



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

**Appunti universitari**

**Tesi di laurea**

**Cartoleria e cancelleria**

**Stampa file e fotocopie**

**Print on demand**

**Rilegature**

NUMERO: 1844A -

ANNO: 2016

# **A P P U N T I**

STUDENTE: Agricola Salvatore

MATERIA: Metallurgia Meccanica - prof. Matteis

Il presente lavoro nasce dall'impegno dell'autore ed è distribuito in accordo con il Centro Appunti.

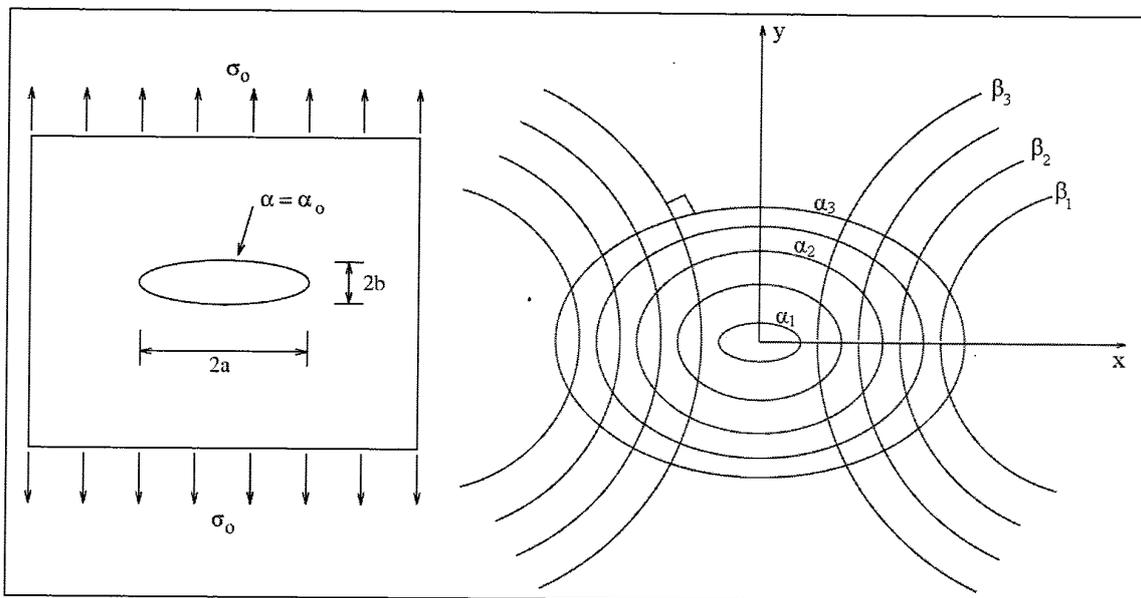
Tutti i diritti sono riservati. È vietata qualsiasi riproduzione, copia totale o parziale, dei contenuti inseriti nel presente volume, ivi inclusa la memorizzazione, rielaborazione, diffusione o distribuzione dei contenuti stessi mediante qualunque supporto magnetico o cartaceo, piattaforma tecnologica o rete telematica, senza previa autorizzazione scritta dell'autore.

**ATTENZIONE: QUESTI APPUNTI SONO FATTI DA STUDENTIE NON SONO STATI VISIONATI DAL DOCENTE.  
IL NOME DEL PROFESSORE, SERVE SOLO PER IDENTIFICARE IL CORSO.**

**Foro ellittico in lastra tesa**

LA STRA INFINITA

Si consideri un foro ellittico di semiassi  $a$  e  $b$  in una lastra infinita nel piano (in tensione piana o in deformazione piana), sottoposta ad una tensione remota  $\sigma_0$  in direzione  $y$  (figura).



Foro ellittico in una lastra tesa; coordinate curvilinee ( $\alpha_3 > \alpha_2 > \alpha_1$  e  $\beta_3 > \beta_2 > \beta_1$ )

Questo problema è stato risolto analiticamente impiegando un sistema di coordinate curvilinee, nel quale ciascun punto è identificato dall'appartenenza ad un'ellisse, definita dalla coordinata  $\alpha$ , e ad un'iperbole, definita dalla coordinata  $\beta$ , e tutte le ellissi e le iperboli hanno gli stessi fuochi. Se i due fuochi coincidessero, questo sistema di coordinate si ridurrebbe al sistema polare, ed  $\alpha$  e  $\beta$  si ridurrebbero a raggio ed angolo. In tale sistema di coordinate, il bordo del foro è descritto dall'equazione  $\alpha = \alpha_0$ . Sul bordo del foro, nel punto più sollecitato (cioè l'intersezione con l'asse maggiore), la soluzione è:

$$\sigma_{\beta\beta}(\alpha = \alpha_0, \beta = 0) = \sigma_0 (1 + 2 a/b)$$

in cui  $\sigma_{\beta\beta}$  è la componente ellissoidale (dunque, nel punto esaminato, verticale) della tensione. Per via geometrica si può dimostrare che il raggio di curvatura nel medesimo punto è  $\rho = b^2/a$ ; perciò risulta:

$$\sigma_{\beta\beta}(\alpha = \alpha_0, \beta = 0) = \sigma_0 (1 + 2 (a/\rho)^{1/2})$$

Questo risultato dimostra che le tensioni all'apice di un intaglio aumentano in funzione inversa del raggio di curvatura dell'apice dell'intaglio.

Per stabilire se sia migliore l'approssimazione di deformazione piana o quella di tensione piana occorre confrontare lo spessore della lastra con una dimensione caratteristica nel piano. Poiché la precedente considerazione dimostra che l'incremento di tensione all'apice dell'ellisse è determinato in primo luogo dal raggio di curvatura  $\rho$ , si può concludere che è migliore l'approssimazione di tensione piana se lo spessore è molto minore di  $\rho$ , ed è invece migliore l'approssimazione di deformazione piana se lo spessore è molto maggiore di  $\rho$ .

**Foro ellittico in un pannello di larghezza finita**

LA STRA FINITA

Nel caso di un pannello di larghezza finita  $W$ , contenente un intaglio ellittico con asse maggiore ortogonale alla direzione del carico e con raggio di curvatura all'apice  $\rho$ , in stato di tensione piana o di deformazione piana, sottoposto ad una tensione remota  $\sigma_0$  in direzione  $y$  (figura),

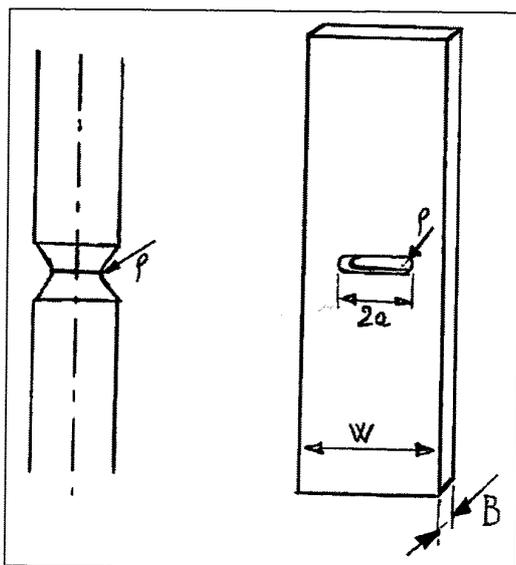


Fig. 35: Campioni di trazione intagliati: campione assialsimmetrico (sinistra), campione piano con intaglio centrale (destra).

Si possono definire le seguenti grandezze:

- $\sigma_n$  = (forza applicata) / (sezione normale minima iniziale del campione);  $\sigma_n = \frac{F}{W-2a}$
- $\sigma_{yy}$  = tensione reale principale (calcolate con FEM per esempio con equazioni di equilibrio; non è  $\frac{F}{A}$  assistenzia ma  $\frac{F}{a_p}$  da la sezione più sottile)
- $K_e$  = (massimo valore nel campione della tensione principale massima) /  $\sigma_n$ , in assenza di deformazione plastica, quindi calcolabile a priori in base alla sola elasticità lineare;
- $K_p$  = (massimo valore reale nel campione della tensione principale massima) /  $\sigma_n$ , anche in presenza di deformazione plastica;
- $K_{pf} = K_p$  all'applicazione della forza massima (forza di rottura);

la zona plastica  
 degli sforzi in campo  
 elastico, plastico e  
 rottura

Si consideri, per esempio, un campione intagliato piano sufficientemente sottile (anche rispetto al raggio di fondo intaglio) da poter esser considerato, con buona approssimazione, in tensione piana, costituito di acciaio duttile. In caso di tensione piana, il criterio di snervamento di Tresca comporta che lo snervamento si verifichi se la tensione principale massima (che, nella sezione minima, è  $\sigma_{yy}$ ) supera la tensione di snervamento  $R_{p02}$ . Al crescere della forza applicata dalla macchina di prova, qualitativamente la distribuzione della tensione  $\sigma_{yy}$  nella sezione minima evolve nel seguente modo:

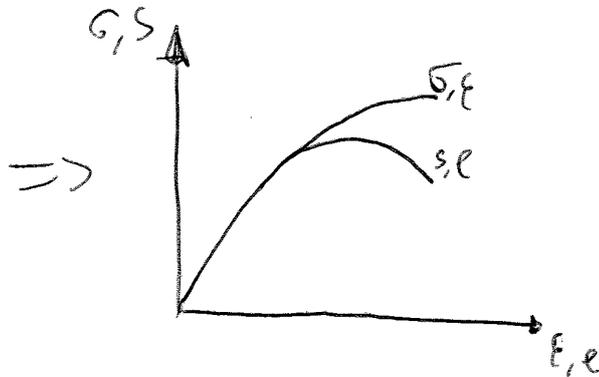
- inizialmente (caso 1 in figura), e fintanto che il valore massimo di  $\sigma_{yy}$  è inferiore alla tensione di snervamento  $R_{p02}$ , si verifica un elevato gradiente di tensione, con il massimo presso l'intaglio, e corrispondente alla distribuzione di tensioni determinata dalla elasticità lineare; in tale condizione  $K_p$  è pari a  $K_e$ , che potrebbe essere un numero molto maggiore di 1 (per esempio 10); *le  $\sigma_{yy}$  è più alto all'interno dell'intaglio*
- successivamente (caso 2 in figura), all'apice dell'intaglio la tensione è limitata dallo snervamento del materiale, la tensione  $\sigma_{yy}$  è pari al valore locale della tensione di deformazione plastica, che è poco superiore ad  $R_{p02}$  (a causa dell'incrudimento), e la deformazione plastica stessa modifica la geometria riducendo l'effetto d'intaglio; ne consegue che, a partire dall'apice dell'intaglio, si osserva prima una *zona plastica* (cioè che ha subito una deformazione plastica), in cui la tensione  $\sigma_{yy}$  è quasi costante e pari al valore massimo, e poi una zona ancora sottoposta a tensione soltanto elastica, in cui generalmente la tensione  $\sigma_{yy}$  decresce all'aumentare della distanza dall'intaglio; pertanto,  $K_p$  si riduce ad un valore inferiore a  $K_e$ .
- infine (caso 3 in figura), la zona plastica si estende all'intera sezione minima, e la tensione  $\sigma_{yy}$  risulta quasi costante in tale sezione (salvo piccole differenze giustificate dal diverso grado di incrudimento); dunque  $K_p$  si riduce ulteriormente e si avvicina ad 1.

# ANALISI Sperimentale per valutare la sensibilità all'infiacimento con FEM

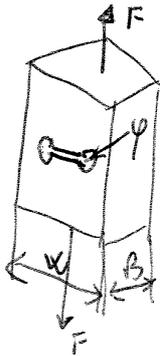
L

Si considerano dei provini in acciaio bonificato 4340 (34 GPa, 106) con intaglio circonferenziale o ellittico. Si partiva da lamiera rollata per laminazione a freddo e poi si rotte quindi l'acciaio era allo stato di ferrite + perlite. Poi sono stati rollati dei campioni e poi è stato fatto il trattamento termico. I campioni utilizzati sono di due tipologie:

- 1) a trazione: per valutare e confrontare le curve  $\sigma$ - $\epsilon$  o  $S$ - $\epsilon$ , dalle quali si deducono i parametri di resistenza e rottura nominale  $R_m$  e lo snervamento  $R_{0.2}$ . Le rotture che  $R_m = \frac{F_{max} \text{ della prova}}{A_0 = \text{sezione iniziale}}$ .



- 2) lamina di lamiera con difetto semiellittico:



$w = 25,4 \text{ mm}$   
 $B = 1,14 \text{ mm}$  (spessore lamiera)

sono stati fatti i provini nei vari provini: il raggio del fondo intaglio  $\phi$  e la  $T$  di rinvenimento dell'acciaio da circa  $300^\circ\text{C}$  e  $600^\circ\text{C}$ .  $\phi \in [0,1 \div 3 \text{ mm}]$

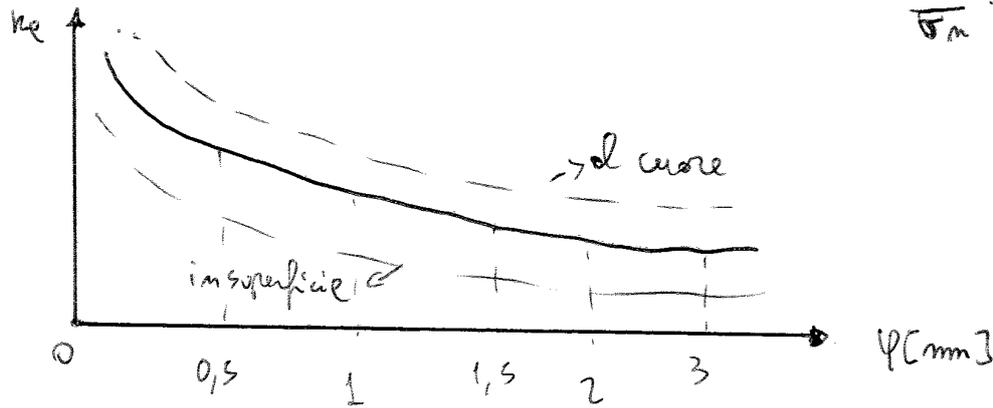
Visto che i provi sono due, si doveva valutare la parte dei due provi partiva le curve dai provini e a trazione sono stati ottenuti i seguenti valori ~~di carico~~ di carico e rottura al variare delle  $T_{rinv}$ .

$T_{rinv}$	$R_m$ [MPa]
$315^\circ\text{C}$	$1500 \text{ MPa}$
$430^\circ\text{C}$	$1300 \text{ MPa}$
$600^\circ\text{C}$	$1100 \text{ MPa}$

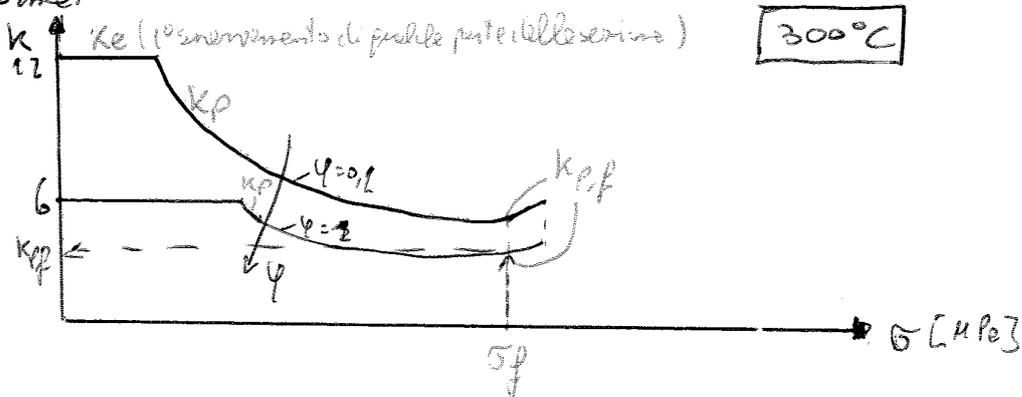
si vede come all'aumentare di  $T_{rinv}$  si riduce  $R_m$

5

Infatti: i campioni con  $\rho = 3 \text{ mm}$  presentavano uno stato T.P. anche nelle 3 sezioni centrali del campione e si aveva  $\sigma_{12} \approx 0$ ; i campioni con foro  $\rho = 0,1 \text{ mm}$  risultavano più vicini alle D.P. (perdi presentavano un spessore non elevato). Poi si introduce un'ulteriore complicazione perché non è sufficiente dire solo apice dell'intaglio ma anche in che punto nella direzione z. A questo punto si valuta il fattore di concentrazione degli sforzi  $K_e$  in funzione dell'angolo di fondo intaglio  $\rho$  con la formula di Dixon 
$$K_e = \frac{\sigma_{12}}{\sigma_m} = \left(1 + 2 \left(\frac{2a}{\rho}\right)^{1/2}\right) \cdot \frac{1 - 2a/w}{1 + 2a/w}$$

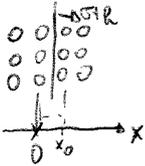


La cosa più importante ovviamente era ricavare i profili  $K_e, K_p, K_{p,f}$  (che era lo scopo dell'analisi FEM) in funzione di  $\sigma$ . I profili del FEM avevano questa forma:



L'andamento qualitativo (di tutti i profili fatti) al variare di  $T$  (in  $^{\circ}C$ ) si vede come all'aumentare di  $\sigma$  le curve si abbassano perché ovviamente tanto meno l'intaglio è acuto tanto più basso è il coefficiente (fattore) di concentrazione degli sforzi. In prossimità delle  $\sigma_f$  le curve risalgono leggermente perché si riduce la sezione resistente.

Da questi grafici si poteva ricavare ~~sperimentalmente~~ così il valore di  $K_{p,f}$  infatti sperimentalmente ~~si conosce~~ <sup>dalle precedenti</sup> a quale carico  $\sigma_f$  si erano rotti i campioni e quindi l'ordinata corrispondente e un certo  $\sigma$  è proprio il  $K_{p,f}$  di quel punto con rapporto di intaglio  $\rho$  alla temperatura  $T$ . 
$$K_{p,f} = f(\rho, T)$$



**Resistenza teorica  $\sigma_{th}$  in un reticolo perfetto (Orowan).**

La rottura (fragile) di un materiale richiede che si applichi una tensione  $\sigma_{th}$  sufficiente a superare le forze di legame tra gli atomi, e che si fornisca un lavoro (per unità di superficie) sufficiente a spostare i due frammenti ad una distanza alla quale le medesime forze di legame non sono più sensibili.

La tensione  $\sigma(x)$  determinata dai legami atomici tra due piani cristallografici adiacenti, in funzione della loro distanza interplanare  $x$ , è illustrata qualitativamente in figura. La distanza  $x_0$  alla quale la tensione è nulla è la distanza interplanare osservabile nel reticolo in assenza di forze applicate. Se la distanza è minore di  $x_0$ , la  $\sigma(x)$  è repulsiva, e tanto maggiore quanto più i piani reticolari sono vicini. Se, invece, la distanza è maggiore di  $x_0$ , la  $\sigma(x)$  è attrattiva, ed inizialmente cresce con la distanza stessa. Tuttavia, al di là di una certa distanza, la  $\sigma(x)$  presenta un massimo e poi diminuisce, con un andamento asintotico a zero per distanze grandi, alle quali non vi è più interazione tra le due parti del reticolo.

