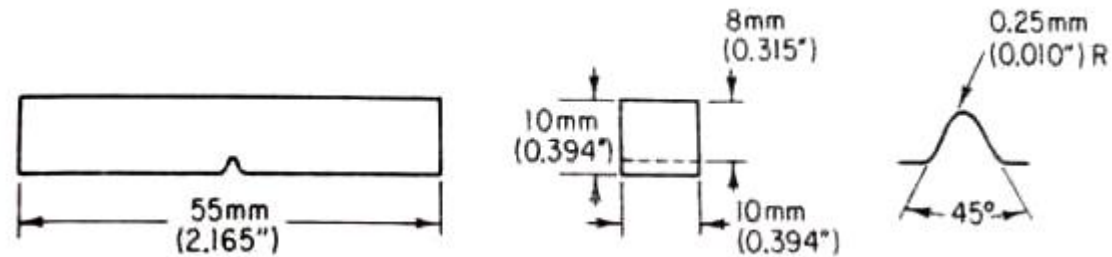
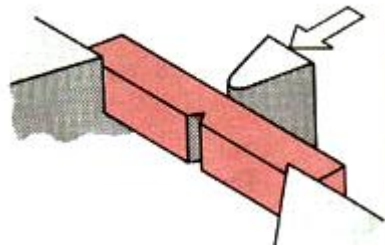
→ raggio apice intaglio

→ umidità

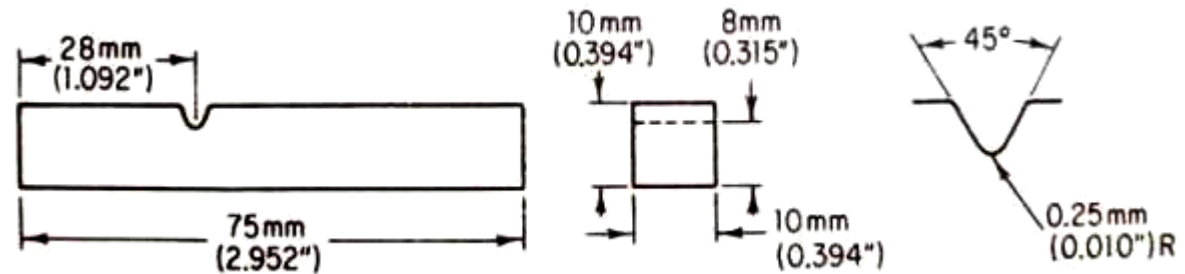
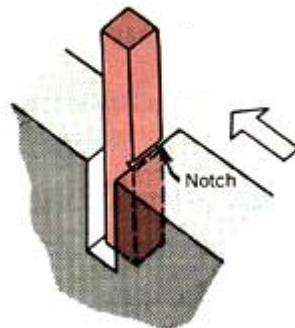
Resistenza all'impatto = energia assorbita prima della rottura/area sezione indentata

Test impatto:

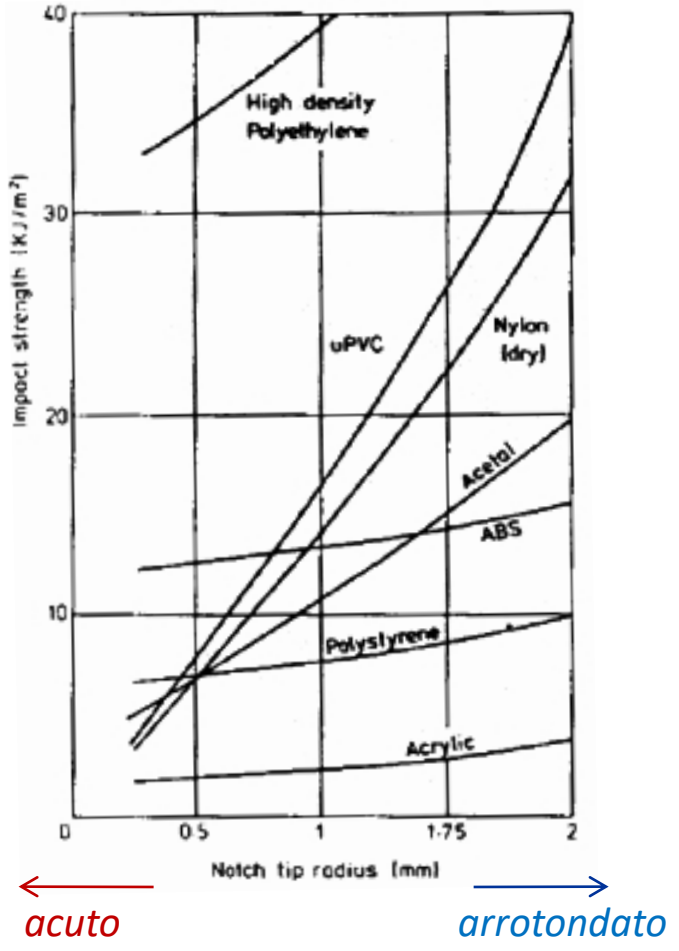
- Charpy



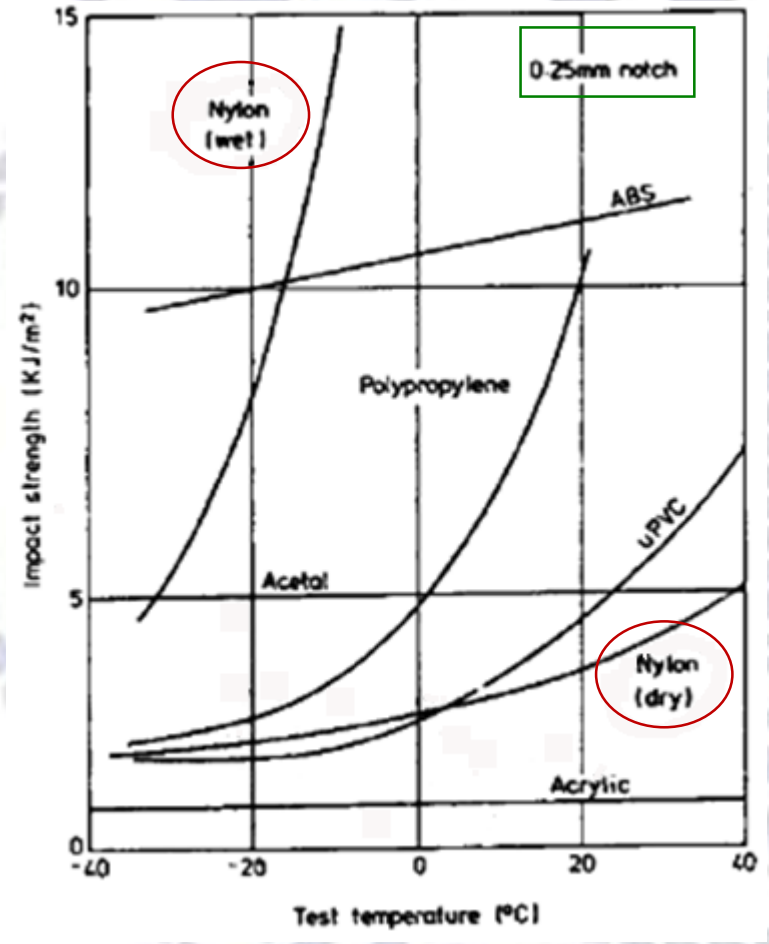
- Izod



raggio apice intaglio



Umidità // temperatura



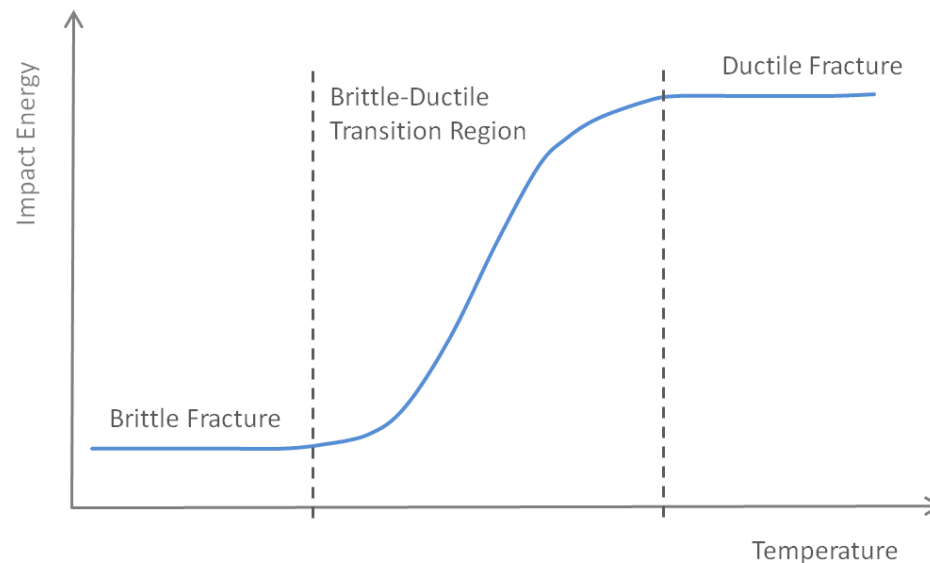
Cedimento fragile per impatto si ha per

- Temperature basse
- Velocità di deformazioni alte

In alcuni casi al disotto di una certa **temperatura** si ha un crollo della resistenza all'impatto viene definita temperatura di *transizione fragile*

$$T_b(1/4)$$

la T alla quale la resistenza all'impatto di un materiale con un difetto acuto (raggio = 1/4 mm) diminuisce di almeno 10 kJ/m²



Modifica del comportamento a impatto

Tenacizzazione con gomma

Polimero vetroso (fragile, poco tenace) + gomma (tenace)

Polimero vetroso: polistirene PS

copolimero stirene-acrilonitrile SAN

Gomma reticolata:

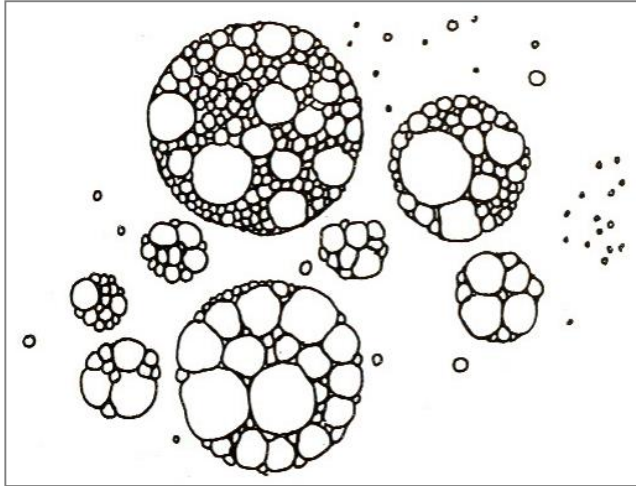
polibutadiene PB

copolimero stirene-butadiene S-B

Come?

- Blend
- In fase di polimerizzazione (copolimeri)

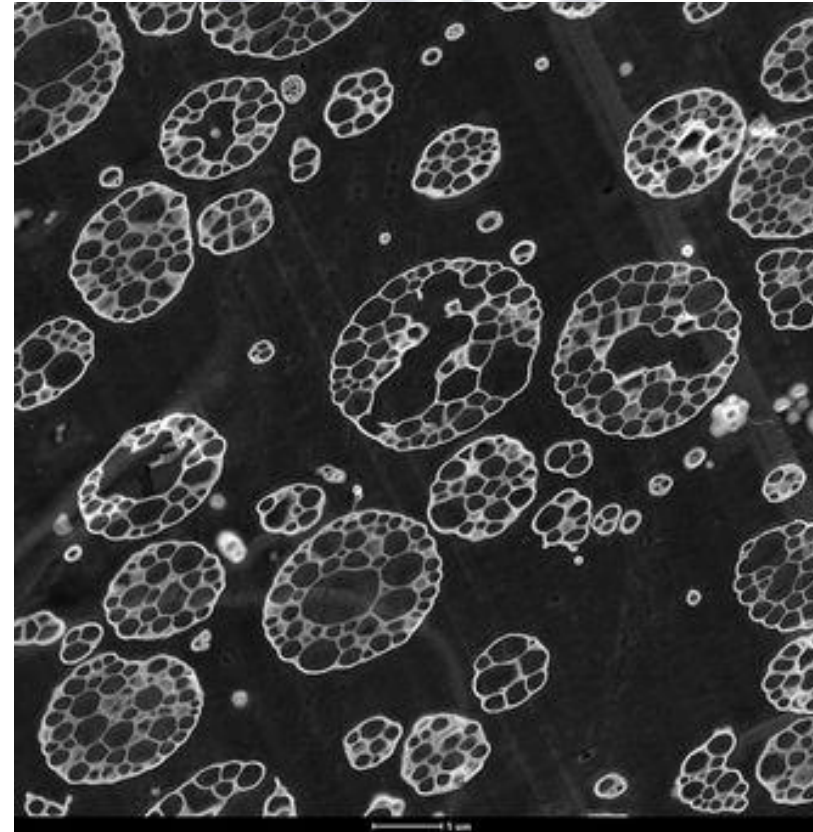
•Blend PS + PB → HIPS



Rappresentazione schematica di HIPS

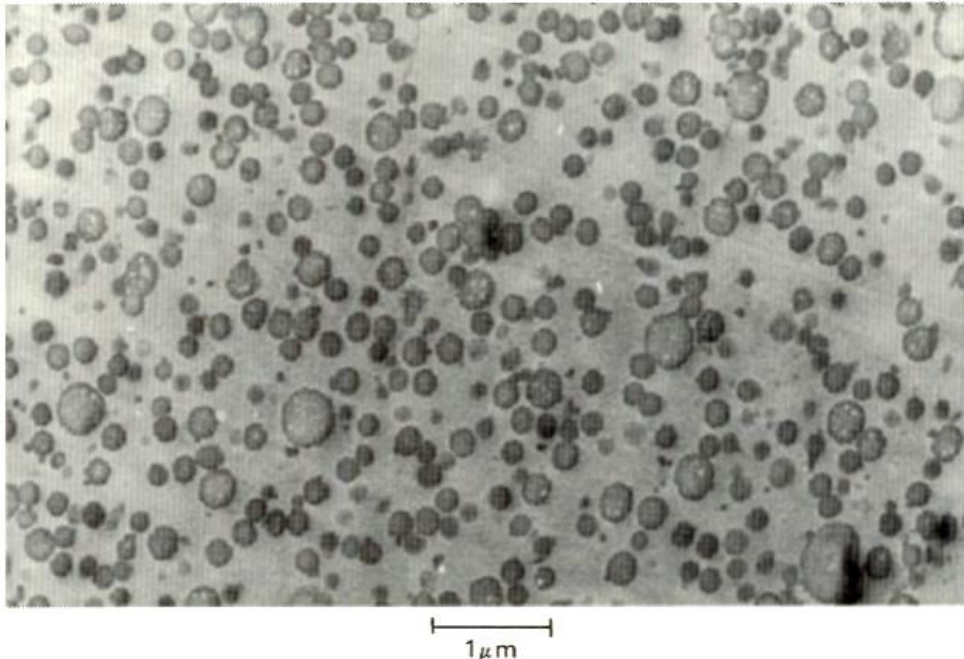
Effetto della frazione volumetrica F di particelle di gomma sulle proprietà di HIPS

Fraz.vol. F	E_{trazione} [GPa]	Resistenza all'impatto [$\text{MJ}\cdot\text{m}^{-3}$]	Deformaz. a frattura [%]
0,06	2,8	0,42	3
0,12	2,4	1,90	20
0,22	1,9	11,6	45



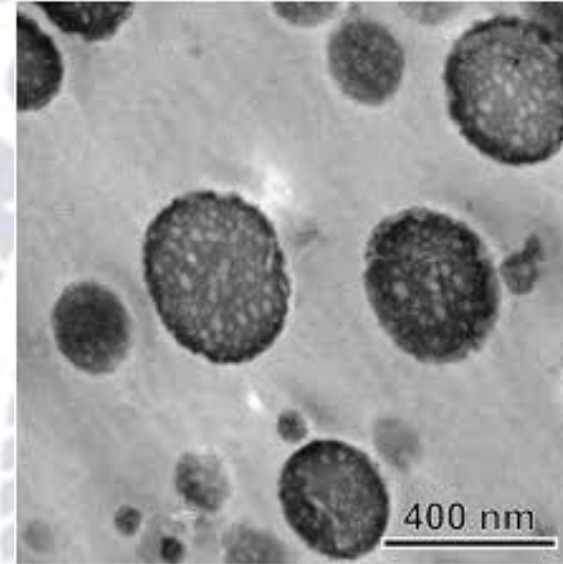
Sezione sottile di HIPS - TEM

•Copolimeri SAN + PB / S-B → ABS



TEM di ABS in nero la fase gommosa

Polimerizzazione di S e AN in presenza di PB ABS: T_g
~ 105°C



la matrice vetrosa (SAN) contiene sfere di gomma F < 1 mm

all'interno delle sfere di gomma c'è presenza di sfere ancora più piccole di SAN → separazione di fase

15-35% AN

5-30% B

40-60% S

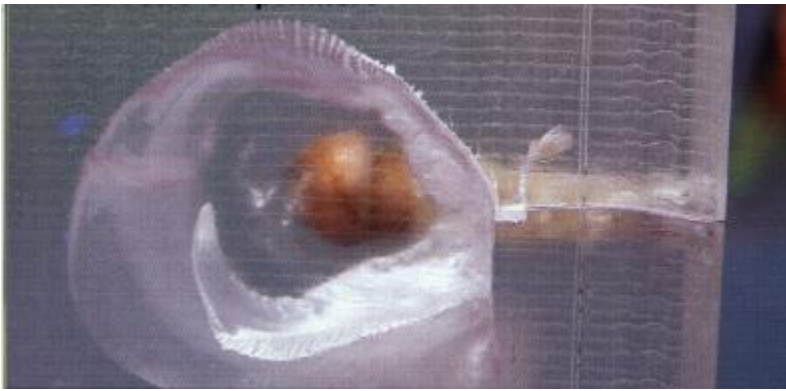
Applicazioni – impatto balistico

Proiettili contro polimeri

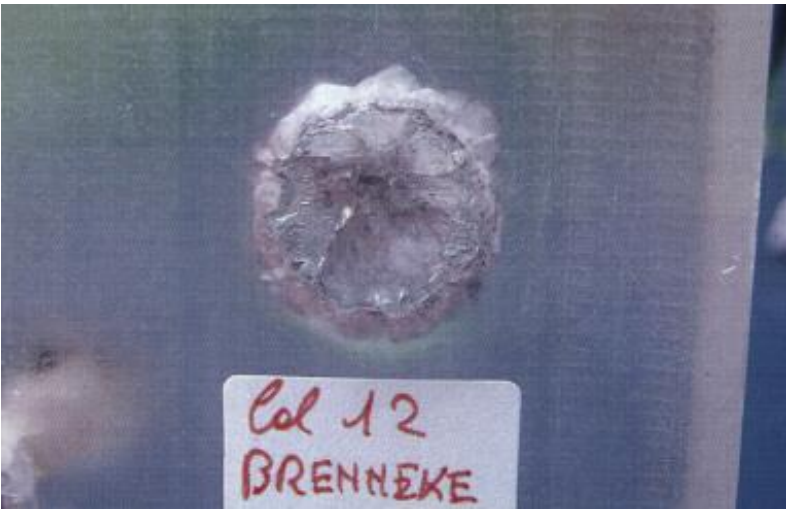


Effetto di impatto (44 Magnum)
su PC (vista interna)

La reazione anelastica del PC
permette di inglobare la
massa di schegge
movimentate dall'impatto,
impedendo la loro
propagazione



proiettile a 600 m/s
su PC
Scarsa risposta
elastica: crepa vistosa



Proiettile a 410 m/s
su PC
Rimbalzo

Proiettile a 410 m/s su APX2 (PC modificato)
Rimbalzo a 10 m con velocità residua 80-90 m/s!!!