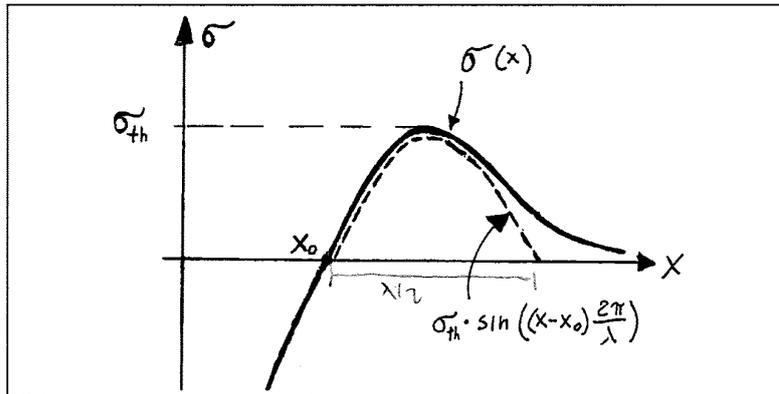


Fig. 39 – Tensione  $\sigma$  determinata dai legami atomici in funzione della distanza interplanare  $x$

Il massimo di  $\sigma(x)$  costituisce la tensione di rottura teorica del materiale,  $\sigma_{th}$ . Inoltre, la pendenza di  $\sigma(x)$  nell'intorno della distanza di equilibrio  $x_0$  è correlata con il modulo elastico del materiale, poiché la variazione della distanza interplanare relativa alla distanza di equilibrio  $x_0$  corrisponde alla deformazione elastica del corpo:

$$\epsilon = \frac{(x-x_0)}{x_0} = \frac{x}{x_0} - 1 \quad \rightarrow \quad d\epsilon = \frac{dx}{x_0}$$

$$E = \frac{d\sigma}{d\epsilon}(x_0) = x_0 \cdot \frac{d\sigma}{dx}(x_0)$$

Infine, l'energia (per unità di superficie) necessaria per creare due nuove superfici è costituita dal lavoro (per unità di superficie) necessario per allontanare i due piani reticolari fino ad una distanza alla quale le forze interatomiche non sono più sensibili, e tale energia è pari al doppio dell'energia superficiale  $\gamma_s$  del materiale:

$$2 \cdot \gamma_s = \int_{x_0}^{\infty} \sigma(x) dx$$

Se si approssima la funzione  $\sigma(x)$  con una funzione della forma  $\sigma(x) = \sigma_{th} \sin((x-x_0) \frac{2\pi}{\lambda})$  per  $x$  compreso tra  $x_0$  ed  $x_0 + \lambda/2$  (e con zero per  $x$  maggiore di  $x_0 + \lambda/2$ ), e si sostituisce tale espressione nelle due precedenti equazioni, si ottiene rispettivamente:

$$E = x_0 \cdot \frac{d\sigma}{dx}(x_0) = \sigma_{th} \cdot \frac{2\pi \cdot x_0}{\lambda} \quad \frac{d\sigma}{dx} \Big|_{x_0} = \sigma_{th} \cdot \cos((x-x_0) \frac{2\pi}{\lambda}) \cdot \frac{2\pi}{\lambda} \Big|_{x_0} = \sigma_{th} \cdot \frac{2\pi}{\lambda}$$

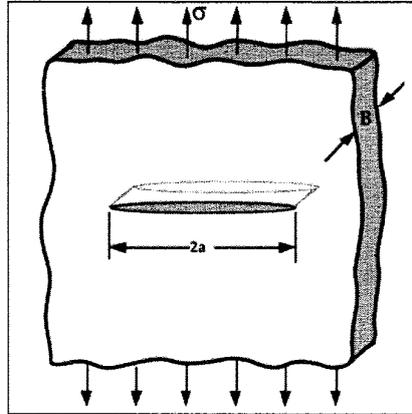
$$2 \cdot \gamma_s = \int_{x_0}^{x_0 + \lambda/2} \sigma(x) dx = \sigma_{th} \cdot \frac{\lambda}{\pi}$$

e combinando queste due ultime equazioni (in modo da eliminare  $\lambda$ ) si ottiene infine:

$$\sigma_{th} \cdot \frac{2\pi}{\lambda} = \frac{E}{x_0} \Rightarrow \sigma_{th} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{E}{x_0}$$

**Bilancio energetico dell'avanzamento di una cricca (criterio di Griffith).**

Si consideri una lastra infinita (figura), di spessore B, contenente un difetto passante (taglio o cricca ideale) di lunghezza 2a in direzione x, sottoposta ad un carico remoto di tensione  $\sigma_0$  in direzione y, ed in stato di tensione piana o di deformazione piana (in quest'ultimo caso, occorre sostituire E con E' nei passaggi seguenti).



Cricca ideale in una lastra infinita di spessore B

$$E_m = \frac{\sigma_0 \epsilon_0}{2} = \frac{\sigma_0^2}{2E}$$

The diagram shows a linear stress-strain relationship. The vertical axis is stress  $\sigma$  and the horizontal axis is strain  $\epsilon$ . A line starts from the origin and reaches a peak stress  $\sigma_0$  at strain  $\epsilon_0$ . The area under this line is shaded and labeled as  $E_m$ .

In assenza del difetto ( $a=0$ ), l'energia elastica per unità di volume è costante e pari a  $\sigma_0^2/(2E)$ . In presenza del difetto, l'energia elastica totale del corpo può essere calcolata applicando la soluzione di Inglis (in parte esposta precedentemente) nel caso in cui  $\rho$  (raggio di fondo intaglio) tende a zero rispetto ad  $a$ ; il risultato è:

$$U = U_0 - 2 (\pi a^2 B) (\sigma_0^2/(2E))$$

ed è costituito da due termini: un primo termine  $U_0$  che esprime l'energia elastica in assenza del difetto (cioè nel caso  $a=0$ ), ed un secondo termine che esprime la diminuzione dell'energia elastica in funzione della lunghezza del difetto. Questo secondo termine è pari, in modulo, al doppio dell'energia elastica che sarebbe contenuta nel cilindro circolare circoscritto alla cricca, se la cricca stessa non ci fosse e quindi l'energia elastica per unità di volume fosse  $\sigma_0^2/(2E)$ . Quest'ultima considerazione suggerisce che, da un punto di vista qualitativo, la riduzione dell'energia elastica, all'aumentare della lunghezza della cricca, sia dovuta al fatto che il materiale adiacente alla cricca risulta scarico.

D'altra parte, la cricca è costituita da due superfici contrapposte di area  $2aB$ , alle quali corrisponde un'energia di superficie  $2(2aB)\gamma_s$ . Pertanto, l'energia totale, elastica e di superficie, è:

$$U_t = U_0 - 2 (\pi a^2 B) (\sigma_0^2/(2E)) + 4aB\gamma_s$$

e può essere raffigurata, in funzione della semilunghezza della cricca a, come nella figura seguente.

importante deformazione plastica localizzata all'apice della cricca stessa, la quale richiede un'energia che può essere molto superiore a quella di creazione delle nuove superfici.

Perciò, l'applicazione del criterio di Griffith nel caso dei metalli è possibile soltanto se si introduce una correzione per considerare l'effetto di questa energia di deformazione plastica. In prima approssimazione, si può ipotizzare che tale energia sia direttamente proporzionale alla superficie di cricca creata; applicando questa correzione ai risultati sopra esposti si ottiene:

$$E = U_0 - 2(\pi a^2 B) (\sigma_0^2 / (2E)) + 4aB\gamma_s + 2aB\gamma_p$$

in cui  $\gamma_p$  è l'energia di deformazione plastica assorbita per unità di area di cricca creata, e da cui segue:

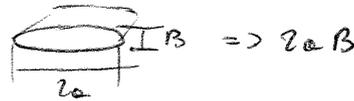
$$\sigma_c = ((2\gamma_s + \gamma_p)E / \pi a)^{1/2}$$

$$G_c = 2\gamma_s + \gamma_p$$

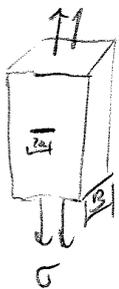
Si noti però che questi ultimi risultati dipendono dall'ipotesi che  $\gamma_p$  sia costante durante la propagazione della cricca (ovvero che  $\partial\gamma_p/\partial a$  sia zero); si mostrerà più avanti che ciò non è sempre vero.

$$\frac{\partial E}{\partial a} = \frac{-2\pi a B \sigma_0^2}{E} + 2\pi B \gamma_s + 2\pi B \gamma_p = 0 \quad G_c = \sqrt{\frac{(2\gamma_s + \gamma_p)E}{\pi a}} = \sqrt{\frac{G_c E}{\pi a}}$$

OSS:  $\gamma_p$  si riferisce all'area della fessura e non alle superficie di frattura



**TASSO DI RILASIO DI ENERGIA ELASTICA**



$$U = U_{el} + U_{sup} = U_0 - 2(\pi a^2 B) \frac{\sigma^2}{2E} + 4aB\gamma_s$$

$$G = \frac{dU_{el}}{dA} \quad A = 2aB \Rightarrow G = 2\gamma_s \quad \text{condizione critica}$$

$$\frac{d}{dA} = \frac{1}{2B} \frac{d}{da} \quad G = -\frac{dU_{el}}{dA} = -\frac{1}{2B} \frac{dU_{el}}{da} = -\frac{1}{2B} \left( -2\pi a B \sigma^2 \frac{2a}{E} \right) = \pi \frac{a \sigma^2}{E}$$

me  $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$  per lastre infinite, allora  $G = \frac{K_I^2}{E}$  I.P

questa relazione anche se trovata per lastre infinite vale sempre se vale KICE.

$E$  (modulo elastico) in D.P. sare'  $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$  e quindi si scrivere'

D.P.  $G = \frac{K_I^2}{E} (1-\nu^2)$

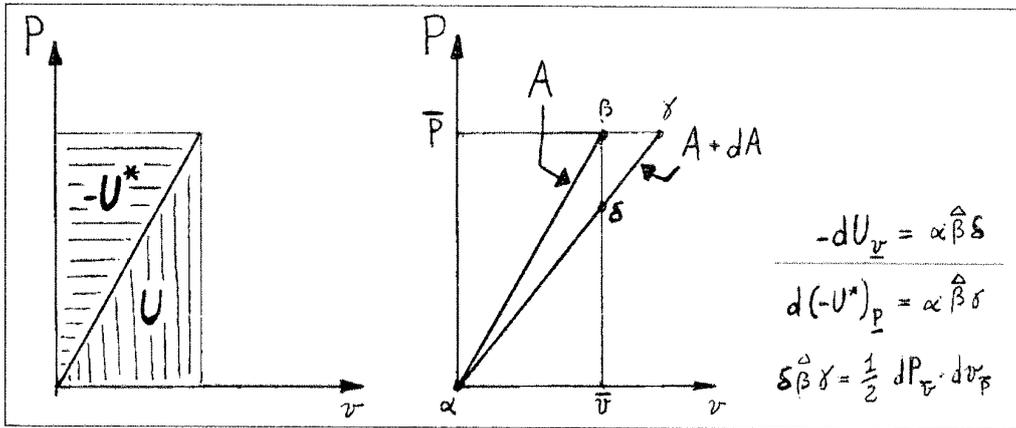
se sono attivi tutti e 3 i modi si ha

$$G = \frac{K_I^2}{E} + \frac{K_{II}^2}{E} + \frac{K_{III}^2}{E}$$

v imposta:  $U^* = U$ ,  $G = -dU^*/dA = -dU/dA$

P imposta:  $U^* = U - F = U - P_v$ ,  $G = -dU^*/dA$

Le grandezze  $U$  e  $-U^*$  corrispondono alle due aree evidenziate nella figura seguente; in particolare, aumentando l'area del difetto, e quindi la cedevolezza del corpo, risulta  $d(-U^*)_P = -dU_v$ , a meno dell'infinitesimo di ordine superiore  $\frac{1}{2} dP_v dv_P$ , in cui i pedici  $P$  e  $v$  indicano la condizione di forza imposta o di spostamento imposto.

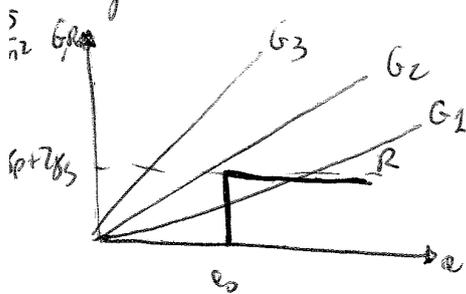


Ne consegue che, con le definizioni ora introdotte, il tasso di rilascio di energia elastica  $G$  risulta uguale sia nel caso di forza imposta, sia in quello di spostamento imposto. Ne consegue che  $G$  è un parametro indipendente dal modo di applicazione del carico.

Per  $dA/dA$  aumento  $-U^*_P$  e diminuisce  $U^*_v$

**RESISTENZA ALLA PROPAGAZIONE DI UNA CRACK**

Abbiamo fino ad ora parlato del tasso di rilascio di energia  $G \geq \gamma_s + \gamma_p = R$  dove  $R$  è la resistenza del materiale all'avanzamento delle cricca, ma  $R$  è costante? No, infatti  $\gamma_s$  è abbastanza costante rispetto alle cricca e al suo avanzamento al contrario di  $\gamma_p$ . Possiamo vedere le seguenti curve per un materiale fragile (ipotesi di Griffith).



considero un difetto iniziale  $a_0$ , questo si propaga se  $G > R$ , non si propaga se  $G < R$ .

$G_2, G_3 \rightarrow$  propaga  
 $G_1$  non propaga.

$$G = \frac{\pi \sigma^2}{E'} \rightarrow \text{è una retta}$$

Per alcuni materiali  $R$  non è costante ma ha un andamento crescente.

## MECCANISMI DI FRATTURA

Vediamo le rotture fragili e duttili e poi cose eccedenti a livello microscopico nelle superficie di fratture.

quando un acciaio arriva a fratture si distinguono degli aspetti macroscopici (energia assorbite, deformazione plastica prima delle fratture) e microscopici che invece possiamo osservare sulle superficie di fratture che sono il tipo di frattura; per disvello (rotture sui piani cristallografici) oppure fratture per microvuoti oppure per rotture intergranulare (nei b.d.g).

ci sono una serie di fattori per tutti i metalli che portano a favorire le fratture di tipo duttile (con forte deformazione plastica) e a sfavorire le fratture fragili e viceversa.

### TEMPERATURA

Fragile  $\leftarrow$  BASSA ALTA  $\rightarrow$  DUTTILE.

Il motivo è legato al moto delle dislocazioni le quali muovendosi possono incontrare gli ostacoli <sup>microstrutturali</sup>; se la T è alta le dislocazioni riescono a superare gli ostacoli perché si spostano su piani diversi. In questo modo le dislocazioni possono muoversi (e quindi la deformazione plastica può continuare).

### VELOCITÀ DI DEFORMAZIONE

Fragile  $\leftarrow$  ALTA BASSA  $\rightarrow$  DUTTILE

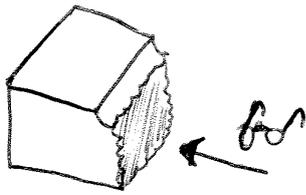
Questo perché le fratture duttili richiede un certo tempo per avvenire la deformazione plastica localmente e quindi è favorita da velocità basse. Nei metalli infatti le dislocazioni richiedono un certo tempo per spostarsi lungo i piani cristallini.

### STATO TENSIONALE $[\sigma]$

Fragile  $\leftarrow$  TRIASSIALE ISOASSIALE  $\rightarrow$  DUTTILE.

inassiale  $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 > 0$  monoassiale  $\sigma_1 > 0 \sigma_2 = \sigma_3 = 0$ . Un caso estremo è che tanto più si avvicina a triassiale tanto più la componente deviatrice è piccola e tanto più è sfavorita la deformazione plastica. Questo perché pensando alle legge di VOUMIERES che ci dice che la def. plastica si raggiunge quando si ha una certa  $\sigma_{ep}$  che è combinazione delle tre tensioni  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  quindi se lo stato di tensione è triassiale una buona parte di queste tensioni non contribuisce alle deformazione plastica ma alle fratture fragili. Perché si tira il materiale verso tutte le 3 direzioni principali

Vediamo allora le superfici di fratture del provino.



osservando nella direzione delle frecce ottergo:

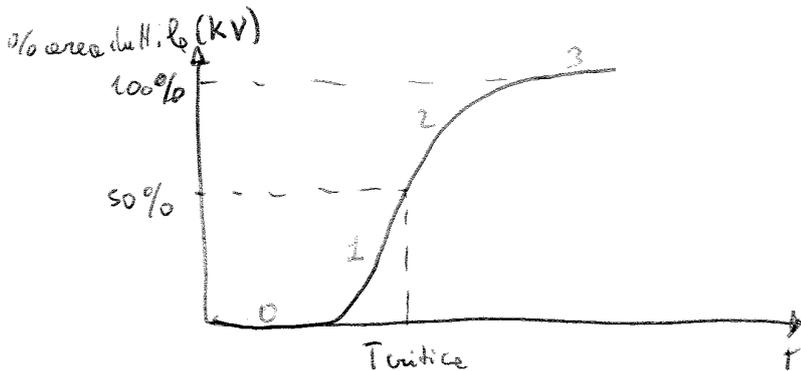


||||| = aree di fratture duttile; è una regione fibrosa dove non si hanno riflessi ed è causata per tensioni massicci (baruffetti nei bolli sicuramente  $\sigma = 0$ ).

|||| = aree di fratture fragile, è un'area alle viste brillante e si origina per lo stesso tensione massima e cause dell'intaglio.

Un risultato riportato dalle prove di Charpy è il rapporto  $\frac{\text{Area duttile}}{\text{Area fragile totale}}$

Vediamo come viene la % di area duttile al variare di T.



KV = energia assorbita (J) per un intaglio e V.  
 Intaglio e V   
 Intaglio e U   
 $r=1$

Per gli acciai  $T_{trans}$  è tale int.  $100^\circ$  ed è vicino alle  $T_{omb}$

Tcritica (transizione fragile duttile) (50% fragile e 50% duttile).



si vede anche deformazione laterale del provino

fratture fragile

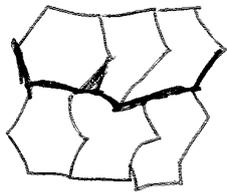
fratture duttile

le prove Charpy

rispetto alle prove di trazione, è una prova convenzionale e quindi i valori trovati non vengono usati come valori limite da confrontare in fase di progetto, essi sono solo per confrontare una prova con le precedenti, un materiale rispetto a un altro o la qualità di un lotto rispetto a un altro. Infine un'ultima differenza tra prove di trazione e Charpy è che nelle prime mettiamo il provino nelle condizioni di rompersi in maniera duttile (albite tensione, l'alto stato monassiale) mentre nelle prove Charpy mettiamo il materiale nelle condizioni di rompersi in maniera fragile.