Fusione in testa



Remington $v = 1000 \text{ m/s}$;
richiusura termica!

Prove su APX2 per diversi proiettili - Colpi laterali

Frizione e usura

Frizione = resistenza offerta allo scorrimento reciproco di due superfici

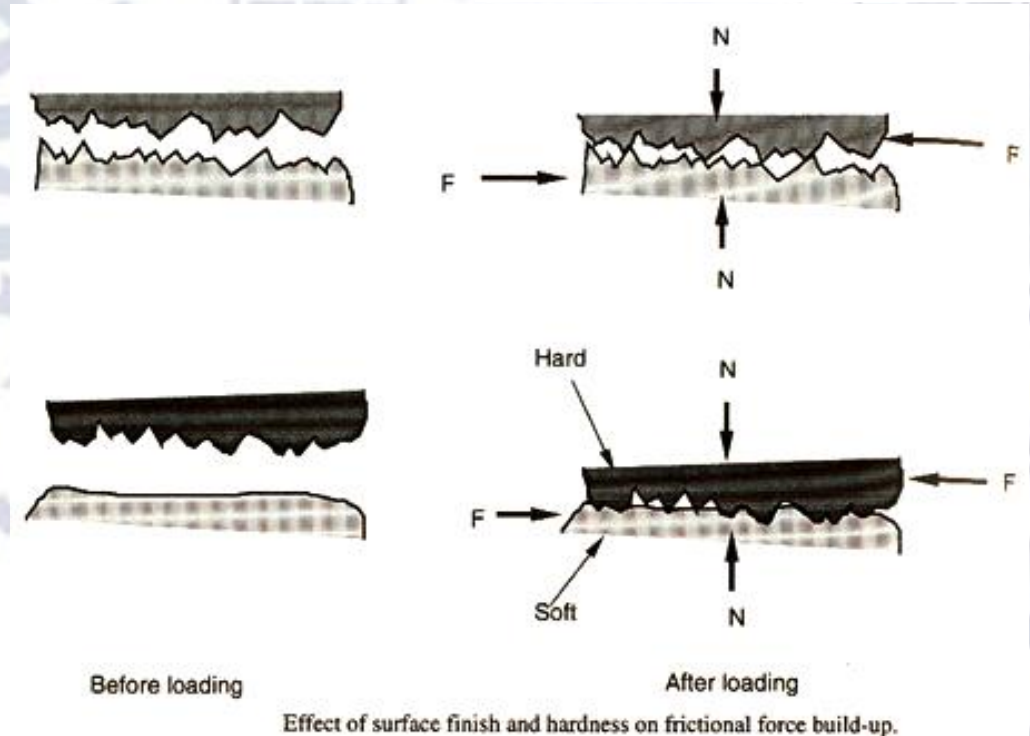
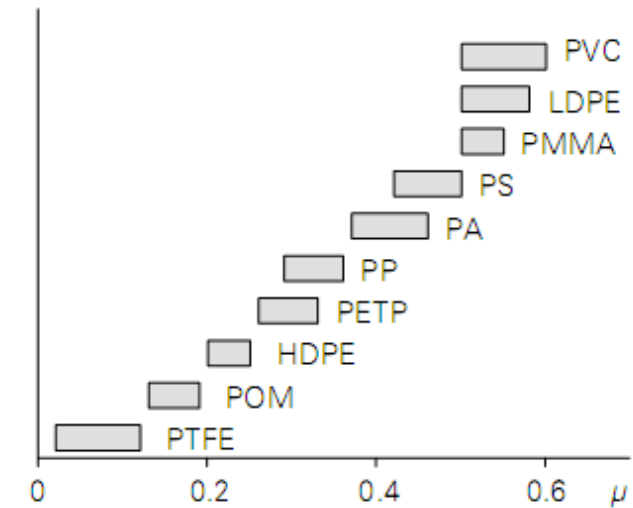
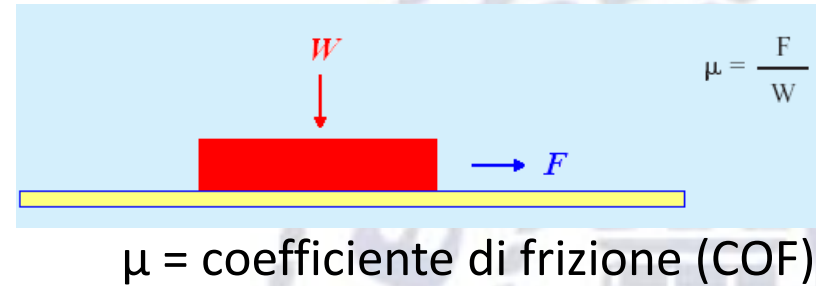
Frizione SECCA

Frizione LUBRIFICATA

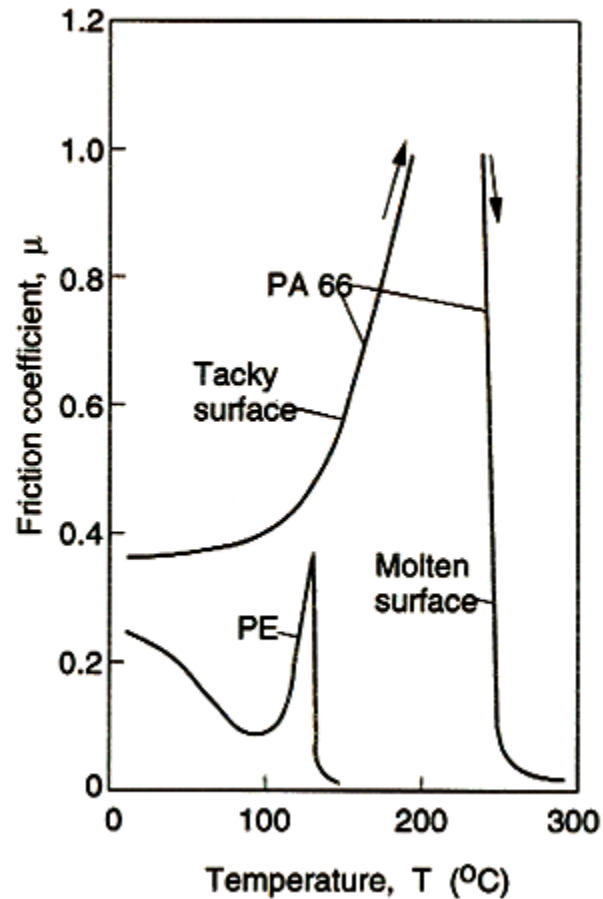
! calore generato (bassa conduttività termica)

! UR ambiente

! deformazione delle superfici



Influenza della temperatura



PA 6,6 e HDPE

La temperatura varia con il tempo

$$\Delta T = \frac{2\dot{Q}\sqrt{t}}{\sqrt{\pi}\sqrt{k\rho c_p}}$$

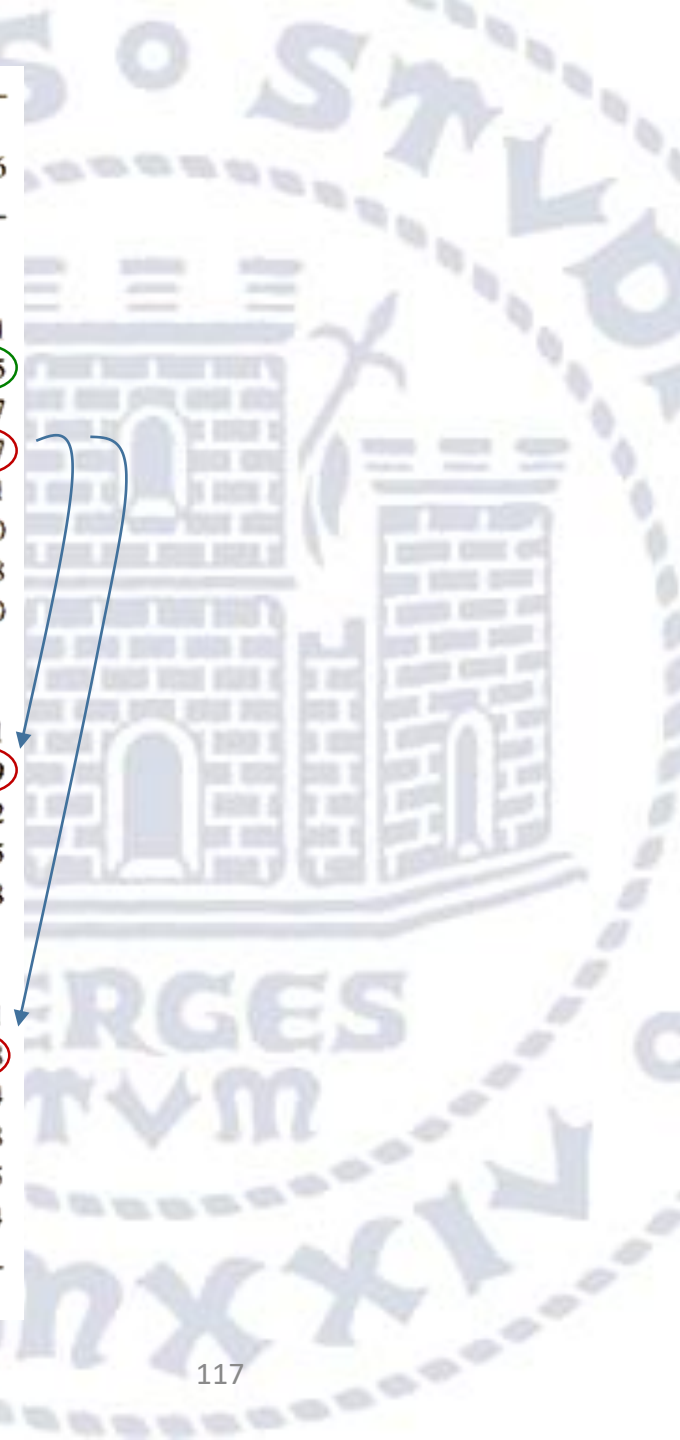
k: conduttività termica
r: densità
 c_p : calore specifico

$$\dot{Q} = F \cdot v$$

velocità di creazione calore a seguito di forza frizionale F se le superfici scorrono relativamente con velocità v