## Frotture intergranulare

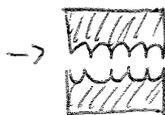
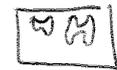
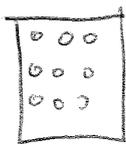
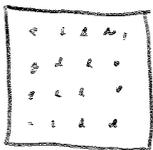
È una frattura sui b.d.g, ~~che si verifica~~ ed è legata ad una difettosità del materiale come segregazioni sui b.d.g <sup>come il fosforo (P)</sup> o 2 fasi nei b.d.g. le quali indeboliscono i legami dei b.d.g.



La frattura avviene in assenza di deformazione plastica. Nel caso di acciai si parla di fratture sui b.d.g austenitici precedenti (martensite rinvenute e bainite) in cui si mantengono i b.d.g delle vecchie fasi  $\gamma$ .

## - DUTILE

Le scorse dipendenze delle caratteristiche del materiale non è meglio considerarlo come un continuo con caratteristiche di deformabilità plastica



Considero una matrice con inclusioni (per rafforzare il materiale per esempio) che si deformano difficilmente quindi o si rompono oppure si staccano dalla matrice creando così delle cavità (o microvuoti) in cui si possono essere degli elementi di 2<sup>a</sup> fase.

Nel passaggio successivo questi microvuoti tendono a diventare più grandi per effetto di tensioni triassiali e quindi estremamente vediamo un aumento del volume del materiale per l'aumento dei microvuoti.

Questo aumento si ha finché questi interferiscono fra loro per poi avere così strizioni, da giungere a rottura.

Otteniamo così una microstruttura con tanti microvuoti uniti e alle fine si ha la rottura.

La faccia del materiale rotto appare fibrosa e non si ha nessuna faccia piana perché a zero delle fossette ciascuna delle quali è costituita dalle estremità  $\cup$  (pallini blu). Nell'alto una fossetta appare

Come 

possa raggiungere un valore critico  $\sigma_{th}$ ; in tal caso, infatti, la deformazione locale riduce l'effetto di intensificazione delle tensioni e  $\sigma_{th}$  non è più raggiunto. Perciò, il clivaggio è favorito da (quasi) tutti i fenomeni che aumentano la tensione di snervamento, inclusi: bassa temperatura, alta velocità di applicazione del carico e stato di tensione triassiale. In particolare, l'effetto di uno stato di tensione triassiale si può spiegare considerando che, in base ai noti criteri di snervamento (di Tresca o di Von Mises), in stato di tensione triassiale (cioè quando le tre tensioni principali sono tutte positive) la prima tensione principale può essere ben maggiore della tensione di snervamento, quindi, in particolare, presso l'apice di un difetto può raggiungere i valori necessari per il clivaggio.

### Frattura intergranulare

La frattura intergranulare consiste in una separazione tra grani adiacenti (figura 42), ed è generalmente causata da fenomeni di infragilimento dei bordi di grano stessi.

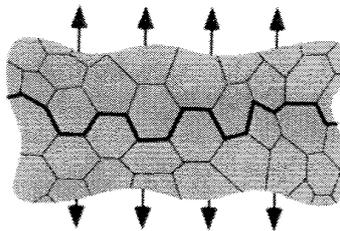


Fig 42 - Frattura intergranulare

Negli acciai costituiti da martensite rinvenuta o da bainite, i bordi di grano rotti sono generalmente i bordi dei precedenti grani austenitici, i quali, rispetto ai bordi di grano tra le lamelle di martensite (rinvenuta) o di bainite, presentano generalmente un angolo di disorientamento più grande e una maggiore difettosità locale.

L'infragilimento dei bordi di grano può essere causato dalla precipitazione di seconde fasi, oppure dalla segregazione di atomi di elementi di lega. In particolare, negli acciai, una causa possibile di frattura, intergranulare è la fragilità da rinvenimento, già descritta. Inoltre, la frattura intergranulare spesso caratterizza i meccanismi di frattura assistita dall'ambiente, per tenso corrosione o per infragilimento da idrogeno, che saranno studiati in seguito.

Anche la frattura intergranulare è fragile, in quanto le eventuali deformazioni locali sono limitate ad uno strato sottilissimo presso i bordi di grano rotti; come nel caso della frattura per clivaggio, è, però, possibile che si manifesti dopo una significativa deformazione macroscopica omogenea.

### Frattura duttile per nucleazione, crescita e coalescenza di microvuoti

La frattura duttile per nucleazione, crescita e coalescenza di microvuoti è il modo di frattura preferibile nei componenti metallici, in quanto comporta una elevata deformazione e, quindi, un elevato assorbimento di energia durante la frattura stessa. Il meccanismo di frattura è illustrato in figura 43

Un esempio di frattura di questo tipo è la frattura coppa-cono dei campioni di trazione cilindrici (Fig. 44). In questo caso, dopo la deformazione omogenea ed il raggiungimento del carico massimo, per le note ragioni di instabilità plastica si produce una strizione macroscopica.

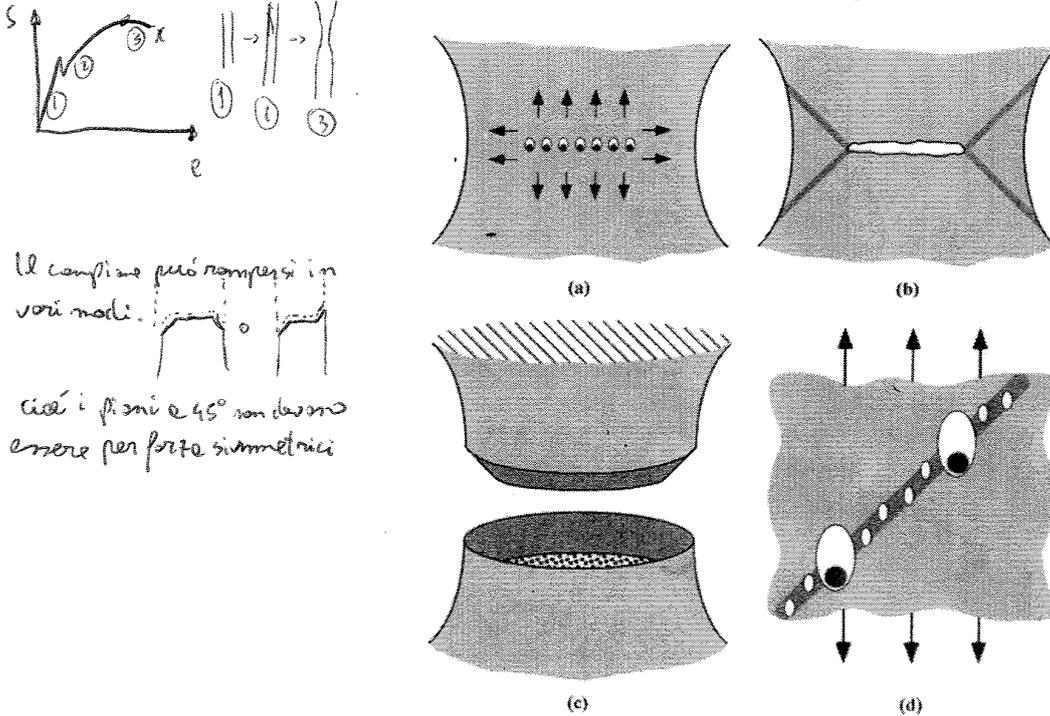


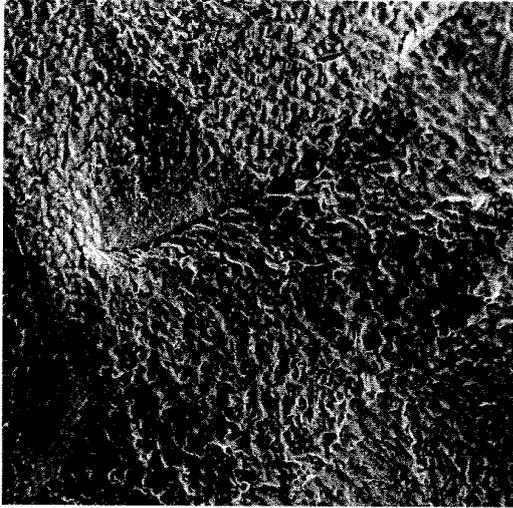
Fig 44 – Frattura duttile di un campione cilindrico di trazione uniassiale

Prima della strizione non si verifica la crescita di microvuoti perché lo stato tensionale è uniassiale. Nella parte centrale della sezione strizionata, invece, a causa dell'effetto di intaglio dovuto alla strizione stessa, si crea uno stato di tensione triassiale; ne segue la crescita e coalescenza dei microvuoti ed, infine, la frattura di questa regione (Fig. 44 a,b); in questa fase i microvuoti non crescono ancora nella corona più esterna, perché ivi lo stato di trazione è soltanto biassiale (la tensione radiale è nulla sul bordo libero). Infine, la corona più esterna si rompe per instabilità di taglio su una superficie conica, in corrispondenza delle massime tensioni tangenziali; anche in questo caso la frattura è costituita, microscopicamente, da microvuoti (Fig. 44c, d).

### Fratture miste

Le superfici di frattura reali sono normalmente di tipo misto. In particolare, è comune nelle superfici di frattura per clivaggio incontrare piccole regioni di frattura duttile (cioè per nucleazione e crescita di microvuoti; in questo caso, la rottura duttile si verifica o sui bordi di grano, o in regioni in cui l'orientamento cristallografico era meno favorevole al clivaggio). Analogamente, è possibile incontrare fratture con regioni intergranulari e regioni transgranulari (per clivaggio) determinate localmente dalla orientazione più o meno favorevole dei bordi di grano e dei piani di possibile clivaggio. È altresì possibile e non raro incontrare tutti e tre i meccanismi di frattura nella medesima superficie di frattura, per esempio, nel caso di acciai ferritici rotti a temperatura di transizione fragile – duttile. Nei casi di superficie di frattura miste, l'energia assorbita durante la frattura è determinata principalmente dalla frazione di frattura duttile.

Ingrandimento fratture intergranulari con  
microvuoti: e b.d.f.

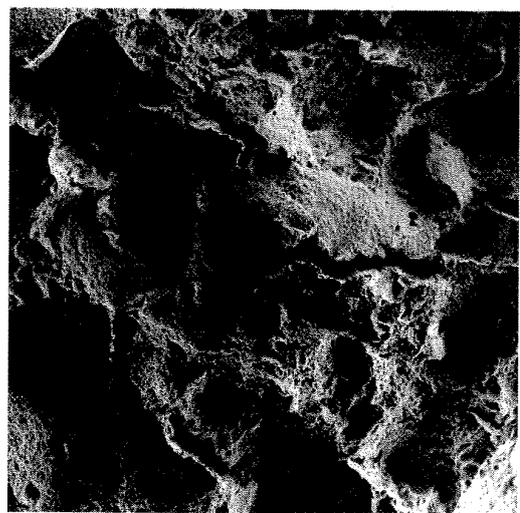
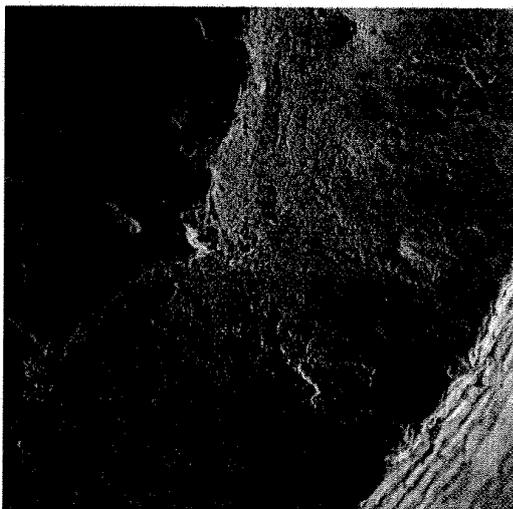


Frattura duttile (coppa - cono)  
di un campione di trazione

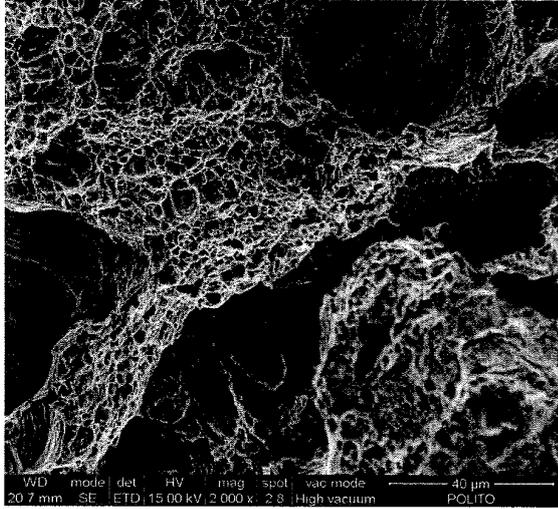
Si sono in presenza di un campione bonificato con lo scopo di diminuire tutte le  
semprezioni e b.d.p. ed evitare rotture fragili.

Poiché il campione è strisciato, si riesce a  
vedere le linee di torsione delle faccette  
del campione. Poi si vedono due aree:  
una esterna che è un piano ben definito in  
cui si vedono dei microvuoti, e una zona  
centrale dove ci sono pure dei microvuoti.

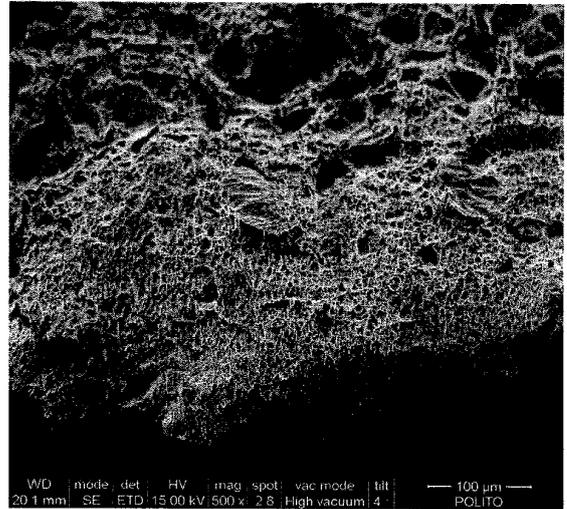
È un ingrandimento delle zone centrali,  
si vedono i microvuoti: ~~con~~ dei punti  
neri che rappresentano il punto  
più profondo del microvuoto; le  
zone bianche sono le fessure.



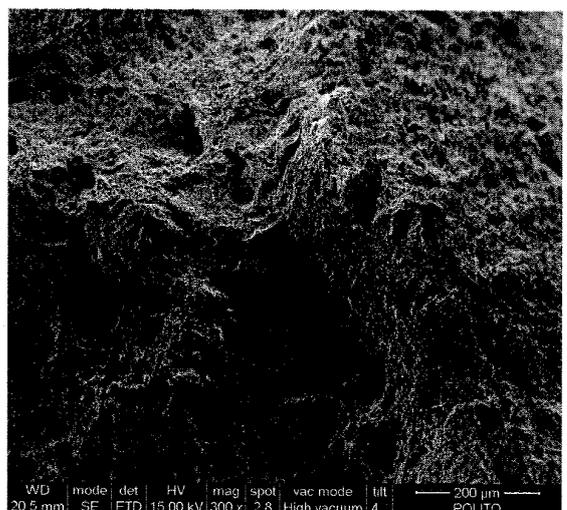
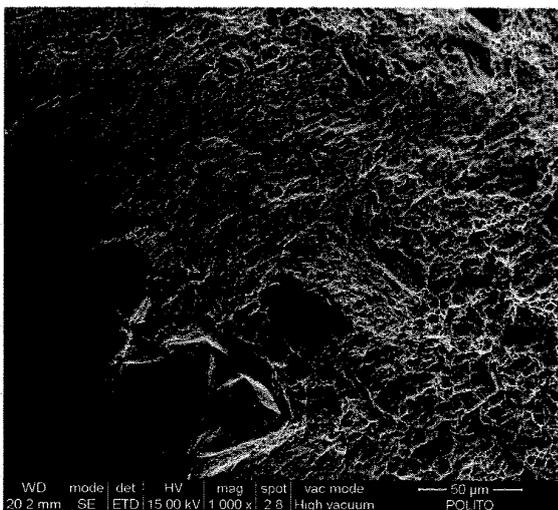
Le superfici di frattura è quasi tutta formate da microvuoti: (tipico di rotture luttile).



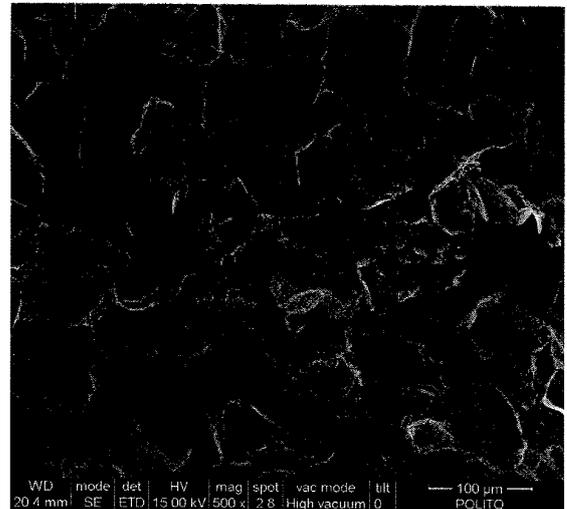
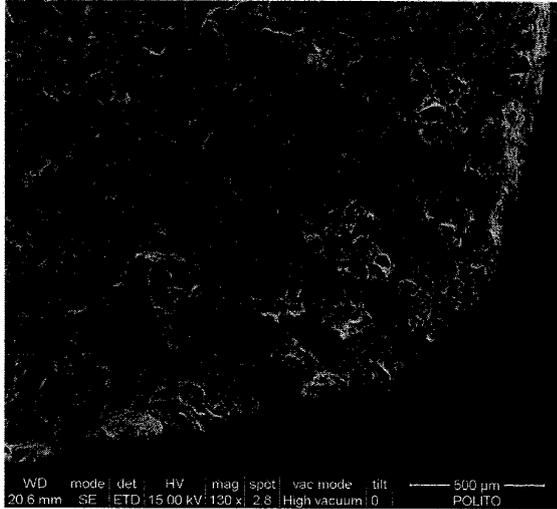
Qui si vede le zone di banda dove la rottura è avvenuta per taglio



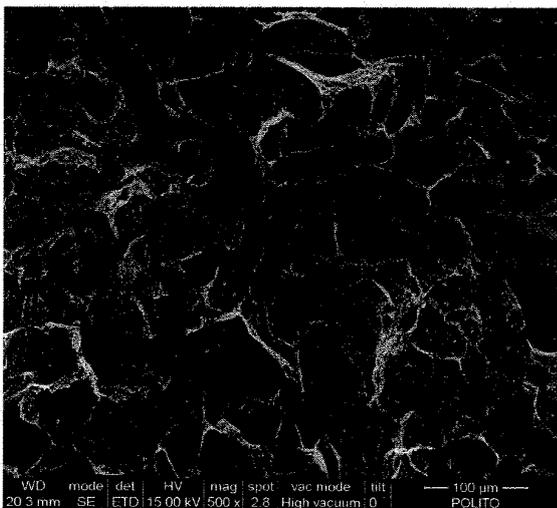
i microvuoti: sono allungati nelle direzioni della di taglio massimo (corone esterne)



*Qui si vede bene la classica morfologia  
e estuario*

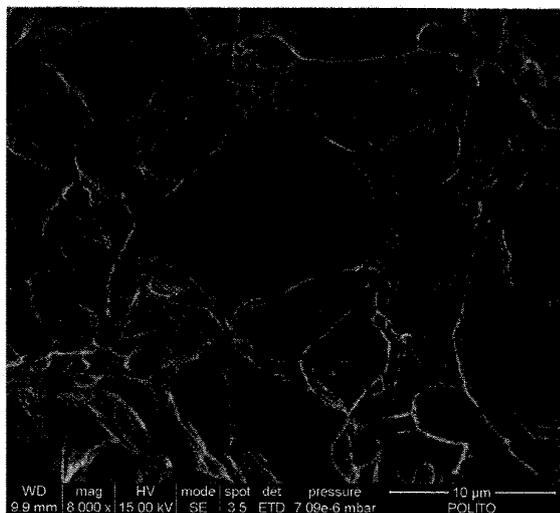


*si vedono i terrazzamenti del disegno*

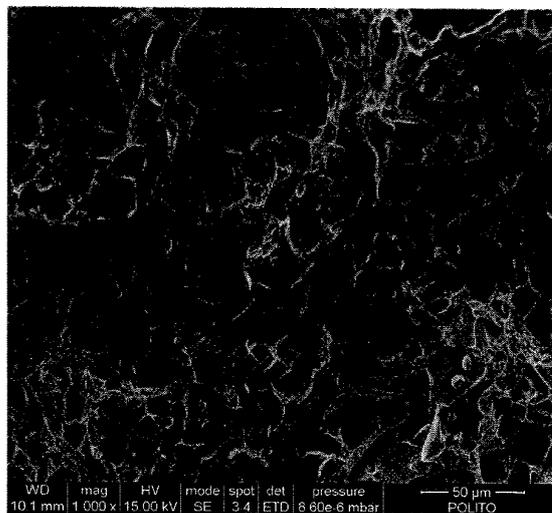


Frattura di un ancorante

Si vedono microvuoti grandi e piccoli dovute a diverse fasi.

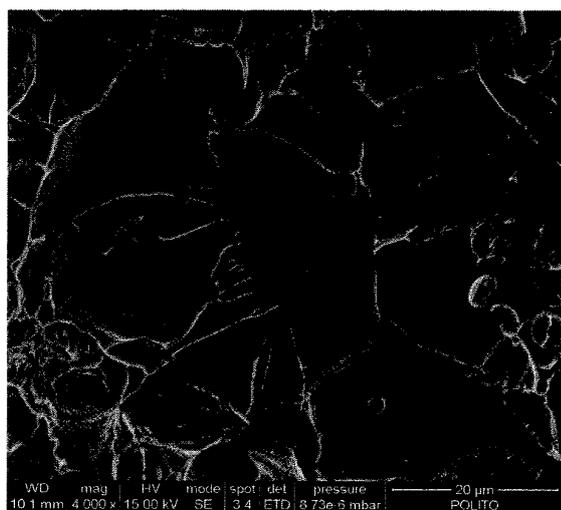


si vede lo fratture fragili per divaggio; ogni tanto ci sono delle inclusioni di MnS, ma il divaggio le attraversa non curandone, magari il punto di inizio del divaggio è partito proprio da un MnS



n

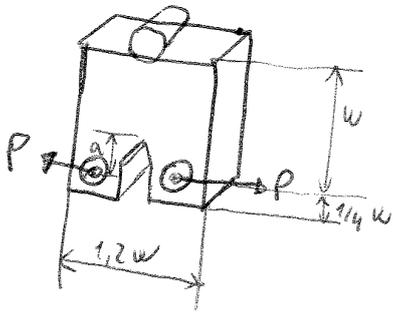
si vede il river pettern.



In questo modo si midea la cricca sul fronte rettilineo dell'isteglio  $z$   
 le fessure edeno ha un apice a livello atomico. Per vedere nel campione la fessura dobbiamo lucidare la superficie del campione oppure cercodi capire se si è formata la precricca in modo indiretto perché nel caso si fosse formata, il campione diventa meno rigido e quindi si avrebbero più spostamenti nei cicli di fatica.

• Campione Compact Tension (CT)

la forma è simile al precedente ma è più corto e più alto. Anche qui per avere la precricca facciamo dei cicli di fatica.



si fanno due fori per applicare il carico e dare flessione al campione. Da notare che "a" parte dell'inedi applicazione del carico.

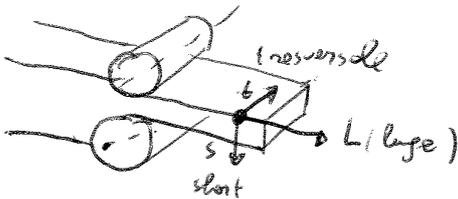
il proporzionamento normale è:  $B = \frac{1}{2} W$  o  $B = \frac{1}{4} W$

CT 50  $\Rightarrow W = 50$

Come ricaviamo questi campioni dal materiale originario?

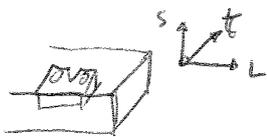
Da notare che ci sono due orientamenti: che caratterizzano il campione: la direzione  $\perp$  alle ~~cricca~~ <sup>propagazione della cricca</sup> e la direzione di propagazione della cricca.

Consideriamo di voler ricavare dei campioni da una lamiera; questa può essere laminata a caldo o a freddo e quindi le sue caratteristiche meccaniche di perderanno delle inclusioni e delle laminazioni.



L = max direzione di deformazione positiva  
 s = max direzione di deformazione negativa

Allora possiamo avere diversi casi:



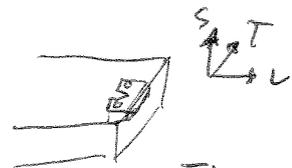
sono un LT

L = direzione ~~cricca~~ <sup>cricca</sup>  
 T = propagazione cricca



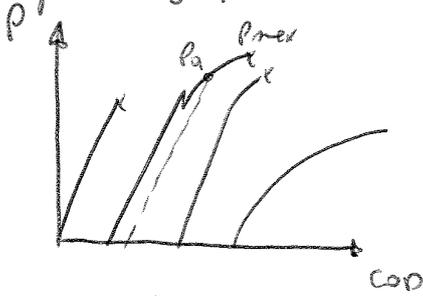
sono un LS

L = direzione ~~cricca~~ <sup>cricca</sup>  
 s = propagazione cricca



sono un TL  $\perp$  alla cricca  
 T = direzione ~~cricca~~ <sup>cricca</sup>  
 L = propagazione cricca

Durante le prove si misurano le forze applicate e il COD e si trova il seguente grafico. 4



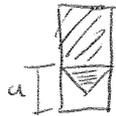
Ma vorremmo un comportamento elastico ma possono esserci grafici con snervamento da cui dedurre le zone plastiche che si riprende oppure grafici curvi in cui la zona plastica è troppo elevata e non è accettabile

Le normative si sceglie un  $P_a$  come intersezione tra una linea con inclinazione del 150% rispetto al tratto elastico, se c'è un'intersezione, quello è il  $P_a$ , se non c'è il  $P_a = P_{max}$ .

Inoltre il  $P_{max}$  non deve essere molto più grande del  $P_a$  per gli allungamenti: si avrebbe un elevato comportamento plastico e allora  $\frac{P_{max}}{P_a} < 1,1$

Adesso conoscendo  $P_a, B, w, s$  si può calcolare  $\sigma_m = \sigma$ , manca  $e$  e  $\gamma$ .

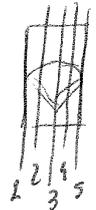
"a" si trova guardando il campione rotto



/// = superficie riposa di frattura

≡ = superficie di frattura liscia

In realtà la cricca tende a essere più lunga al centro e allora le normative ci dice di considerare spunti e forme le medie.



Adesso manca solo  $\gamma$  che è una funzione tabulata di  $\frac{a}{w}$  e così

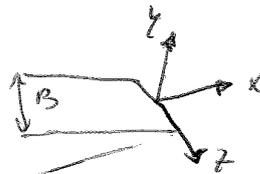
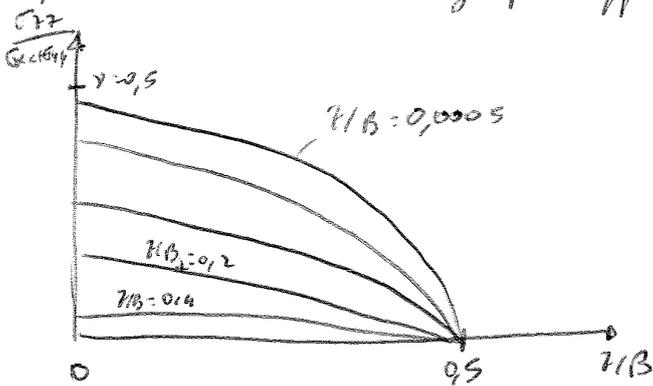
$$\text{calcolo un } K_a = \frac{P_a}{B w^{1/2}} \cdot f\left(\frac{a}{w}\right) = \left(\frac{P_a}{B w}\right) \cdot \underbrace{\left(\frac{w}{a}\right)^{1/2}}_{\gamma} f\left(\frac{a}{w}\right) \sqrt{a}$$

Così ho ottenuto un valore di  $K_a$  che coincide con il  $K_{IC}$  del materiale, solo se sono validi alcuni aspetti geometrici e di carico:

- riguardo le preincisure si vuole  $K_{I, max, pr} < 0,6 K_{IC}$
- la cricca debb essere abbastanza rettilinea e deve valere  $e = \frac{1}{2} w \pm 5\%$
- $\frac{P_{max}}{P_a} < 1,1$  per escludere campioni con curve poco lineare e quindi zone plastiche non trascurabile e non verrebbe la HFLE.
- il campione deve avere  $a, B, w-a \geq 2,5 \left(\frac{K_a}{\sigma_p}\right)^2$   $\sigma_p$ : snervamento  
 cioè il campione deve avere delle caratteristiche migliori rispetto a un valore minimo di  $P_a$  riferimento alle zone plastiche, infatti

Quindi per avere  $K_a = K_{TC}$  occorre che esista la zona ~~plastica~~ <sup>6</sup>  $\nu$  dominante e non è detto che esista perché si aumente la zona duttile (def. plastica) e aumenta le zone degli effetti di bordo, allora  $HFC$  va a zero.

Ciò poi un vincolo sulla spessore  $B$ ; in passato veniva richiesto  $B > \frac{1}{4} \sqrt{\frac{K_a}{\sigma_p}}$  adesso non c'è più questa richiesta anche se in realtà  $B = \frac{1}{4} \sqrt{u}$  e quindi vincolando  $u$ , vincolo  $B$ . (Per il proporzionamento normale). Perché c'è il vincolo sulla spessore? Per il problema delle T.P. o D.P. All'interno all'apice della cricca anche se si ha una spessore piccolo si ha D.P. perché all'apice, l'integrale è acuto e allora si hanno tensioni elevate in tutte le direzioni. Allontanandosi di poco (0,5 mm) si ha ancora D.P., e tanto più il campione è spesso tanto migliore è la zona di D.P.; se il campione è sottile si ha T.P. Possiamo riassumere questo discorso in un grafico effettuato con analisi FEM elasto-plastica.



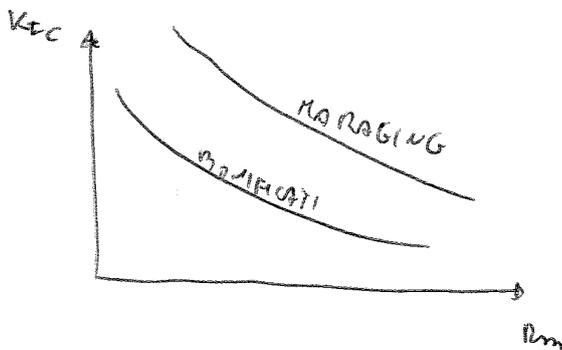
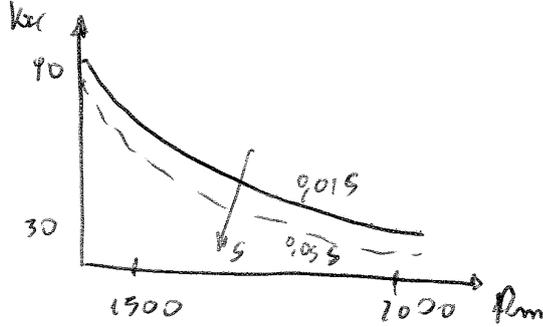
$$z \in \left[-\frac{B}{2}, \frac{B}{2}\right] \quad B = 1 \text{ mm}$$

Per un caso completamente plastico  $\nu = 0,5$ . Si osserva che vicino alla cricca lo si ha un comportamento plastico e quindi D.P.  $\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$  poi si va a zero perché in superficie  $\sigma_{zz} = 0$ . Verso il bordo si hanno  $\sigma_{zz}$  sempre più basse fino ad avere solo T.P. sul bordo.

Si aumenta  $B$  la zona di risente della def. plastica e quindi D.P. aumenta, se lo spessore è piccolo  $\sigma_{zz}$  va rapidamente a zero e quindi si ha i meccanismi di frattura differenti. Tanto più il campione è grande tanto più la regione di un meccanismo di frattura particolare diventa piccola e trascurabile.

Abbiamo visto che durante la rottura si genera un labbro duttile  si possono evitare le labbra duttili creando degli integrali laterali dopo aver nucleato la cricca ma prima di caricare il campione.

Vediamo la variazione della tensione al variare delle resistenze a rottura.  
 Per uno stesso acciaio invariato a diverse  $T$ , se aumento il tenore di zolfo cosa succede? Le curve si abbassano perché si crea delle "ropi" (fessure) che hanno l'effetto di fungere da punti di inizio delle rotture fragili (per esempio di seguito).

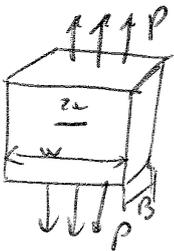


I Marging sono costosi, di tenere di  $v_i, c_0, m_0$  e sono rafforzati per precipitazione.

Bonificati: rafforzati con tempera e rinvenimento.

**DIAGRAMMA DI FEDDERSEN**

si confronta il comportamento fragile o duttile nelle fratture.  
 Pensiamo di avere un oggetto in tensione.

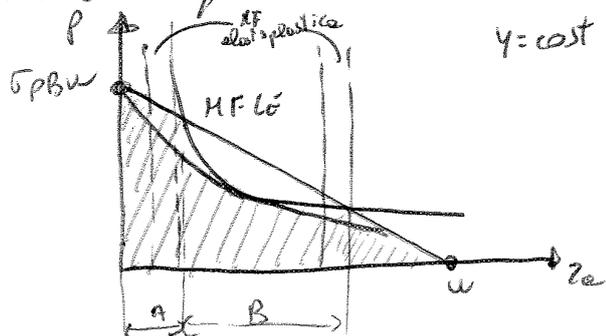


(1)  $\sigma_w = \frac{P}{B(w-z_0)} < \sigma_p \rightarrow$  condizione per evitare il collasso plastico

(2)  $k_{II} = \gamma \sigma \sqrt{a} = \gamma \frac{P}{Bw} \sqrt{a} < k_{IC} \rightarrow$  condizione per evitare la rottura fragile.