Specimen	Partner	Velocity (mm/s)					
		0.03	0.1	0.4	0.8	3.0	10.6
<i>Coefficient of friction</i>							
<i>Dry friction</i>							
PP ⁱ	PP ^s	0.54	0.65	0.71	0.77	0.77	0.71
● PA ⁱ	PA ⁱ	0.63	-	0.69	0.70	0.70	0.65
PP ^s	PP ^s	0.26	0.29	0.22	0.21	0.31	0.27
● PA ^m	PA ^m	0.42	-	0.44	0.46	0.46	0.47
Steel	PP ^s	0.24	0.26	0.27	0.29	0.30	0.31
Steel	PA ^m	0.33	-	0.33	0.33	0.30	0.30
PP ^s	Steel	0.33	0.34	0.37	0.37	0.38	0.38
PA ^m	Steel	0.39	-	0.41	0.41	0.40	0.40
<i>Water lubricated</i>							
PP ^s	PP ^s	0.25	0.26	0.29	0.30	0.28	0.31
● PA ^m	PA ^m	0.27	-	0.24	0.22	0.21	0.19
Steel	PP ^s	0.23	0.25	0.26	0.26	0.26	0.22
PP ^s	Steel	0.25	0.25	0.26	0.26	0.25	0.25
PA ^m	Steel	0.20	-	0.23	0.23	0.22	0.18
<i>Oil lubricated</i>							
PP ^s	PP ^s	0.29	0.26	0.24	0.25	0.22	0.21
● PA ^m	PA ^m	0.22	-	0.15	0.13	0.11	0.08
Steel	PP ^s	0.17	0.17	0.16	0.16	0.14	0.14
Steel	PA ^m	0.16	-	0.11	0.09	0.08	0.08
PP ^s	Steel	0.31	0.30	0.30	0.29	0.27	0.25
PA ^m	Steel	0.26	-	0.15	0.12	0.07	0.04

Note ⁱ = injection molded, ^s = sandblasted, ^m = machined.

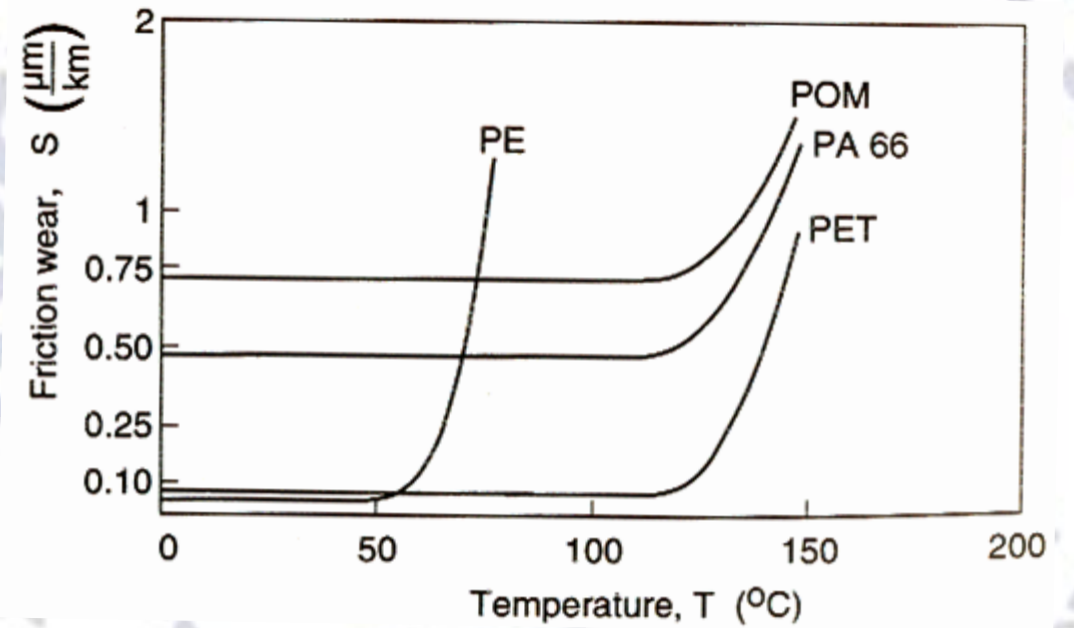


Usura: espressa in termini di spessore/volume perso per “lunghezza” percorsa

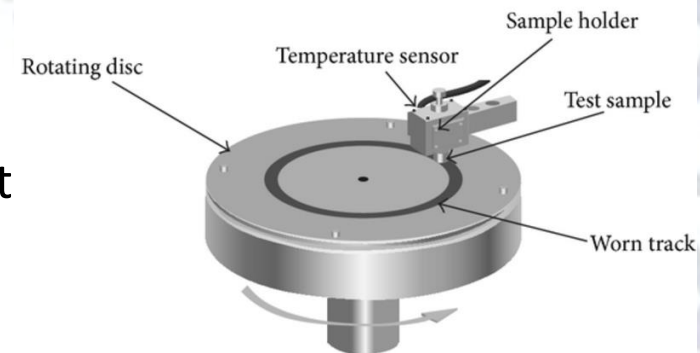
Usura volumetrica relativa

Polymer	Density (g/cm ³)	Wear/Wear _{steel}
Steel	7.45	1.0
Beechwood	0.83	17.9
PMMA	1.31	11.2
PVC-U	1.33	5.8
HDPE	0.92	3.8
PP	0.90	2.8
HDPE	0.95	2.1
PA 66	1.13	1.0
UHMW-HDPE	0.94	0.6

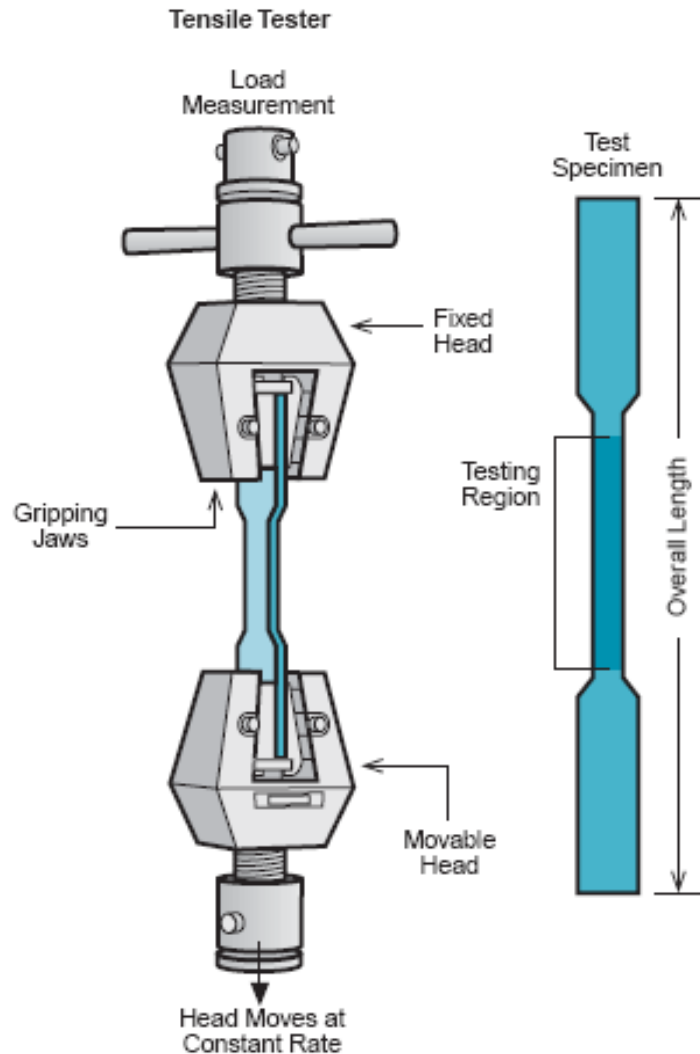
È funzione di T



Pin-on-disk test



Prove meccaniche su polimeri



Trazione – per termoplastici rigidi (ASTM D 638 and ISO 527) o morbidi e elastomeri (ASTM D 412) - serraggio di una barra stampata standard alla macchina di test.

Per materiali microcellulari PU (ASTM D 3489) si utilizza un provino spesso 0,3175cm (1/8in) o 0,635cm (1/4in) con una pelle stampata. La procedura di test è la stessa che per le gomme (ASTM D 412).

Il provino viene tirato mentre si registra la forza e lo spostamento sino a rottura.

preparazione dei dati di

Usare la finestra di dialogo per indicare le opzioni dati di processo.

- 1 Fare click sull'icona formula per impostare le formule.
- 2 Assegnare i parametri nella finestra di dialogo.
- 3 Assegnare le opzioni pass/fail nella finestra di dialogo.
- 4 Se necessario, definire una formula specifica.
- 5 Seleziona le statistiche.