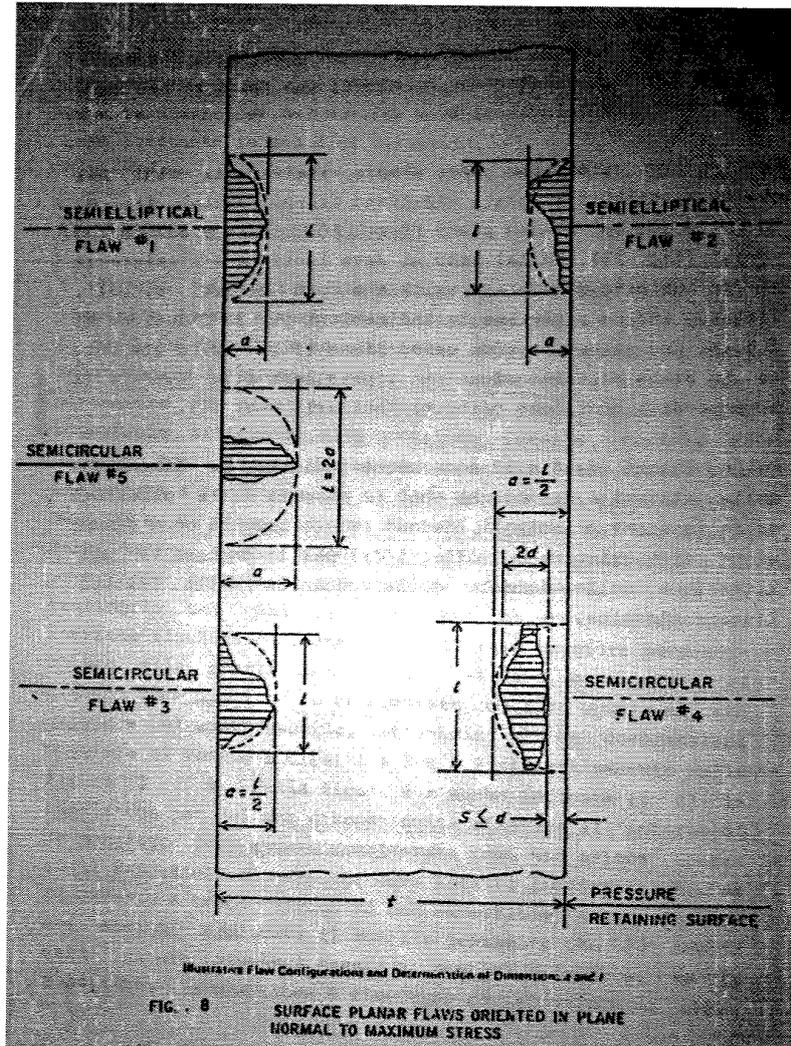
si tracciano un diagramma in funzione di queste due condizioni'

$$\begin{cases} P < \sigma_p B(w-z_0) = \sigma_p Bw(1 - \frac{z_0}{w}) \\ P < \frac{k_{IC} Bw}{\gamma \sqrt{a}} \end{cases}$$

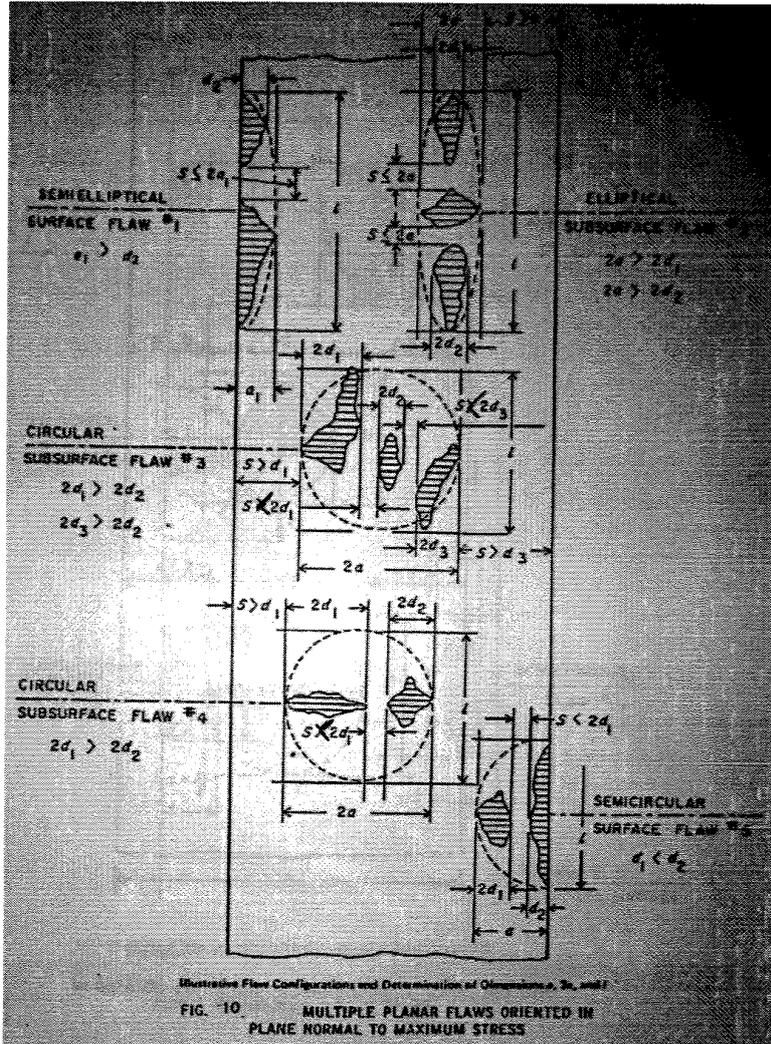


# CLASSIFICAZIONE DEI DIFETTI

Eseguendo delle PND e avendo rilevato un difetto, si decide se quel difetto è pericoloso o meno usando le MPLE. Un caso molto comune è quello dei recipienti in pressione, cui di seguito si analizza le superfici/sezioni del bordo di un recipiente. Come è visibile nelle realtà i difetti hanno delle forme molto irregolari, allora per poterne fare una valutazione metematica si approssimano (secondo le normative) in forme geometriche note. Si valuta la dimensione max del difetto rispetto alle direzioni del carico max e si approssima a un cerchio, semicerchio o ellisse o semiellisse



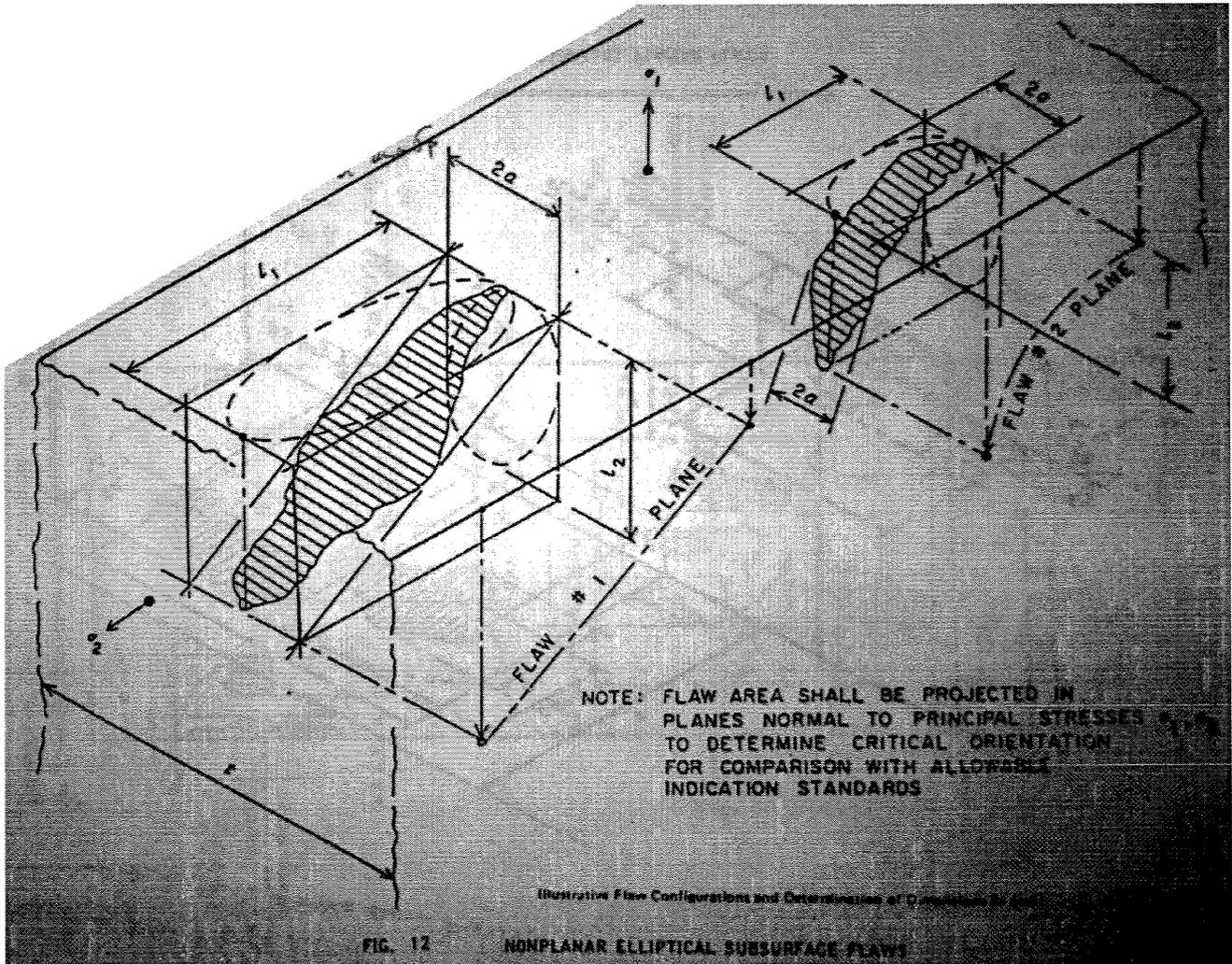
In alcuni casi si hanno dei difetti multipli che vengono approssimati con un unico grande difetto che li ingloba; facendo l'ipotesi che il piccolo lembo di materiale che divide i piccoli difetti venga presto eliminato dalle proporzioni dei difetti esistenti.



se il difetto è interno ma a una certa distanza dalla superficie, viene considerato come un difetto superficiale.

ovviamente un problema non trascurabile è la geometria del difetto, noi finora ne abbiamo ipotizzato difetti  $\perp$  alle  $\sigma_c$  che è la tensione max in un recipiente, ma come si vede sotto non è sempre così, si calcola poi il  $K_I$  e si vuole che sia  $K_I < \frac{\sigma_c}{\sqrt{10}}$   $\sigma_c$  = tensione critica del difetto oppure  $K_I < \frac{k_{IC}}{\sqrt{10}}$ .

nel caso in cui non si rileva un difetto si ipotizza la presenza assumendo come dimensione la più piccola osservabile.

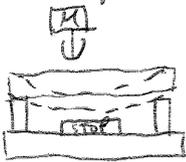


Quindi dal grafico vediamo che inizialmente nelle zone di saldature si ha proporzionalità della cricca per poi arrestarsi (nei punti in cui  $R > G(u)$ ).

Come si effettua la prova?

Come detto si applica un peso che incide in modo impulsivo sull'intaglio e tale peso cade in caduta libera non come il pendolo delle prove Charpy. La torre a caduta libera permette di effettuare le prove in maniera semplice mentre il pendolo serve per valutare l'energia assorbita valutando la posizione iniziale e finale.

Per quanto riguarda gli appoggi (detti in inglese) non sono così semplici, infatti ci sono degli altri tipi di appoggi in basso che inizialmente non sono a contatto con il campione, ma vanno in contatto solo dopo l'applicazione del carico (nel caso in cui non si avesse contatto, si aumenterebbe il peso e quindi la deformazione).



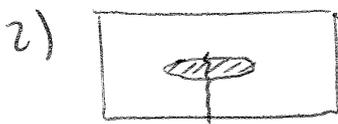
Per essere certi che ci si è stato contatto con l'appoggio (STOP) si preme su quest'ultimo delle aze; se lo ritrovo sul campione

allora sono sicuro dell' avvenuto contatto. Perché essere sicuri del contatto? Perché a cause del ritorno elastico il campione potrebbe non andare a contatto con lo "STOP" e quindi la prova non sarebbe valida.

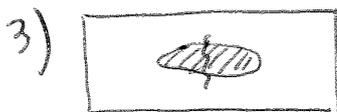
Dopo l'applicazione del carico  $R_m$  ci possono essere 4 casi:



campione rotto



si presenta una fessura che raggiunge le estremità o una delle due, il campione viene considerato rotto.

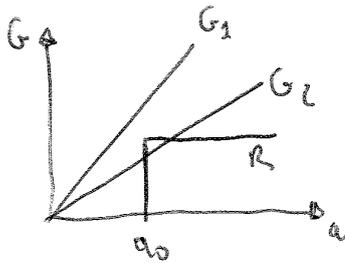


si è formata la fessura che è visibile e anche molto ma non raggiunge nessuna delle due estremità, il campione è considerato non rotto



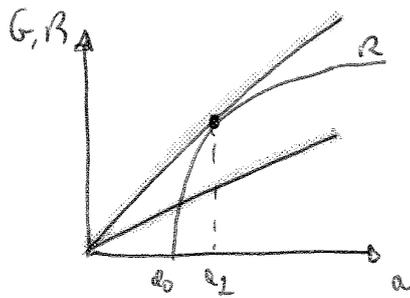
Non si ha formazione di nessuna cricca. Il campione è considerato non valido.

DETERMINAZIONE DELLA CURVA R



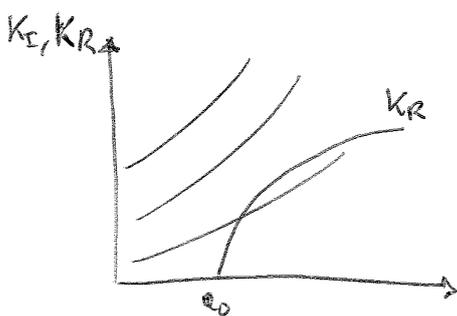
Suppongo di avere un campione con una cricca preesistente  $a_0$  e il materiale presenta una resistenza  $R$  costante. Ricordo che  $G > (\gamma_s + \gamma_p) = R \left[ \frac{J}{mm^2} \right]$

Se la cricca è pari ad  $a_0$  non ho assorbimento di energia, se  $a > a_0$  invece sì. Confronto la curva  $R$  con la  $G$  (che per lastre infinite è una retta); se c'è un'intersezione per  $G < R$  la cricca non prosegue, se  $G > R$  la cricca prosegue e quindi il tasso di rilascio di energia elastica è maggiore della resistenza. Come detto per materiali duttili con  $\gamma_p$  elevata, la curva  $R$  non è costante ma è crescente.



———— = condizione critica perché si ha propagazione instabile oltre  $a_1$   
 ———— = condizione stabile perché in  $a_0$  la cricca non si propaga più.

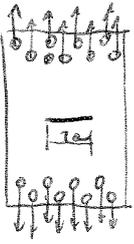
Un andamento analogo si presenta considerando le curve  $K_I, K_{II}$ .



$[K_{II}] = \sqrt{K_{II}^2}$  derivato direttamente da  $K_{II} = \sqrt{G}$  la normativa anziché definire  $R$  o definire  $K_{II}$ . La misura di queste curve è utile per i casi in cui  $K_{IIc}$  è elevato perché per

esempio il materiale è troppo sottile (lamiera) o  $a/T_{amb}$  è molto duttile e quindi la curva  $K_{II}$  è nettamente crescente. Se  $K_{II}$  fosse costante  $\Gamma$ , non avremmo bisogno di misurare  $K_{II}$  ma ci basterebbe il  $K_{IIc}$  che in pratica esprime la stessa cosa, cioè la capacità di assorbire energia prima di avere rottura/propagazione della cricca.

• **MT** (middle tension), cioè un campione con intaglio centrale.



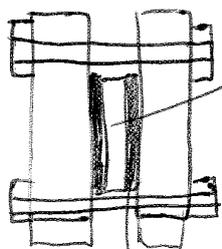
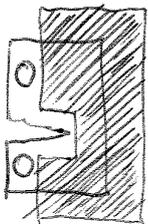
I fori in alto e basso garantiscono una migliore distribuzione del carico e affinché le prove sia valide c'è un

vincolo sulle dimensioni del piano  $\frac{W-a}{2} > r_p = \frac{4}{\pi} \left( \frac{K_{max}}{\sigma_p} \right)^2$

e un vincolo sulla forza  $\frac{F}{W \cdot B} < R_{p0.2}$ .

Procedura

si effettua una precruciatore per fetica ponendo un limite sulla velocità di crescita della cricca. Le prove consiste nell' aumentare il carico o lo spostamento finché si ha il limite di validità cioè  $W-a > r_p$ , infatti man mano che si esegue la prova,  $K_{max}$  cresce e si ha una crescita subcritica della cricca; durante la prova con alcuni metodi si misura  $a - a_0$ . È molto importante la dimensione del campione per vari motivi: fra cui il n° di punti da raccogliere durante la prova e l'instabilità fuori del piano e cioè se è troppo sottile si ha una apertura / deformazione secondo  $K_{III}$ . Per evitare quest'ultimo fenomeno si usano delle coppie di piastre rigide di spessore elevato imbullonate di fronte alle facce del campione.



Per avere validità le prove, il campione deve potersi muovere verticalmente mentre in direzione orizzontale deve essere bloccato

teflon. È un foglio lubrificante che riduce l'attrito al moto verticale.

Durante la prova si misurano le forze con una cella di carico, la lunghezza della cricca (vari metodi) e il COD con un estensimetro. La misura della cricca può essere fatta:

- con microscopio ottico (molto difficile)
- cellule di potenziale (e strutture complicate). Si fa passare una corrente elettrica produce punti e queste in presenza di un ostacolo (il filto) misurano una d.d.p. Tanto più è piccolo il difetto tanto minore è la d.d.p. si devono usare permisolanti per evitare che la corrente vada nelle macchine di prova.

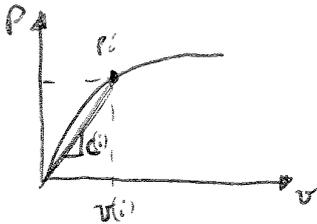
1) Lunghezza delle cricche efficace  $a + \Delta a = a_{eff}$  che tiene conto delle zone plastiche all'apice delle cricche.

Per ogni coppia  $\{a_i, P_i\} \Rightarrow k^{(i)} = \frac{P_i}{B\sqrt{w}} f\left(\frac{a_{eff}^{(i)}}{w}\right) = \frac{P_i}{B\sqrt{w}} \sqrt{\frac{P_i}{a_{eff}^{(i)}}} f\left(\frac{a_{eff}^{(i)}}{w}\right)$

$\sigma \quad \sigma_e \quad \gamma$

Il problema è che non si conosce  $a_{eff}^{(i)}$  ma solo  $a^{(i)}$  quindi si calcola  $a_{eff}^{(i)} = a^{(i)} + \frac{L}{2\pi} \left(\frac{k_i}{\sigma_p}\right)^2$ . Allora si mettono a sistema le due equazioni e con metodo iterativo si calcola  $k^{(i)}$  e  $a_{eff}^{(i)}$  che vedo e mettere in un grafico

2) Metodo delle secante. si fa una prova continua senza scarichi così si possono valutare  $\sigma$  valori  $P_i$  e  $v^{(i)}$  ipotizzando le curve di scarico, ipotizzando che lo scostamento della linearità sia dovuto solo all'allungamento delle cricche e non della def. plastica



si misura la cedevolezza  $C^{(i)} = \frac{P_i}{\dot{v}_i}$   $\Rightarrow a^{(i)} \Rightarrow k^{(i)}$ .  
 si ipotizza che le  $a^{(i)}$  così ricavate sia proprio le  $a_{eff}^{(i)}$ . così come  $C^{(i)}$  si ipotizza sia  $C_{eff}^{(i)}$ . (cedevolezza efficace o apparente)

Dalla  $a_{eff}^{(i)}$  ricavo il  $k_{eff} = \frac{P}{B\sqrt{w}} f\left(\frac{a_{eff}}{w}\right)$  senza aver fatto iterazioni.

OSS: Nel provino CW c'è il lottito fra cuneo ed elementi: per cui non siamo la forza sul cuneo ma a cause dell'ottito non conosciamo la forza che arriva agli elementi: per cui in questo caso si misurano due spostamenti.

$C = EBS \frac{P}{\sigma \sqrt{w}}$   $\Rightarrow$  misurando  $\delta_{01}$  e  $\delta_{02}$  su due punti, e avendo

due curve di calibrazione, ci serve una sola "a" e un solo  $\sigma_p$  che le soddisfa.

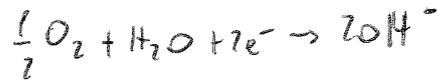
giunto alla fine rappresento le coppie  $a_{eff}^{(i)}$  e  $k^{(i)}$  e posso valutare la condizione di stabilità alle diverse condizioni di carico.



## Richiami di corrosione e umida

Consideriamo una soluzione di Fe e acqua di mare in cui ci saranno ioni di cloro ( $\text{Cl}^-$ ) e sodio ( $\text{Na}^+$ ) che sono portatori di carica.

Le due semireazioni fondamentali sono:

$$\text{Fe}_{(s)} \rightarrow \text{Fe}_{(aq)}^{2+} + 2e^-$$


Se il circuito è chiuso gli elettroni si compensano e si avrebbe la seguente reazione  $\text{Fe} + \frac{1}{2} \text{O}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Fe}(\text{OH})_2$  idrossido di ferro o  $\text{Fe}(\text{OH})_3$  ruggine.

Si ha corrosione umida quando si è in ambiente chiuso (come una cricca) cioè un interstizio in cui c'è poco ricambio di liquido e dove aumenta quindi la concentrazione di ioni Fe portando la soluzione a modificare il proprio pH che diventa più basso, cioè la soluzione diventa acida. In questo tipo di corrosione manca  $\text{O}_2$  ma la corrosione non si arresta perché gli ioni Fe causano l'idrolisi dell'acqua



Se siamo in acqua di mare, per avere un bilanciamento delle cariche, si ha una migrazione di  $\text{Cl}^-$  dall'esterno all'interno della cricca dove c'è eccesso di  $\text{H}^+$ ; in questo modo aumenta l'acidità della soluzione perché si forma acido cloridrico  $\text{HCl}$ .

Si ha una area anodica piccola all'apice e catodica grande attorno.

La tenso corrosione si associa a materiali con comportamento attivo-passivo.

Prendiamo il caso di acciaio inox; sulla superficie si creano degli ossidi di Cr che proteggono da ulteriore corrosione (comportamento passivo). La superficie del metallo risulta passiva perché non reagisce grazie a questo piccolo strato.

Se allo stesso materiale questo strato non si forma, allora può avere un comportamento attivo e quindi potrebbe reagire facilmente. In generale cerchiamo un materiale passivo. Nelle tenso corrosione si hanno due zone



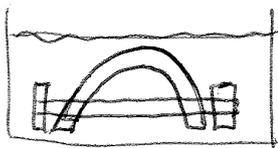
le superfici hanno un comportamento catodico perché se fosse uguale all'apice, la fessura diventerebbe una

Le curve sono uguali anche solo l'origine di H de an-ticle derivare (2 dell'ambiente o vice dell'ambiente attorno all'apice e confluisce nell'apice che è tensionato e così via come descritto. La velocità di propagazione è dipendente dalla diffusione dell'H nel reticolo cristallino. Nei casi di fratture differite accade la stessa cosa ma le tensioni che portano alla formazione delle cricche sono tensioni residue che possono nascere dopo una deformazione del materiale. Le presenze di tensioni residue e presenza di H può essere dovuta alle saldature.

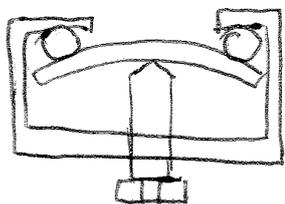
### Prove sperimentali

Se un pezzo non ha difetti in teoria potremmo prevedere vita infinita, in realtà anche in questi casi si può essere un effetto di tensione residua che porta alla nucleazione e propagazione delle cricche. Quello che si fa è prendere dei campioni lisci, metterli in un ambiente corrosivo, si impone una certa  $\sigma$  costante o una deformazione  $\epsilon$  costante e si misura il tempo a frattura. I metodi più semplici consistono nel prendere una lamina di metallo e imballarla, queste prove non vengono eseguite sulle classiche macchine ibride di per prove a trazione perché durano anche per mesi, e questo costituisce uno spreco.

Un 1° modo è appunto quello dell'imballatura, però in questo caso è difficile capire qual è lo  $\sigma$  applicato perché si supera il limite di def. plastica. In ogni caso il campione è immerso nell'ambiente corrosivo, e quindi il bullone non deve corrodersi per cui in quel modo deve essere isolato.



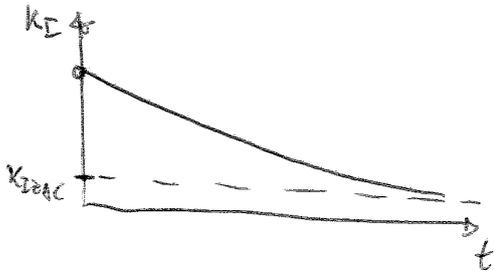
Un 2° modo è quello di porre la lamina in flessione ed esercitare un carico trazione unita, in questo modo è possibile controllare la tensione applicata e si può evitare di andare in campo plastico. Ovviamente il sistema è immerso in ambiente corrosivo e si calcola il tempo a frattura (nucleazione + propagazione)



Da notare che la nucleazione può partire dalle superfici per difetti dovuti al pitting.

Per il caso (2) la norma ci dice di decidere  $k_I$  nel seguente modo<sup>11</sup>  
 per tener conto dello spostamento imposto  $k_I = \frac{\bar{v} E}{\sqrt{w}} f\left(\frac{a}{w}\right)$ .

si osserva che  $k_I$  è decrescente poiché man mano che la cricca si allunga, diminuisce la cedevolezza  $C = \frac{\Delta P}{\Delta v}$ . Per ottenere le curve seguenti durante le prove si misura "e".

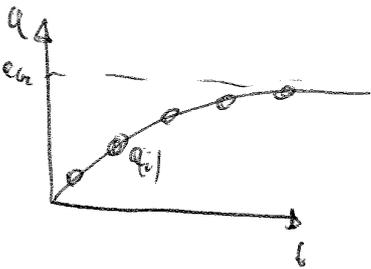


Le prove si concludono quando  $k_I < k_{I,cac}$ .  
 $v = COD$  = spostamento alla bocca dell'incrinazione

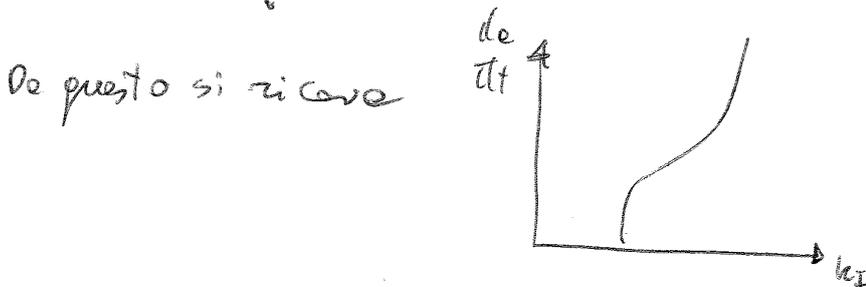
matematicamente perché  $k_I$  decresce? Perché  $k_I = \frac{\bar{v} E}{\sqrt{w}} f\left(\frac{a}{w}\right)$ ,

$\bar{v} = cost$ ,  $E = cost$ ,  $w = cost$  e  $f\left(\frac{a}{w}\right)$  decresce.

Anche qui si ricavano gli stessi profici del caso 1.

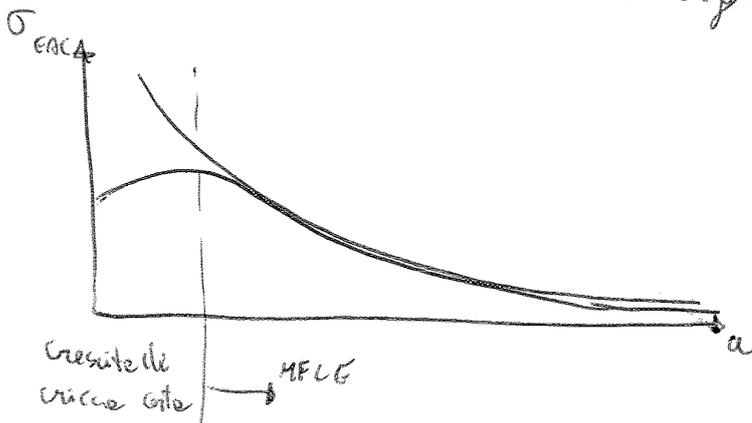


Per ogni  $e_i \rightarrow k_{II}(i)$  e usando i rapporti incrementali  $\left(\frac{de}{dt}\right)_i = \frac{e^{it_2} - e^i}{t_{i2} - t^i}$



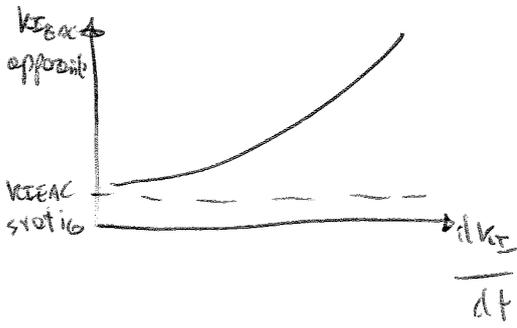
Quest'ultime prove è più adatte a calcolare il  $k_{I,cac}$ .

Facciamo delle valutazioni sul seguente grafico



$\sigma_{EAC}$  = tensione nominale ammissibile  
 $\sigma_{EAC} = \frac{k_I \sigma_{EAC}}{\sqrt{a}}$

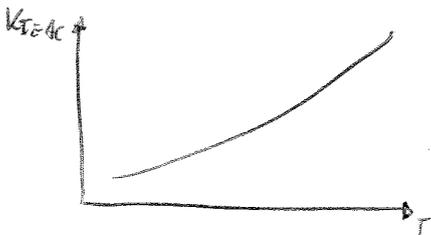
Vediamo adesso l'effetto della velocità di applicazione del carico 16  
 che possiamo vederlo in termini di  $k_I$  essendo  $k_I \approx P$ .



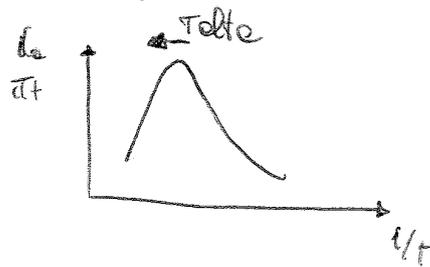
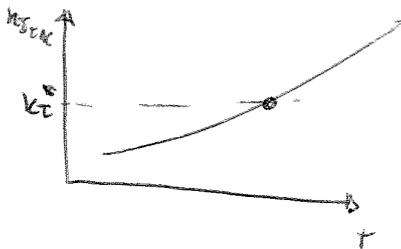
Tanto più l'applicazione del carico è veloce tanto più alto deve essere  $k_{I, EAC}$  per avere protezione. Se infatti il carico è applicato rapidamente non si ha tempo per avere i fenomeni di corrosione.

Vediamo l'influenza della T.

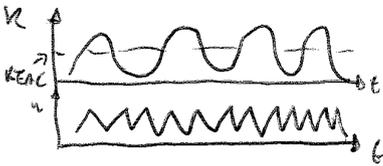
nel caso di corrosione a umido, se la T è oltre una certa  $T_{sola}$ , la corrosione si arresta perché non c'è acqua liquida; ma non considerando questi casi estremi e valutando invece l'impagliamento dell'acqua si ha che  $k_{I, EAC}$  aumenta all'aumentare della T e questo si vede bene



Nel II° stadio invece si ha un effetto diverso. Fisso un certo valore di  $k_I$  e valuto come varia  $dk/dt$  al variare della T.



Si osserva che all'aumentare di T,  $dk/dt$  cresce perché i processi chimici di corrosione sono più favoriti. Ad un certo punto  $dk/dt$  riduce perché si supera il  $k_{I, EAC}$ .



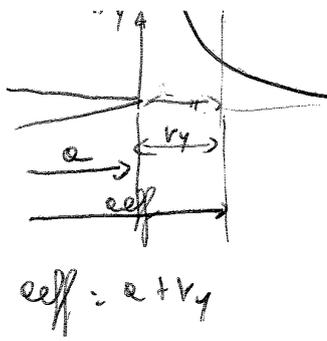
se il ciclo di carico è sinusoidale ha un effetto diverso al ciclo di carico irregolare.

FATICA ORDINARIA: non conta la forma ~~ma~~ solo l'effetto del carico max

CORROSIONE A FATICA: dipende la forma, infatti nel caso sinusoidale rispetto al triangolo, il tempo trascorso in prossimità del valore max è maggiore e quindi l'effetto della corrosione è maggiore

Gli effetti della rottura sono simili a quelli della corrosione quindi rotture dello stesso materiale a ogni ciclo di carico, proporzionale circa ecc...

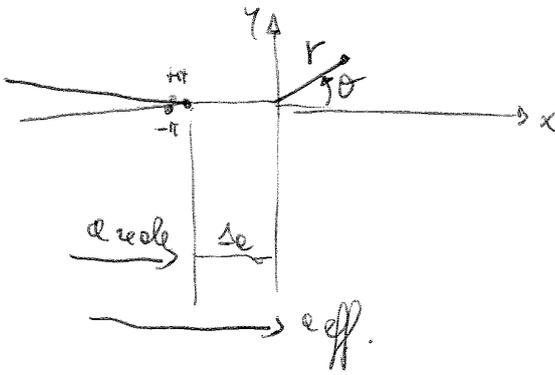
Da notare che l'aria è un ambiente non inerte e questo lo vedremo se confrontiamo prove fatte nel vuoto rispetto a prove fatte in aria.



All'epice della cricca è presente una zona plastica e oltre la zona plastica le tensioni seguono un andamento che è quello che avrebbero se la cricca fosse lunga  
 $e + v_y = e_{eff}$ .

L'ipotesi di portanza è che abbiano stimato le zone avanti all'epice  
 $v_y = \frac{1}{2\pi} \left( \frac{k_I}{\sigma_{su}} \right)^2$  ma perché non stimare anche le zone dietro l'epice

in questo modo? Allora si prendono le equazioni di Westergaard e si ci mette dietro l'epice.



Per me termini all'epice di cricca  
 $\theta = \pm \pi$ .

Lo spostamento lungo y ( $v_y$ ) è dato da una formula sperimentale (che non sapere)  

$$v_y = \frac{k_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left[ k_{II} - 2\cos^2 \left( \frac{\theta}{2} \right) \right]$$

$\mu = G = \frac{E}{2(1+\nu)}$        $k = 3 + 4\nu$

nel caso  $\theta = \pm \pi$        $v_y = \pm \frac{4}{E'} k_I \sqrt{\frac{r}{2\pi}}$        $E' = \frac{E}{1-\nu}$  per D.P.

$$\delta = 2v_y = \frac{8}{E'} k_I \sqrt{\frac{r}{2\pi}} = \frac{8}{E'} k_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}}$$

$r_y$  perché mi sposto nell'epice fisico che è a una distanza  $r_y$  dall'epice efficace.

$$\delta = \frac{8}{E'} k_I \sqrt{\frac{1}{(2\pi)^2} \left( \frac{k_I}{\sigma_{su}} \right)^2} = \frac{8}{E'} \frac{k_I^2}{\sigma_{su}} \sqrt{\frac{1}{4\pi^2}} = \frac{4 k_I^2}{E' \pi \sigma_{su}} = \frac{4 G}{\pi \sigma_{su}}$$

se si considera  $G = \frac{k_I^2}{8'}$

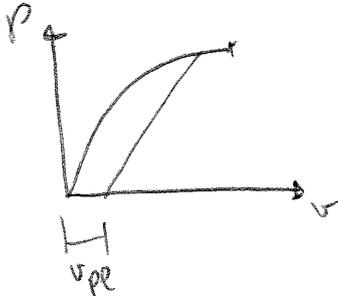
Wells dice che  $\delta$  si può misurare al crescere delle fratture, ma come faccio a misurarlo sperimentalmente ~~nel~~ nei campioni con zone plastiche elevate?

si è poi affinato il metodo perché  $\delta$  si può dividere in una componente elastica e una plastica  $\delta = \delta^{(el)} + \delta^{(pl)}$

$$\delta^{(el)} = \frac{1}{m} \frac{kg^2}{\sigma_{se}^2}$$

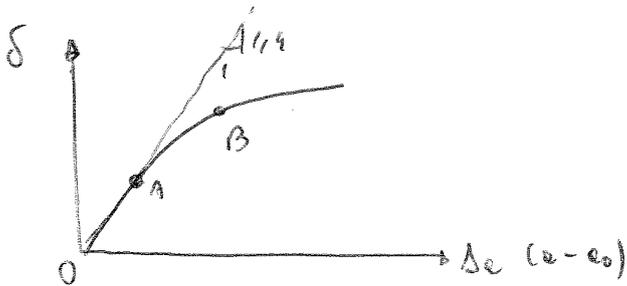
$$\delta^{(pl)} = \frac{v^{(pl)} \gamma (u-a)}{z+a+r(u-a)}$$

misure  $v^{(pl)}$  facendo uno scarico durante le prove.



si vede che il  $v^{(pl)}$  può essere variabile e da questo deriva la criticità del fattore  $\delta$

Ma se si vedute il seguente grafico



quando applico uno sforzo in campo elastico plastico non ho solo l'allungamento delle fibre ma anche un avanzamento se. Abbiamo già visto che le lacerazioni durante le prove si può misurare.

C'è un punto iniziale in cui  $\delta$  e CTOP aumentano di più presto perché si verifica un arrotondamento all'apice ed è come se si avesse una semi-circonferenza. In realtà non è così perché si avrebbe  $\delta = 7/16$

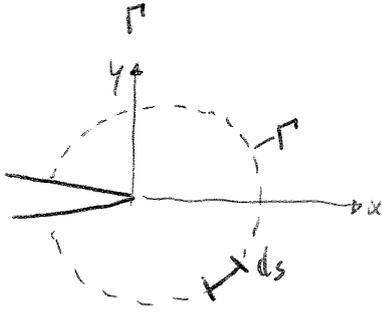
0) cricca generata per fatica

A)  $\delta$  e  $CTOP$  crescono quasi di più presto ARROTONDAMENTO ALL'APICE

B) si ha una rottura plastica per microcrack e la cricca si propaga.  $\delta$  non cresce più perché è cambiato il processo di avanzamento della cricca. LA CERAZIONE PLASTICA C'è un valore critico di  $\delta$  che è parte del  $\delta_{0.2}$

2.2) Integrale  $J$  secondo la formulazione di Rice

$$J = \int_{\Gamma} (w \cdot dy - T_i \frac{du_i}{dx}) ds \quad \Gamma = \text{percorso di integrazione}$$



$w =$  energie elastiche accumulate da tutti i punti



$$w = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad \left[ \frac{J}{m^3} \right]$$

$T_i = \bar{\sigma}$  è la trazione locale anche definita come  $\{\bar{\sigma}\} = \begin{Bmatrix} \bar{\sigma}_{xx} \\ \bar{\sigma}_{xy} \\ \bar{\sigma}_{yz} \end{Bmatrix} = [\bar{\sigma}] \{m\}$

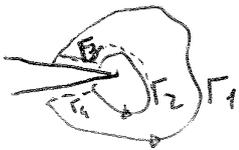


$u_i =$  è un vettore che contiene 3 spostamenti nello spazio  $u_i = \begin{Bmatrix} u_x \\ u_y \\ u_z \end{Bmatrix}$

si usa la formulazione tensoriale:  $T_i, u_i$  hanno un solo pedice e quindi sono dei vettori.

Rice ha dimostrato che questo integrale è indipendente dal percorso scelto se i percorsi contengono la cricca che ne rappresenta una singolarità.