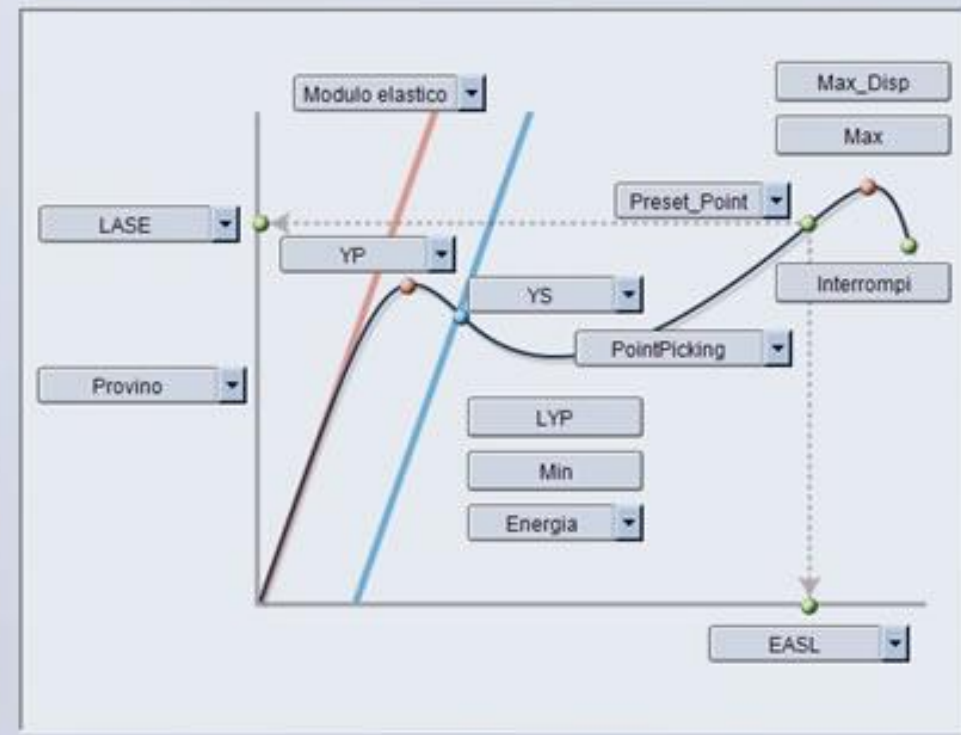
Salva un file metodo

Esegui il test con questo metodo

Termina

Cancella

Singolo - Trazione



Elaborazione dati

Elaborazione dati | Stampa

Edit | Cancella

Statistiche

- Media
- Deviazione standard
- Massimo
- Minimo
- Range
- Median
- Variazione
- 3Sigma
- Medio+ 6 Sigma
- Medio- 6 Sigma

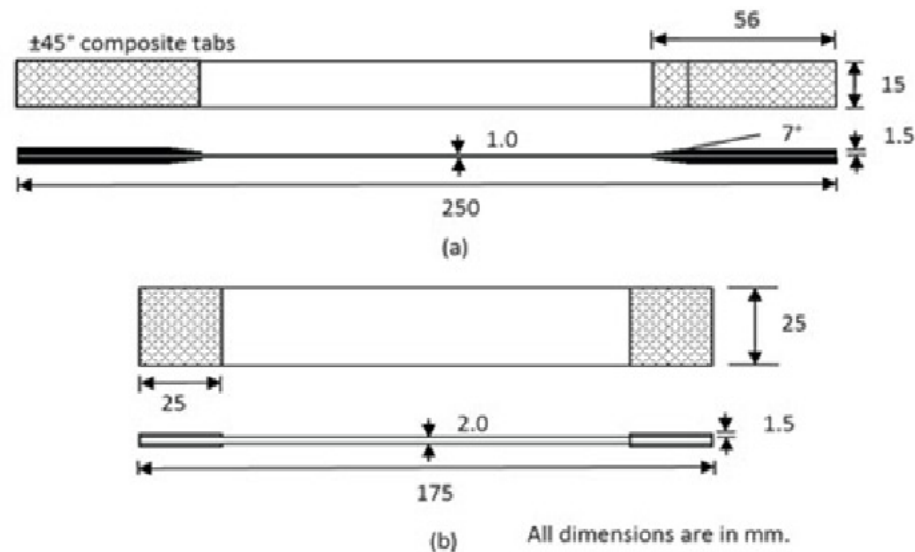
Defisci formula:

	Impost a	Formula	
1	<input type="checkbox"/>	=	Edit...
2	<input type="checkbox"/>	=	Edit...
3	<input type="checkbox"/>	=	Edit...

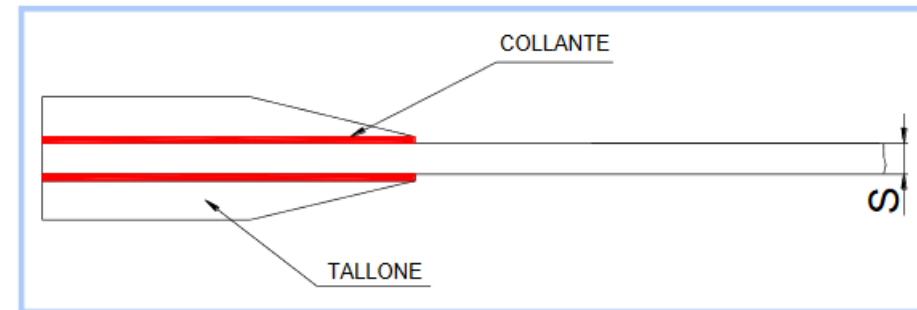
< indietro | Avanti >

Trazione – per compositi (ASTM D3039)

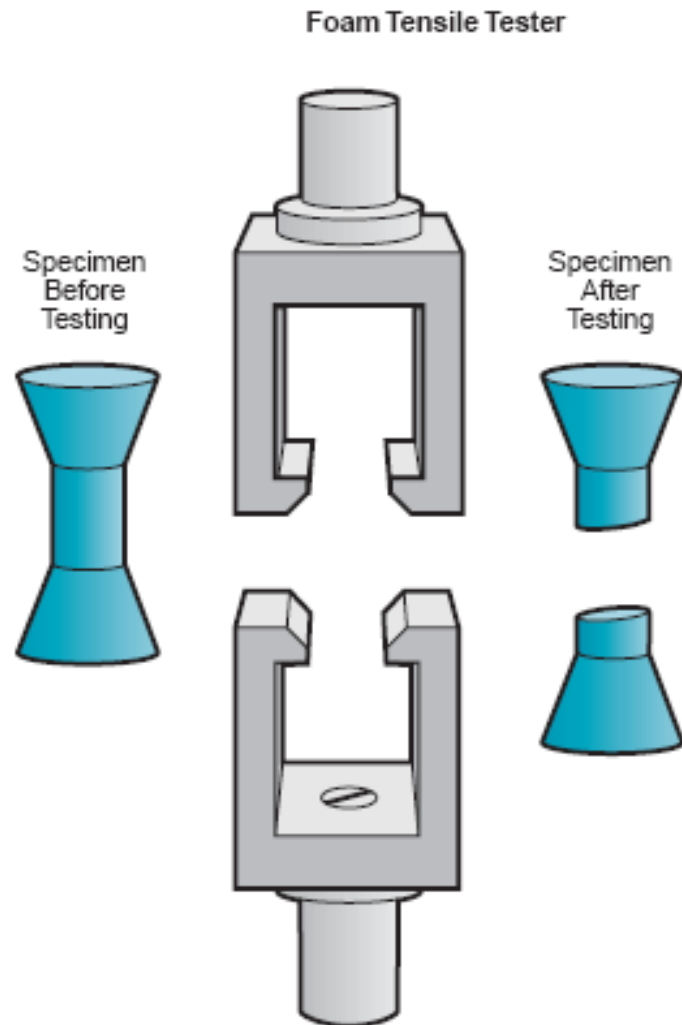
Questa prova è utilizzata per materiali con alta anisotropia. La particolarità di questi provini è quella di avere i “talloni” (teste di afferraggio)



Tallonatura



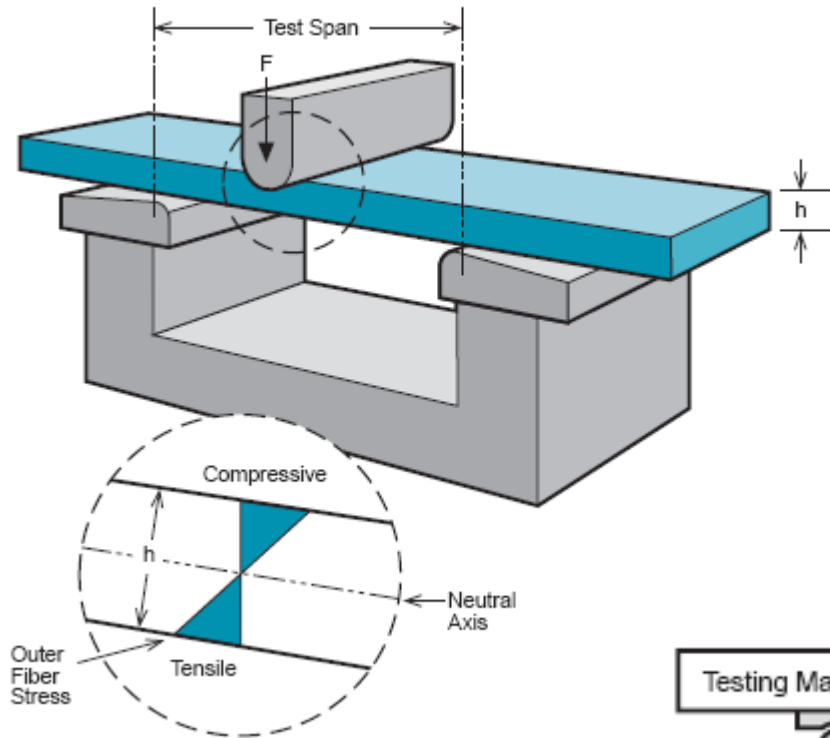
Prove meccaniche su polimeri



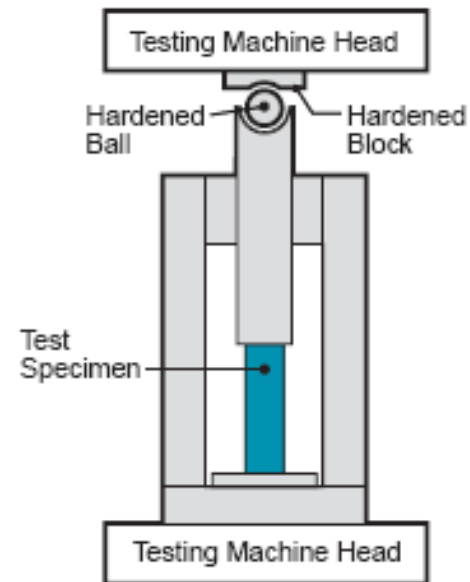
Trazione – *Schiume rigide PU* (ASTM D 1623) – si copre sia la parte di proprietà a trazione che le proprietà adesive di una schiuma alla sua pelle. Nel test un provino è inserito nelle ganasce dell'apparato e viene soggetto a carico di trazione; la misura viene presa al punto di rottura. La resistenza a trazione viene data dividendo il carico di rottura per l'area minima originale della sezione.

Schiume rigide PU strutturali (ASTM D638 – ISO 527)

Schiume flessibili (ASTM D3574 o ASTM D 5308 – ISO 1789 a seconda dell'applicazione finale) – si misura il carico a trazione, la resistenza e l'allungamento a rottura

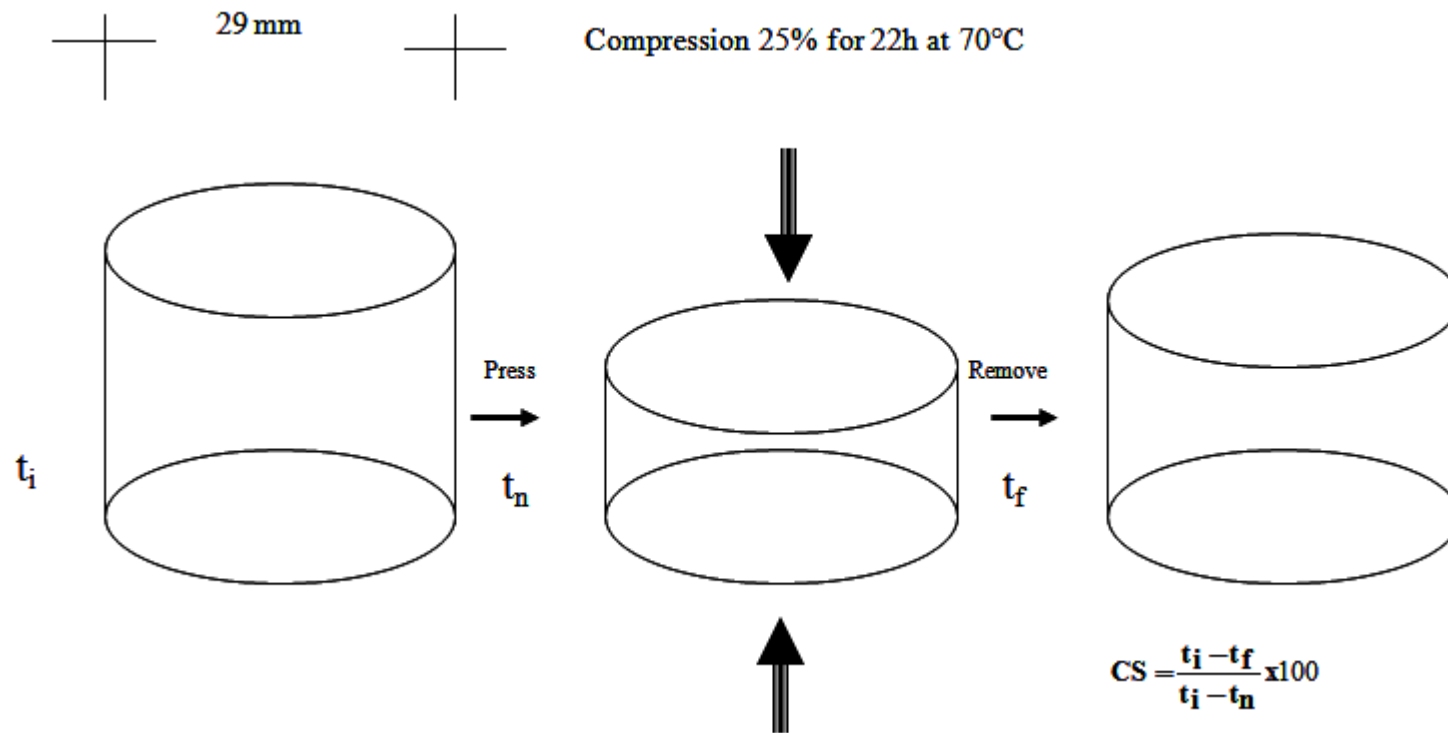


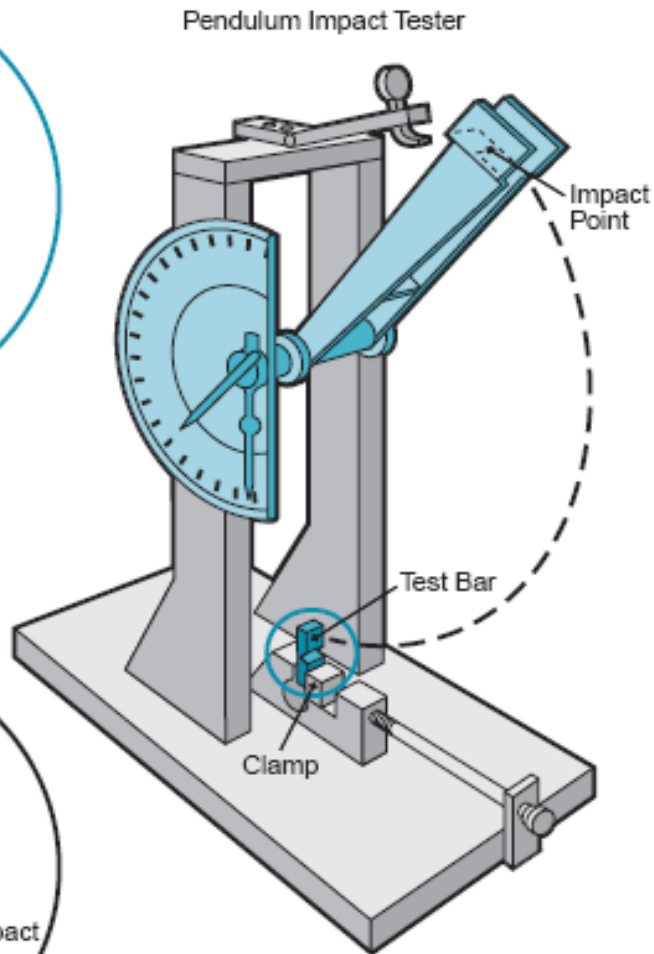
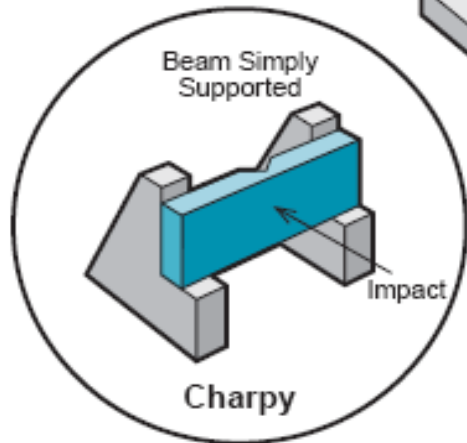
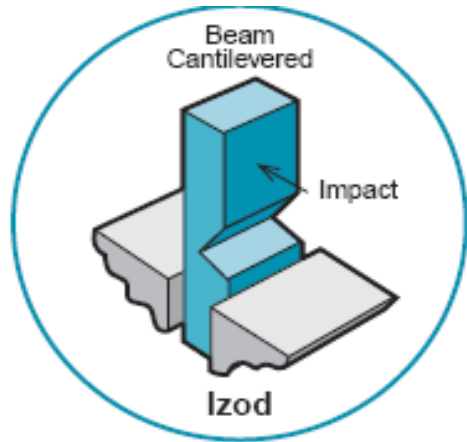
Flessione – (ASTM D 790 e ISO 178) il campione (barretta) è posta su due supporti e viene sottoposta a flessione nel suo mezzo a velocità costante di solito 2 mm/min per materiali rinforzati con vetro e 20 mm/min per plastiche non rinforzate



Compressione – (ASTM D 695 o ISO 604)– un campione è compresso a velocità di deformazione costante tra due piatti paralleli sino a sua rottura o deformazione di una data percentuale. Non molto usata per termoplastici, che è difficile si rompano a compressione

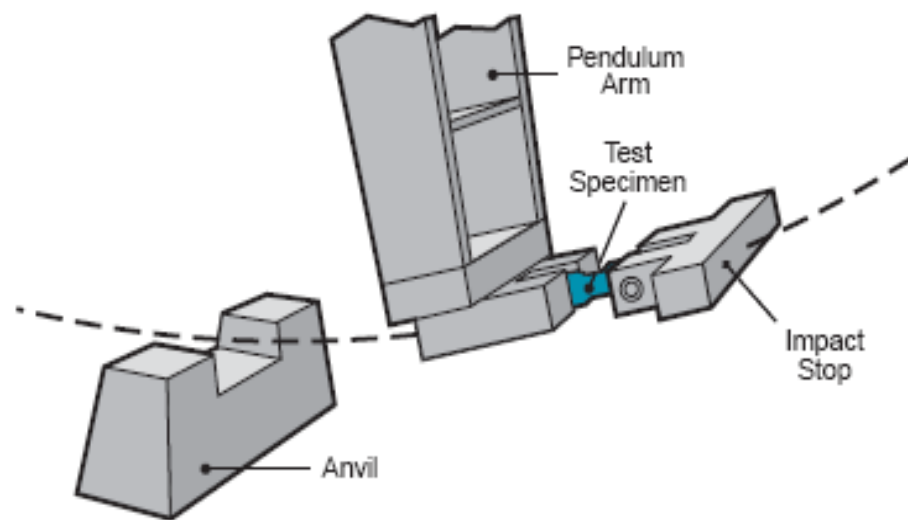
Compression set – (ISO 815) il campione è sottoposto a compressione. Si misura la differenza di altezze tra l'iniziale, quella subito dopo compressione e quella finale. Dà una misura del recupero elastico.