Se non si hanno difetti lungo un  $\Gamma^*$ ,  $\oint_{\Gamma^*} J ds = 0$  e lo dimostro con il teorema di Green.  $\Gamma^* = \Gamma_1 + \Gamma_3 - \Gamma_2 + \Gamma_4$   $J(\Gamma^*) = 0$  perché non contiene il difetto.  $J(\Gamma^*) = 0 = J(\Gamma_1) + J(\Gamma_3) + J(\Gamma_4) - J(\Gamma_2)$ . In  $\Gamma_3$  e in  $\Gamma_4$   $w dy = 0$  e  $u dx = 0$  e  $T_i = 0$  perché c'è la superficie libera, e per  $\Gamma_2$   $J(\Gamma_1) = J(\Gamma_2)$



2.3) Viene usato  $J$  per calcolare le tensioni all'apice dell'integrale dentro la zona plastica perché non vale la KIC

d' integrale  $J$  apporta una semplificazione poiché considera il materiale elastoplastico ma lineare e quindi non tiene conto della reversibilità delle curve  $\sigma \epsilon$ . Del resto un' approssimazione si fa anche con il KIC che approssima il materiale come perfettamente elastico. Il modello corretto senza semplificazioni di legge  $\sigma$  e  $\epsilon$ , tiene conto delle deformazioni residue alla risoluzione si fa solo in forma numerica con FEM.

**CONFRONTO FRA MFLE e MFEP**

MFLE

$$\sigma_{44} = \frac{k_1}{\sqrt{r}} f(\theta)$$

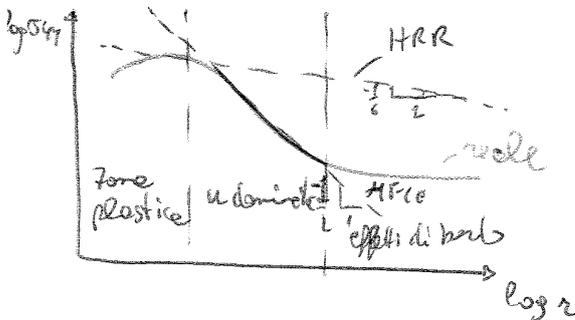
$$\log \sigma_{44} = \text{cost} - \frac{1}{2} \log(r)$$

MFEP

$$\sigma_{44} = \int \frac{1}{r^{1/m+2}} f'(m, \theta)$$

$$\log \sigma_{44} = \text{cost}' - \frac{1}{m+2} \log(r)$$

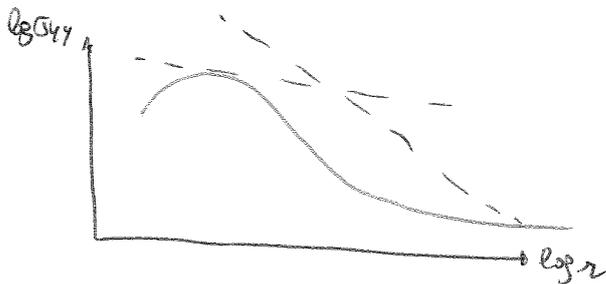
Vediamo le formule trovate in un grafico. Uso il log perché allungo le porte vicino l'apice e restringo le zone più lontane dall'apice.



nelle zone plastica e negli effetti di bordo non vale le MFLE, e uso le MFEP. Ovviamente nelle zone lontane non vale usare HRR è una complicazione inutile.

La curva verde è la curva effettiva che non corrisponde né a HRR né a MFLE.

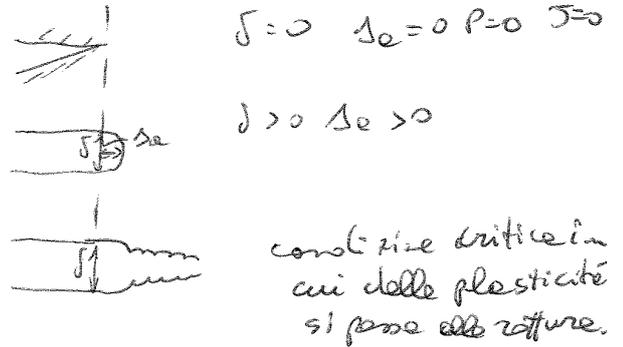
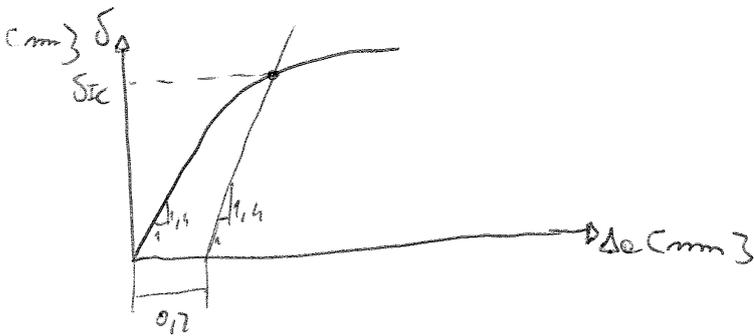
Se la zona plastica è molto grande la curva verde ha un andamento diverso



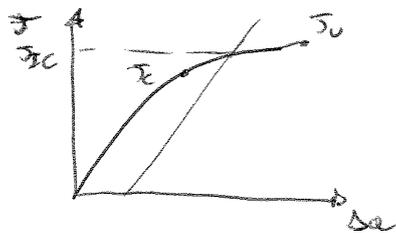
C'è poi il caso in cui il materiale è molto deformato e le deformazioni all'apice sono grandi e cioè maggiori di quelli contemplati dalle HRR e quindi non vale né MFEP né MFLE

**METODO PER MISURARE  $\delta$**

Concetto  $\delta$  si misura per quei casi in cui non si riesce a misurare  $K_{IC}$ . Riprendiamo il concetto di lavorazione plastica.



Considero una retta spostata di  $0,2\text{mm}$ , il punto di intersezione con la curva è il  $\delta_{IC}$ . Se le curve si interrompe prima dell'intersezione il  $\delta_{ultimo} = \delta_0 = \delta_{IC}$ , se cioè l'intersezione  $\delta_{cr} = \delta_{IC}$ . I casi in cui le curve si interrompe prima è il caso tipico di rottura fragile e l'ultimo punto delle curve è il  $\delta_{cr}$ . Nel caso delle misure del  $\delta$  si fa le stesse cose e quindi per un  $\delta_{critico}$  corrisponde un  $\delta_{critico}$ ; ovviamente cambia il grafico perché cambiano le unità di misura.



Nelle norme più recenti non si calcola più  $\delta$  con il metodo delle verniere plastiche ma calcolando prima  $\delta$  e poi ricavando  $\delta$ .

1) Metodo dei campioni multipli

Per misurare  $\delta$  si può usare il metodo dei campioni multipli

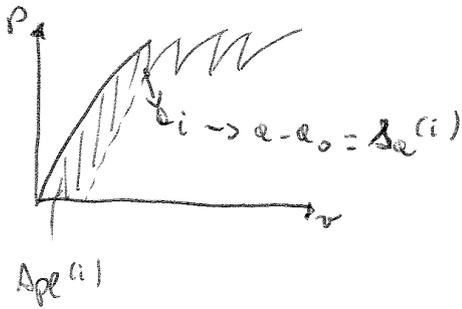
Immaginiamo di avere tanti campioni uguali con le stesse geometrie e caricare il campione con uno spostamento lungo le linee di carico

Vel (load line).



- 1) Carico i campioni a un certo valore di  $V_{el(i)}$  ogni campione è caricato a  $V_{el(i)}$  diversi per avere tanti punti e ricavare le curve registrando le curve  $P-V_{el}$

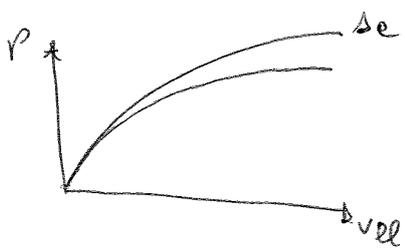
Quindi si scarica più volte il campione durante la prova, mese scarico non sono più nei limiti dell'approssimazione elastica non lineare (cioè di tornare indietro lungo le stesse curve), inoltre il ritorno elastico porterebbe delle deformazioni. Si fanno allora degli scarichi molto piccoli per limitare questi problemi.



Per ogni scarico calcolo un  $\gamma^{(i)}$  o un  $\delta_e^{(i)}$ .

Lo scarico parziale viene fatto fino al 50% dello sforzo precedente o anche a volte si scarica per  $\frac{1}{4}$  del carico precedente. Quando si applica questo metodo in cui si misura  $\gamma^{(i)}$ :  $A_{pl}^{(i)} \cdot \eta$ ,  $A_{pl}$  considerare ~~de~~

~~Oricce da un campione diverse sono state ottenute secondo i carichi in modo diverso in realtà ciò che accade (facendo le prove su un campione solo) è che la cricca si allunga, e quindi considero una curva in cui  $A_{pl}$  è il lavoro per far crescere la cricca mentre  $\gamma$  dovrebbe essere definito come l'energia di una curva di una cricca caricata fino a un certo livello~~



Per tener conto di questo aspetto si effettua una correzione che diventa sempre più significativa quanto più  $\delta_e$  aumenta, ma siccome  $\gamma$  viene misurato per bassissime, allora i valori sono abbastanza corretti.

È un po' simile al riprova di una resina e ingegneristica per le quali se si mettono a bassi  $\epsilon$  si hanno stessi risultati.

**CONFRONTO SUI CRITERI DI VALIDITÀ**

Il campione deve essere più grande di un valore min per avere validità le misure di  $\gamma$ . Ricordo che per avere  $K_{IC}$  valido si deve avere  $w - a > 2,5 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{sm}} \right)^2$ . Per il  $\gamma_{IC}$  si deve avere

$$w - a > 10 \frac{J_{IC}}{\sigma_{sm}} = 10 \frac{K_{IC}^2}{E \sigma_{sm}} = 10 \frac{\sigma_{sm}}{E} \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{sm}} \right)^2$$

Facendo dei conti per un acciaio:

con  $\sigma_{sm} = 500$  MPa si ha  $w - a > 0,075 \left( \frac{K_{IC}}{\sigma_{sm}} \right)^2$  il limite è 10 volte meno restrittivo e quindi il campione può essere 10 volte più piccolo di quello che serve per calcolo  $K_{IC}$

Le prove iniziano con le fasi di precrackatura su un campione CT



La precrackatura è necessaria perché le misure delle curve di Paris non è valide per cricche corte e non costante la nucleazione di cricche.

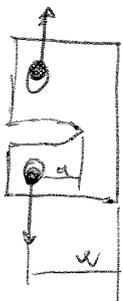
Poi c'è una fase di fatica con misure periodiche della lunghezza di cricca  $a_i$ ; si ottiene così un registro del tipo

N	P	$a_i$
$(i = 10000)$	$0,5 \pm 5\%$	15,72 mm
$N_i$	$P_i$	$a_i$

dalle forze  $P_i$  e delle lunghezze  $a_i$  si ricava il  $K_i$ -esimo e facendo una derivata  $\frac{da}{dN} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i}$  (velocità di propagazione). Si riportano tutti i

punti in un grafico trovando così la curva di Paris.

CAMPIONI USATI



→ più difficile capire dove e come si mesce una cricca e quale propaga di più.

C'è però una differenza fra i campioni usati per il K<sub>IC</sub> e quelli usati per le prove di Paris, ed è sulla spessore che per Paris è più piccolo.

$B = \left[ \frac{1}{20} \pm \frac{1}{4} \right] w$  Non serve un grande spessore perché si fanno esperimenti e carichi modesti e quindi non si ha il problema delle labbra duttili.

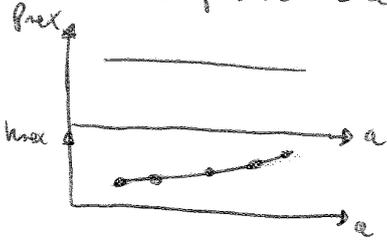
Ma ci sono anche altri aspetti da valutare e che si risolvono con B piccoli

A questo punto si entra nel diagramma di Paris e ci sono due procedure possibili <sup>oppo</sup> le procedure

1) K crescente

Queste procedure non ha problemi di effetti storici perché  $\Delta K$  tende a crescere e viene reditrata mantenendo  $P_{max}$  e  $P_{min}$  costanti.

K cresce perché cresce "a".



Per ogni punto si ha  $N_i$  e  $a_i$ :

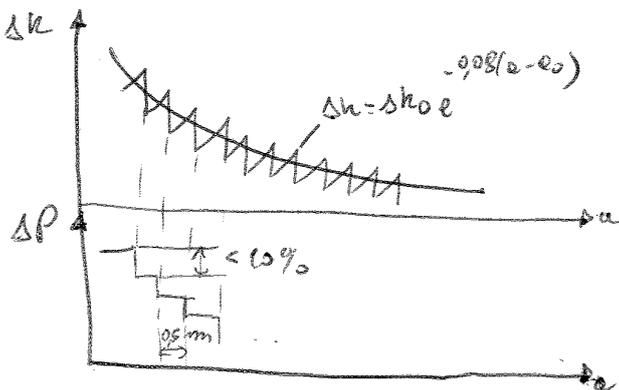
$$(N_i, a_i) \rightarrow \left( \frac{da}{dN} \right)_i \quad (P, a_i) \rightarrow \Delta K_i$$

Questa procedura è consigliata per  $\frac{da}{dN} > 10^{-8} \text{ m/ciclo}$ ; ne è sensibile poiché se si vuole calcolare il  $\Delta K_{th}$  perché il più basso valore di  $\Delta K$  che ottengo è quello alla prima misura. Questo metodo inoltre è uno spreco di risorse perché magari si raccolgono tanti punti concentrati in una zona e in un'altra pochissimi, allora in questi casi anziché mantenere  $P = \text{cost}$ , ogni tanto si aumenta così sono sicuro di trovare punti su range migliore

2) K decrescente

Questa procedura è molto delicata perché bisogna stare attenti agli effetti storici, ma è l'unico modo per trovare il  $\Delta K_{th}$ .

Si sceglie un tasso di riduzione del  $\Delta K$  applicato e quindi del carico applicato che deve essere  $< 10\%$  tra una prova e l'altra, inoltre l'avanzamento deve essere di  $0,5 \text{ mm}$  così da essere sicuri di aver superato l'effetto storico. La riduzione delle variazioni



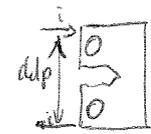
ne indice del  $\Delta K$  deve essere  $< 8\%$  per ogni avanzamento della cricca. Il  $\Delta K$  idealmente decresce secondo la legge  $\frac{1}{\Delta K} \gg 0,08 \text{ m}^{-1}$  e cioè  $\Delta K = \Delta K_0 e^{-0,08(a-a_0)}$

ma nella realtà si fa una riduzione progressiva della forza applicata. Durante i cicli di fatica (de si fanno a forza imposte) si hanno tratti in cui  $\Delta K$  cresce e tratti in cui si riduce.

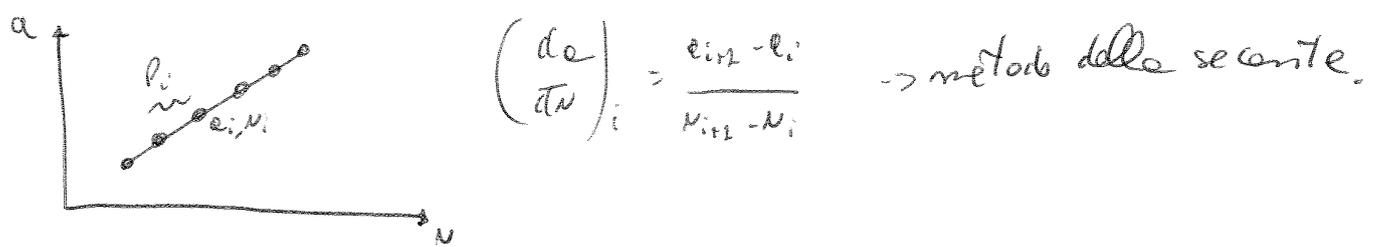
METODI DI MISURA DI "a"

• metodo ottico : le due superfici del campione devono essere lucidate e specchio prima di iniziare le prove e si fa poi una media sulle lunghezze di cricca rilevate sulle superficie. Può essere però che all'interno la lunghezza è maggiore ma si accetta questo errore . Con questo metodo però per effettuare le misure si deve arrestare le prove perché le vibrazioni indotte dal carico non permettano delle buone misure a fuoco. Si può usare un microscopio viaggiante grazie al quale devo interrompere le prove ma non è necessario smontare il pezzo; oppure si usa un microscopio da banco per il quale però occorre smontare il pezzo della macchina ma può metterlo in un banco con risoluzione del microscopio migliore. In genere è un prove affidabile ne richiede tempo.

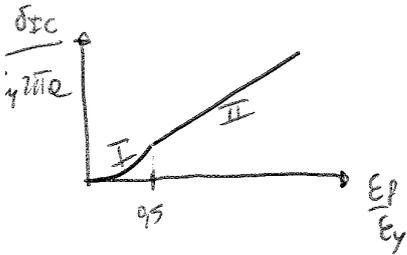
• metodo delle cedevolezza : è facile da automatizzare si sfrutta il fatto che un ciclo di carico viene usato per misurare la cedevolezza perché si fa e misurare lo spostamento indotto dal carico. I primi cicli di carico si fanno a velocità minori per avere più punti. Il vantaggio è che è facile automatizzare una macchina per fare queste prove. Lo svantaggio di questo metodo è che le misure delle lunghezze di cricca non sono molto precise, di solito si misura la "a" alle fine quando il campione è rotto e deve corrispondere al valore indicato con l'ultima cedevolezza. Se non avviene così, si modifica il modulo elastico E.

• cadute di potenziale : un campione con una cricca più profonda presenta una resistenza elettrica maggiore . Non è molto semplice perché la resistività del materiale non è sempre nota ed è richiesto l'utilizzo di attrezzature aggiuntive.

A questo punto verrebbe not: i valori di "a" si può calcolare la curva di Paris con alcuni metodi come quello delle secante.



Per ricavare una formulazione matematica si trasforma la retta precedente con un tratto di parabola vicino all'origine.



(I)  $\frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} > \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_y}\right)^2$   $\epsilon =$  particolare livello di deformazione (al limite  $\epsilon = \epsilon_y$ )

vale se  $\frac{\epsilon}{\epsilon_y} \leq 0,5$  e in tale campo possiamo anche dire  $\frac{\epsilon}{\epsilon_y} = \frac{\sigma}{\sigma_y}$

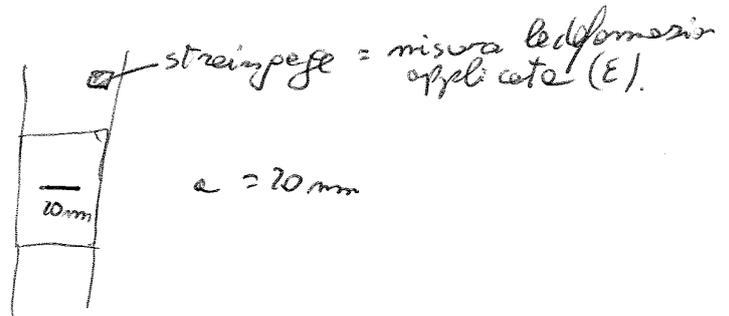
$$\frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} = m \frac{k_{IC}^2}{\sigma_y^2} \qquad \frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} = \frac{m k_{IC}^2}{E_y \pi a \sigma_y^2}$$

(II)  $\frac{\epsilon}{\epsilon_y} > 0,5$   $\frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} > \frac{\epsilon}{\epsilon_y} - 0,25$

$\epsilon = 0,5$  è il punto in cui si passa dalla I alla II.

Esempio applicativo

Considero il seguente componente acciaio con  $\sigma_{su} = 2204 \text{ kg}$   $E = 200000 \text{ kg/cm}^2$



si misura  $\epsilon = 0,42\%$  (0,0042)

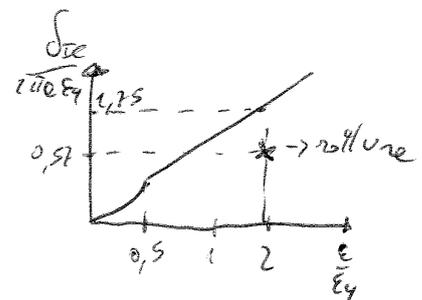
dei dati del problema risulta  $\epsilon_y = \frac{\sigma_{su}}{E} = \frac{2204}{200000} = 0,011 = 0,11\%$

pensiamo che sia misurato un  $\sigma_{IC} = 0,15 \text{ mm}$ . Ci chiediamo se la struttura è sicura o avrà rottura.

$$\frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} = \frac{0,15}{0,0011 \cdot 2 \cdot \pi \cdot 10} = 0,57 \qquad \frac{\epsilon}{\epsilon_y} = 2$$

Nella zona I  $\frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} \neq \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_y}\right)^2$   $0,57 \neq 4$  ? NO

Nella zona II  $\frac{\sigma_{IC}}{E_y \pi a} = \frac{\epsilon}{\epsilon_y} - 0,25$   $0,57 = 2 - 0,25$



Posso pensare poi che il campo  $\sigma_{ij}$  sia proporzionale ai carichi applicati  $P$

$\sigma_{ij} \propto P$  e quindi  $J \propto \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^{n+1} \propto \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1}$  e in particolare

$J = (2 \epsilon_0 \sigma_0) \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1} \cdot h\left(m, \frac{a}{\bar{w}}\right) \cdot L$        $2 \epsilon_0 \sigma_0 =$  espresso in MPa

$\frac{P}{P_0} =$  adimensionale

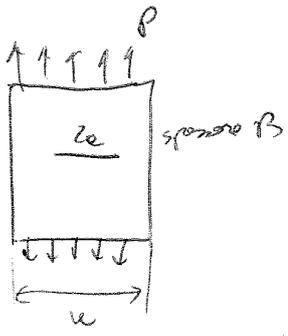
$h\left(m, \frac{a}{\bar{w}}\right) =$  adimensionale; sono le funzioni tabulate

$L =$  lunghezza caratteristica (spesso  $L = w$ ) per ottenere  $[J] = \frac{\text{Joule}}{\text{mm}^2}$

$P_0 = \sigma_0 (W - a)$

nota:  $\frac{P}{P_0}$  non è molto diverso da 1

Esempio applicativo



$P = \frac{\text{Forza}}{B}$       considero il caso di deformazione piana

$P_0 = \frac{L}{\sqrt{3}} (W - 2a) \sigma_0$        $\sigma_0 = \sigma_{sm}$

si scrive  $J^{pl} = (2 \epsilon_0 \sigma_0) \left(\frac{W - 2a}{L}\right) \cdot \frac{a}{\bar{w}} \cdot h\left(\frac{a}{\bar{w}}, m\right) \left(\frac{P}{P_0}\right)^{n+1}$  e dalle

tabelline si ricava  $h$

h	m			10
	1	2	3	
$\frac{a}{\bar{w}}$	2,8	3,6		
	2,8	2,5		
	3,8			

Come si può notare abbiamo considerato solo la parte plastica di  $J$  perché in passato era più comodo considerare  $J = J_{el} + J_{pl}$

con  $J_{el} = \frac{kI^2}{E}$  e  $J_{pl}$  come scritto su.

Dopo aver calcolato  $J_{el}$ ,  $J_{pl}$  e quindi  $J$ , si verifica che  $J < J_{cc}$ .

In fatti  $\sigma_{el} = k_{II} \cdot \frac{\rho^2}{\sigma} = \frac{\rho^2}{\omega E} f\left(\frac{\sigma}{\omega}\right)$ ; poi considero  $k_r = \frac{k_{II}}{k_I} = \sqrt{\frac{\sigma_{el}}{\sigma}} = \sqrt{\frac{\sigma_{el}}{\sigma_{el} + \sigma_{pl}}}$

$k_r = \left(1 + \frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}}\right)^{-1/2}$  e quindi scrivo a parte  $\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}}$

$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}} = \frac{(\alpha E_0 \sigma_0) \left(\frac{\omega - 2a}{\nu}\right) \frac{a}{\omega} h\left(\frac{a}{\omega}, m\right) \left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^{m+2}}{\frac{1}{\omega E} f^2\left(\frac{\sigma}{\omega}\right) \cdot \rho_0^2 \left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^2}$  . Adesso sostituisco  $\rho_0 = \frac{2(\omega - 2a)\sigma_0}{\sqrt{3}}$

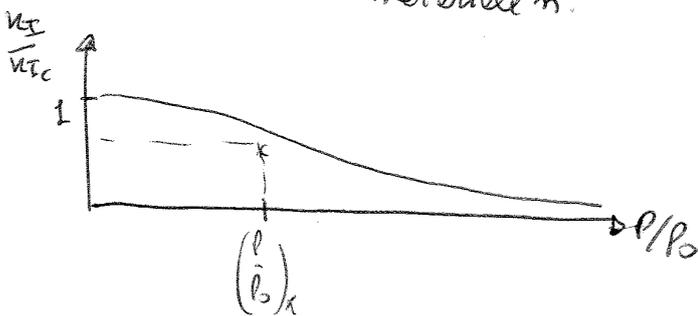
$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}} = \frac{(\alpha E_0 \sigma_0) \left(\frac{\omega - 2a}{\nu}\right) \frac{a}{\omega} h\left(\frac{a}{\omega}, m\right) \left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^{m+2}}{\frac{1}{\omega E} f^2\left(\frac{\sigma}{\omega}\right) \frac{4}{3} (\omega - 2a)^2 \sigma_0^2 \left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^2}$

$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}} = \frac{E \alpha E_0 \cdot \frac{1}{2} \cdot \frac{a}{\omega} \cdot h\left(\frac{a}{\omega}, m\right)}{f^2\left(\frac{\sigma}{\omega}\right) \frac{4}{3} \left(1 - \frac{2a}{\omega}\right) \cdot \sigma_0} \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^{m-2}$

$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}} = \frac{2 E_0 \frac{\sigma_0}{E}}{\sigma_0} \cdot \left[ \frac{3 \frac{a}{\omega} \cdot h\left(\frac{a}{\omega}, m\right)}{8 \left(1 - \frac{2a}{\omega}\right) f^2\left(\frac{\sigma}{\omega}\right)} \right] \cdot \left(\frac{\rho}{\rho_0}\right)^{m-2}$

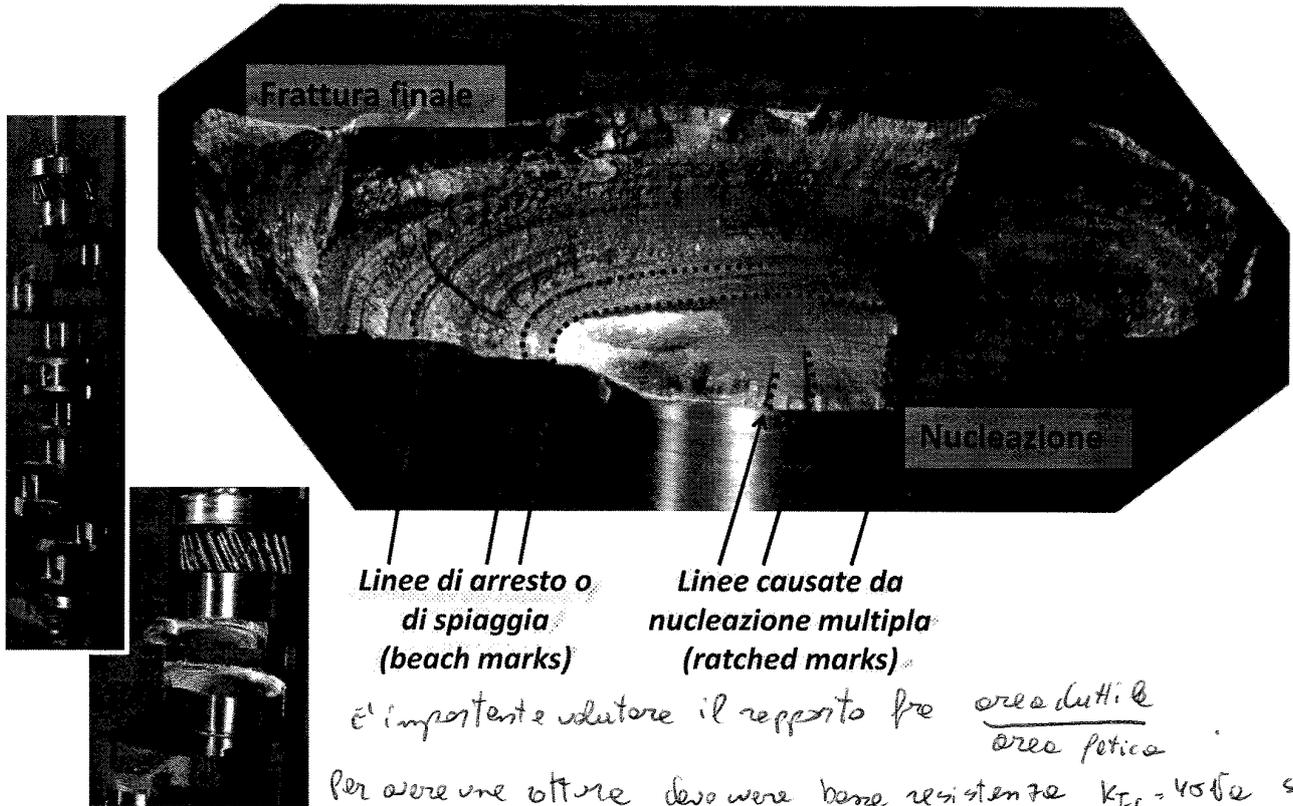
$\downarrow$  dipende dal materiale  
 $\downarrow$  termini legati al rapporto di dimensioni geometriche  $\left(\frac{a}{\omega}\right)$  e dal materiale  $m$ .

$\text{se } \rho \rightarrow 0 \quad \frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{el}} \rightarrow 0$   
 $k_r \rightarrow 1$



nelle pratiche noi abbiamo più questi profici per una certa geometria e un certo materiale, quindi si prende le curve e le confronto con un punto e se tale punto sta sotto la curva allora non si ha rottura.

# Nucleazione multipla, linee di spiaggia



Linee di arresto o di spiaggia (beach marks)

Linee causate da nucleazione multipla (ratched marks)

È importante valutare il rapporto fra  $\frac{\text{area duttile}}{\text{area totale}}$

Per avere una rottura deve avere buona resistenza  $K_{IC} = 45 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  se  $K_{IC}$  è costante,  $\sigma_c$  è bene oltre  $\sigma_c = \sigma_a$  e cioè la zona di propagazione è elevata (ripetitiva).

## Propagazione nel caso di punto di nucleazione singolo $\rightarrow$ fronte circolare di propagazione.

High nominal stress (tensioni elevate)		Low nominal stress (tensioni basse) $\rightarrow$ zona fragile più piccola	
Smooth	Notched	Smooth	Notched
Tension and tension-compression			
Single deflection bending			

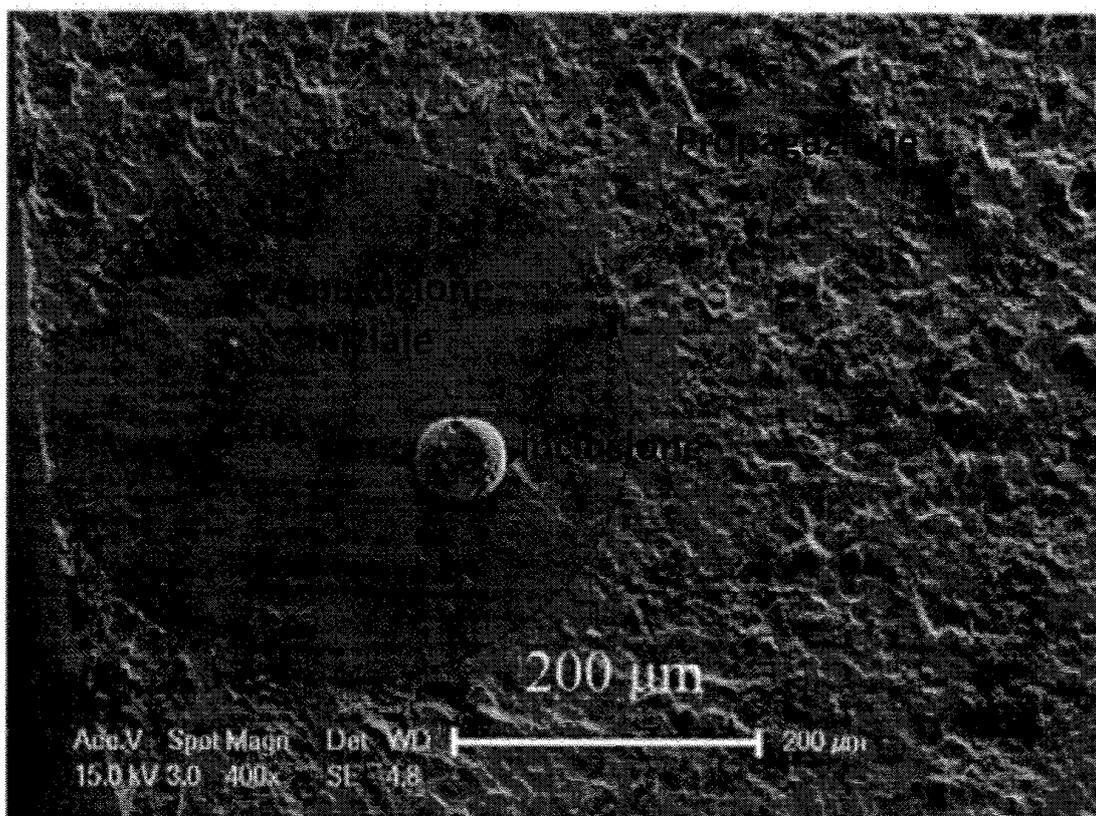
## Meccanismi microscopici della fatica – nucleazione (I)

- La nucleazione avviene nei punti di massima tensione locale e/o minima resistenza locale del materiale
- La nucleazione avviene di solito, ma non sempre, sulla superficie o in prossimità della superficie. *per micro deformazioni plastiche, o difetti interni,*
- La tensione locale deriva da geometria (intagli) e carichi
- La resistenza locale è determinata dalle caratteristiche microstrutturali locali del materiale

## Meccanismi microscopici della fatica – nucleazione (II)

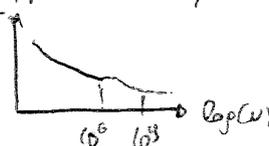
- Nei metalli puri, le cricche iniziano da bande di taglio oppure presso bordi di grano o di geminato
- Nelle leghe di uso comune, le cricche iniziano perlopiù presso segregazioni, inclusioni, seconde fasi
- Il piano e la direzione di propagazione iniziali sono determinati dalle caratteristiche microstrutturali o dall'orientamento delle bande di taglio
- Nella successiva propagazione la cricca assume un orientamento normale alla tensione principale massima

## Nucleazione da difetti interni

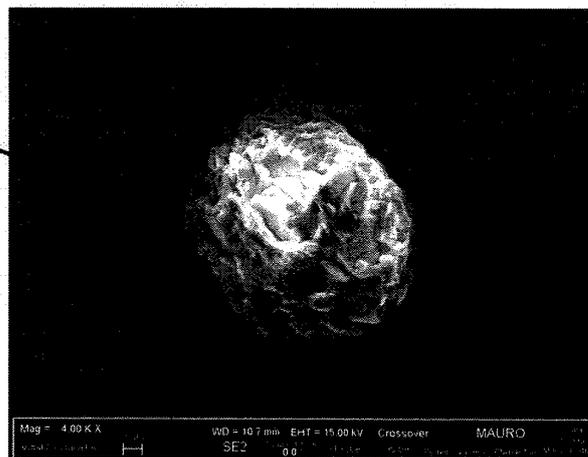
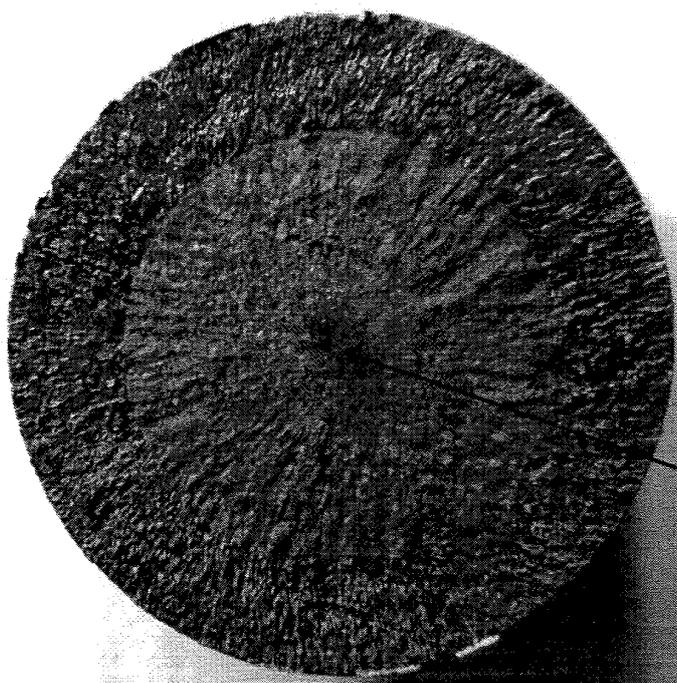


## Nucleazione da difetti interni

Il VHCF, il diagramma di Wohler diventa



Campione per fatica gigaciclica, diametro 11 mm circa



94