Impatto – il braccio di un pendolo oscilla da un'altezza specificata e colpisce il provino pre-indentato causandone la rottura. Il braccio continua l'oscillazione con minor velocità causa la perdita di energia provocata dall'impatto. Tale perdita di energia, calcolata dalla differenza di altezze tra inizio e fine, determina la resistenza all'impatto, misurata in J/m.

A seconda di come viene impattato il provino, ovvero dove è presente il pre-intaglio, si distingue in metodo Izod (ASTM D 256, D 4812, o ISO 180) o Charpy (ISO 179)



Impatto a trazione (ASTM D 1822 or ISO 8256) misura l'abilità plastica di assorbire l'energia di impatto quando non interessi indagare l'effetto di un intaglio. E' adatto per valutare le prestazioni all'impatto di film sottili, materiali morbidi e altre plastiche che non si prestano ad essere valutate con altri metodi.

Nella prova, il campione è montato da una parte al pendolo e stretto ad un morsetto dall'altra estremità. Alla fine dell'oscillazione del pendolo il morsetto impatta incudini fisse trasferendo gli stress di trazione al campione causandone la frattura. Si misura l'energia richiesta per rompere il pezzo e dividendola per la sezione dell'area rastremata.

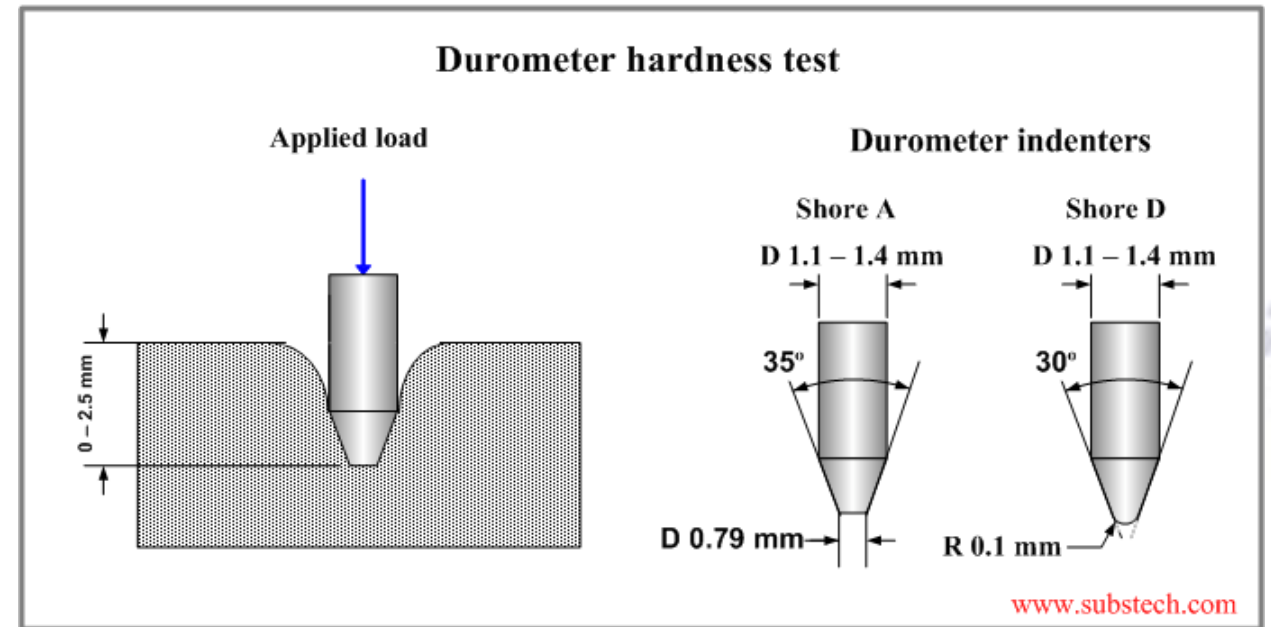
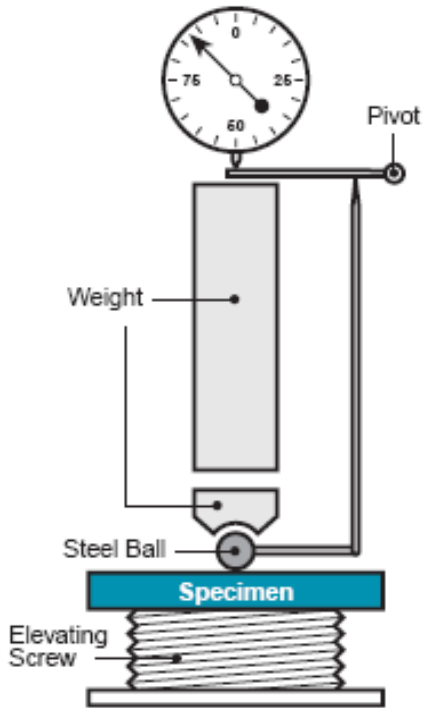
Durezza

Rockwell (ASTM D 785 or ISO 2039-2)

Per la maggior parte delle plastiche ingegneristiche si usa sia la scala Rockwell “R” che la più severa scala “M”.

Test con Durometro (ASTM D 2240 or ISO 868) – per materiali morbidi (elastomeri). Si misura su scala adimensionale da 0 a 100, i valori di durezza appaiono come scala “Shore A” per plastiche morbide e come scala “Shore D” per plastiche dure.

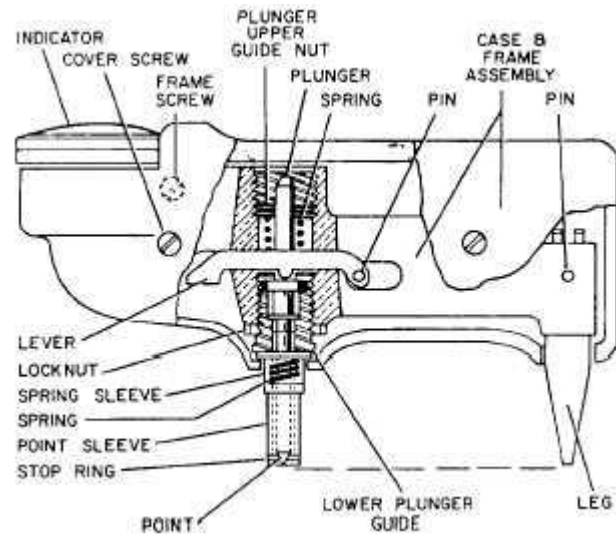
Valore maggiore corrisponde a maggior durezza.



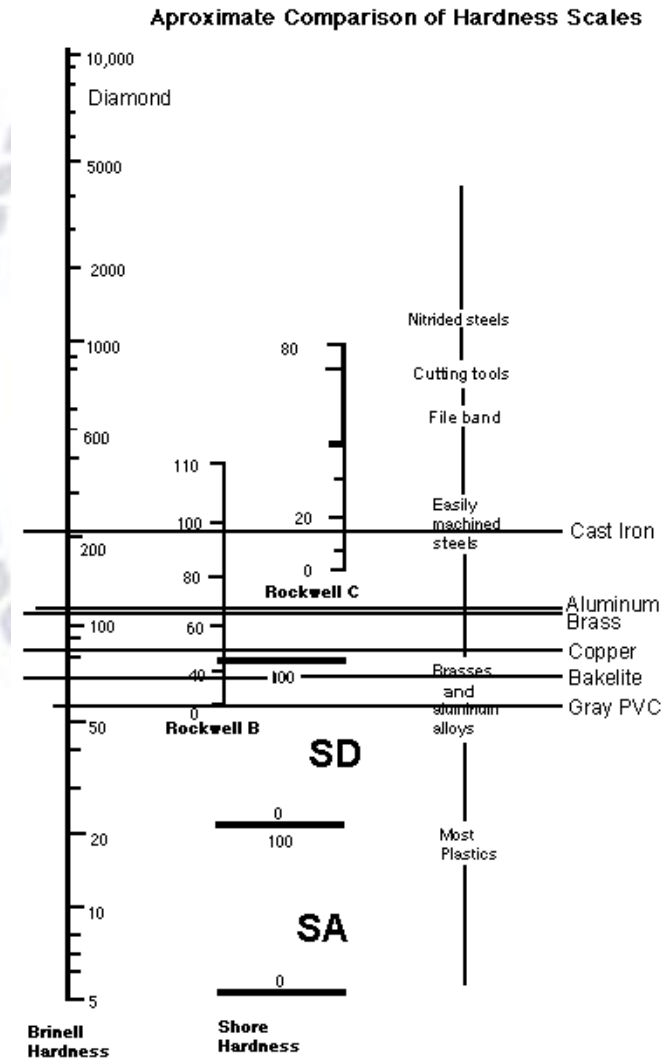
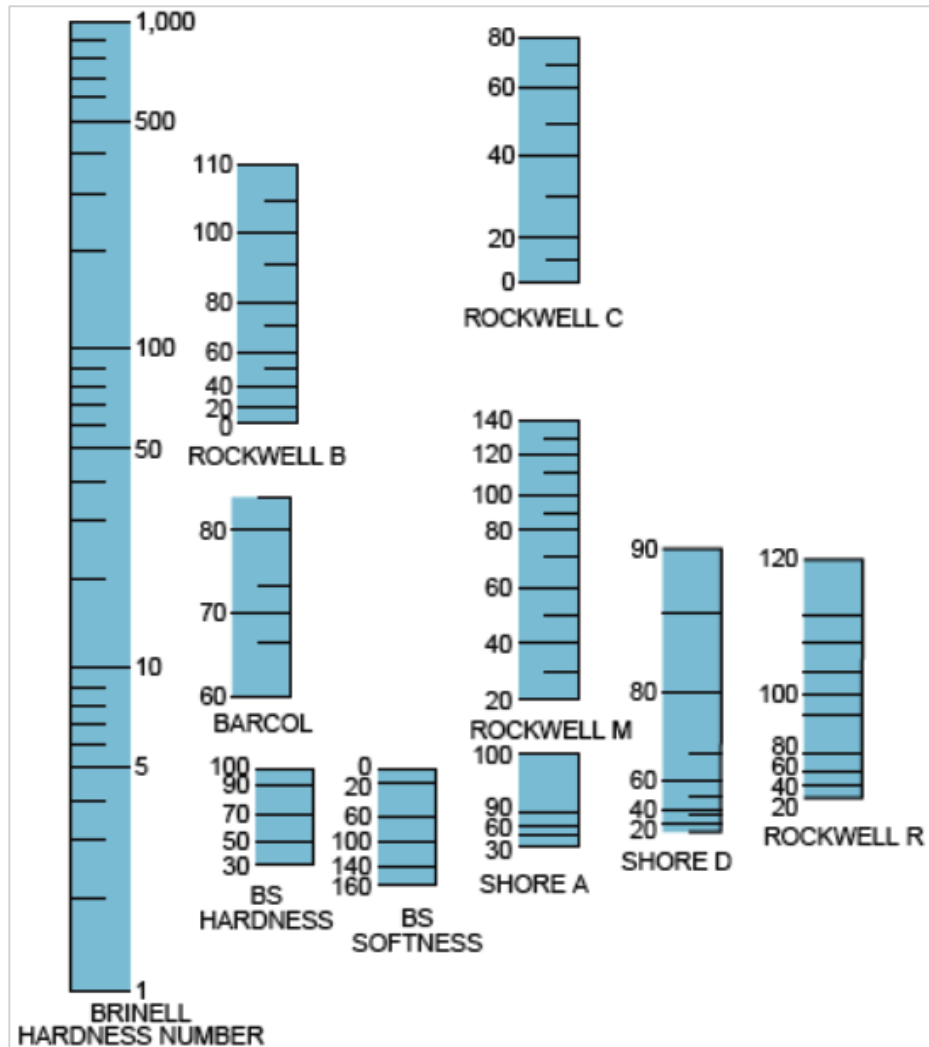
Barcol (ASTM D D 2583)

Per plastiche rigide, rinforzate e non.

La profondità di penetrazione è convertita nel numero Barcol (0-100)



Correlazione tra le diverse scale di durezza



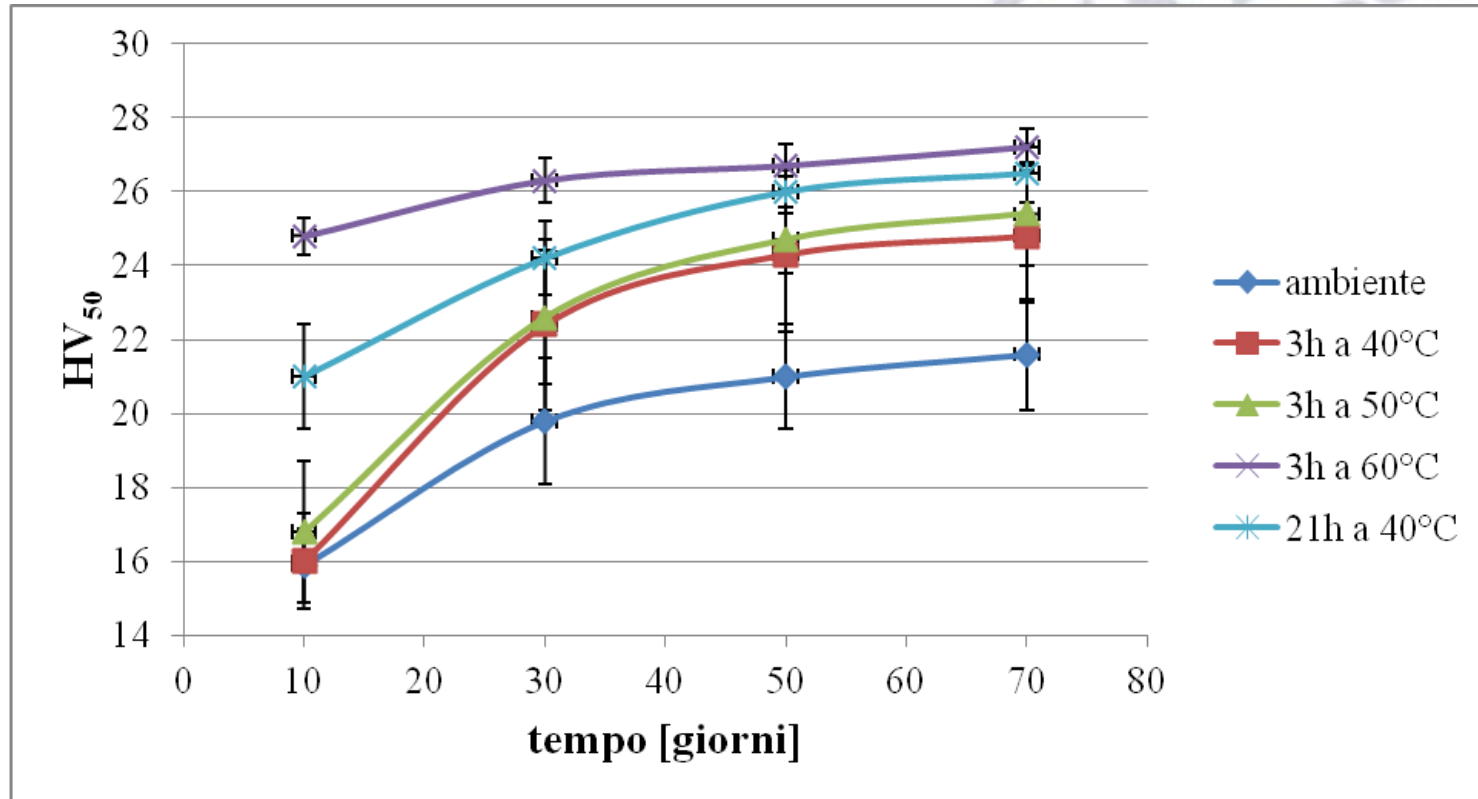
Le prove di durezza si utilizzano anche per la determinazione del grado di reticolazione di termoidurenti

- Caso di compositi in vetroresina – campo nautico
Incollaggio con colla uretano-acrilato (attivatore MetilEtilKetonePerossido – MEKP)
– **verifica funzionalità residua di resina poliestere dicitlopentadienica (DCPD)**

L'adesione avviene grazie all'irruvidimento superficiale e alla possibilità di reazione chimica tra i gruppi funzionali non ancora reagiti della resina DCPD e quelli della colla attivata.

verifica funzionalità residua di resina poliestere dicitlopentadienica (DCPD)
mediante **prove di durezza**

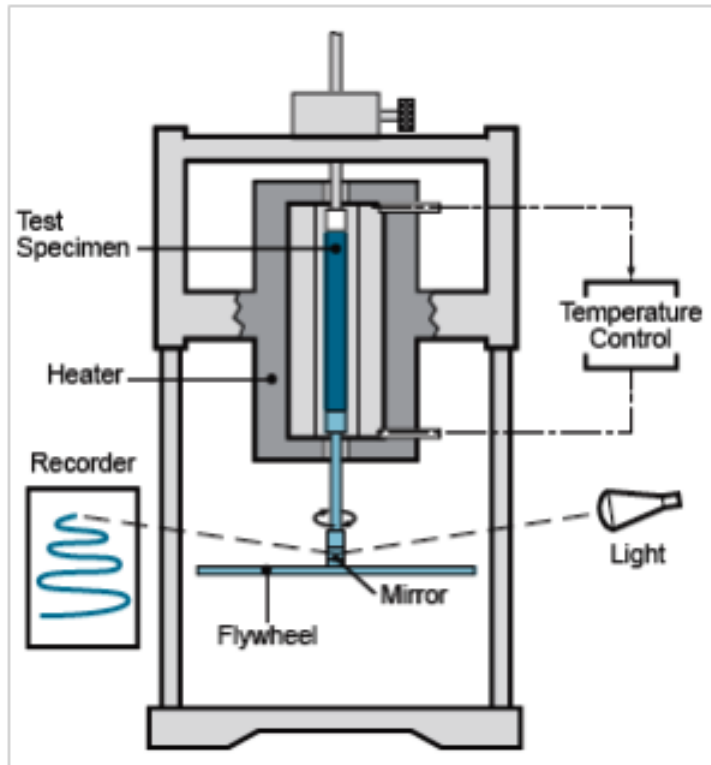
Test di Microdurezza Vickers



All'aumentare del tempo e della temperatura salgono i valori di durezza, ovvero aumenta il grado di reticolazione e diminuisce la funzionalità residua

Non si ottiene una buona adesione se si scalda troppo (o fa troppo caldo – *estate*) o si aspetta troppo tempo per l'incollaggio

Pendolo torsionale per la determinazione del modulo di taglio



Effetti del comportamento viscoelastico nei fenomeni dinamici

Il comportamento viscoelastico è il responsabile dell'attenuazione delle oscillazioni di risonanza nei fenomeni dinamici.

Il sistema per il test è formato da una barra torsionale viscoelastica (**il campione**) e da una massa rigida.

$$M_{ext} = M_0 e^{i\omega t}$$

$$M_r = G^* k_g \vartheta = G'(1 + i \tan \delta) k_g \vartheta$$

G^* è il modulo di rigidezza a taglio, complesso, del materiale e k_g rappresenta un fattore geometrico che dipende dalla sezione della barra viscoelastica