



Corso Luigi Einaudi, 55 - Torino

Appunti universitari

Tesi di laurea

Cartoleria e cancelleria

Stampa file e fotocopie

Print on demand

Rilegature

NUMERO: 623

DATA: 0409/2013

A P P U N T I

STUDENTE: Randazzo

MATERIA: Metallurgia Meccanica e Meccanica dei Materiali

Prof. Firrao_Rossetto

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.**

G - CRITERIO DELL'ENERGIA

K_I - RAGGIO DI FONDO INTAGLIO

CURVE R

PROVE DI MATERIALI IN FUNZIONE DI p

INFLUENZA DEGLI ELEMENTI LEGANTI

ALLUMINIO } $TL-LT$
DELAMINAZIONE esempio aerei

DIFETTI DA CONTROLLI NON DISTRUTTIVI

CRITERI DI ACCETTABILITÀ DEI DIFETTI

LIFE EXTENTION

CORROSIONE

APPLICAZIONE DELLA LEGGE DI PARIS

COD

ESPERIENZE NELLA DETERMINAZIONE DELLE CURVE R

CTOD

INTEGRALE J

MECANISMI DI FRATTURA

PROVE

* GRAFICO PASSIVAZIONE

* PROTEZIONE CATTODICA

* FENOMENO

CORROSIONE

FIRRAO

* FRATTURE

PER SOLLECITAZIONI AMBIENTALI

* VELOCITÀ DI CRESCITA DELLA CRACK

* MODELLI DI ROTURA DEL FILM PROTETTIVO

* CARATTERISTICHE CHE INFLUENZANO IL COMPORTAMENTO IN TENSOCORROSIONE IN UN DATO AMBIENTE

* MODELLI PER L'INFRAGILIMENTO DA IDROGENO

* TENSOCORROSIONE A FATICA

* EFFETTI DEL CUNEO DI FATICA

* CLASSIFICAZIONE DEGLI AMBIENTI

* CRITERIO DEL FATTORE DI INTENSIFICAZIONE DEGLI SFORZI

Ciascuna componente della tensione è proporzionale ad una singola costante K_I . Se tale costante è conosciuta, tutta la distribuzione delle tensioni all'apice della cricca possono essere descritte dalle equazioni

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right]$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)$$

Questa costante, chiamata **FATTORE DI INTENSIFICAZIONE DEGLI SFORZI**, caratterizza completamente le condizioni all'apice della cricca in materiali lineari elastici. Se si assume che il materiale ceda localmente ad una combinazione critica di tensioni e deformazioni, segue che la frattura deve avvenire per un fattore K_{Ic} .

Nel caso della piastra vista in precedenza

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

La rottura avviene quando $K_I = K_{Ic}$. La relazione tra K e G è

$$G = \frac{K_I^2}{E}$$

Possiamo ora ricavare il tasso di rilascio dell'energia elastica

$$-\frac{\partial U_{elastica}}{\partial A} = -\frac{\partial U_{elastica}}{\partial a} \frac{\partial a}{\partial A} = -\frac{1}{2B} \frac{\partial U_{elastica}}{\partial a} =$$

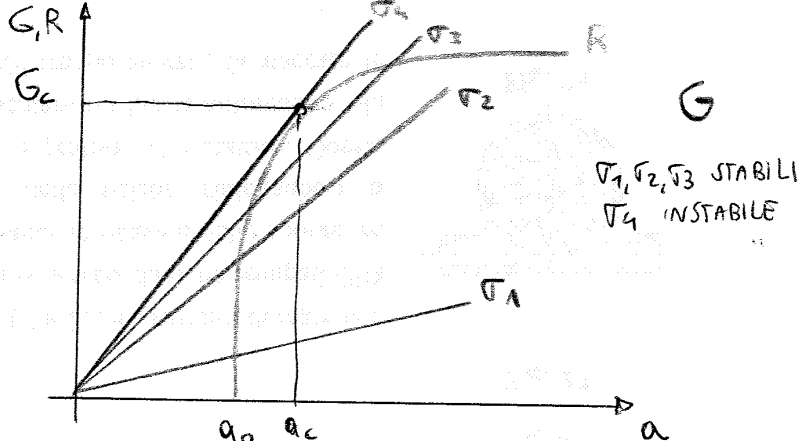
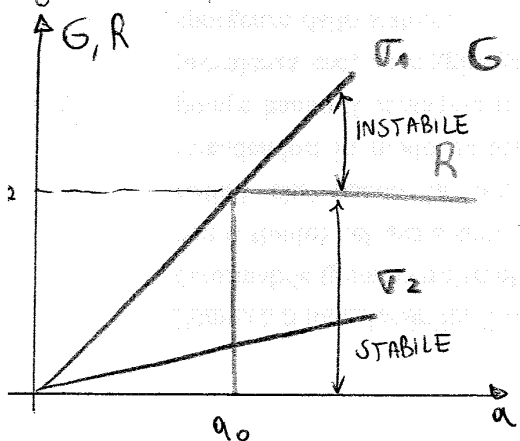
$$= \frac{1}{2B} \left(2a\pi B \frac{\sigma_s^2}{E} \right) = a\pi \frac{\sigma_s^2}{E} = G \sim G_c = 2\gamma_s$$

Quanto dimostrato va bene per il vetro, un po' meno per i metalli in quanto essi non si rompono sempre per divaggio. Anziché γ_s si scrive $\gamma_s + \gamma_p$ dove γ_p è molto più grande e tiene conto della deformazione plastica.

INSTABILITÀ E CURVA R

L'estensione della cricca avviene quando $G = 2W_f$, ma la crescita della cricca può essere stabile od instabile, dipendentemente da come G e W_f variano al variare della dimensione della cricca. Per illustrare il comportamento stabile ed instabile, è conveniente sostituire $2W_f$ con R , definito come **RESISTENZA DEL MATERIALE ALLA PROPAGAZIONE DELLA CRICCA**. Un grafico

R / estensione della cricca è chiamato **CURVA R**. Il corrispondente grafico G / estensione della cricca è chiamato **DRIVING FORCE CURVE**



Le condizioni per una crescita di cricca stabile sono date da

$$G = R$$

$$\frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da}$$

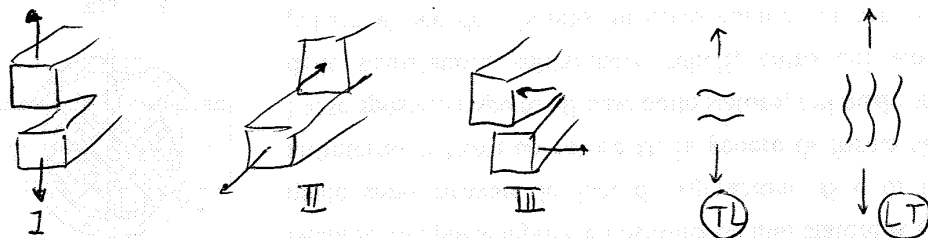
mentre non sono stabile quando

$$\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da}$$

ANALISI TENSIONALE DELLE CRICCHE

$$K = k\sqrt{2\pi}$$

Il fattore di intensificazione delle tensioni è solitamente accompagnato da un pedice indicante il modo di frattura



In un problema con presenza di modi misti, vale il principio di sovrapposizione degli effetti.

RELAZIONE TRA K ED IL COMPORTAMENTO GLOBALE

PIASTRA INFINITA $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$

PIASTRA SEMINFINITA $K_I = 1,12\sigma\sqrt{\pi a}$

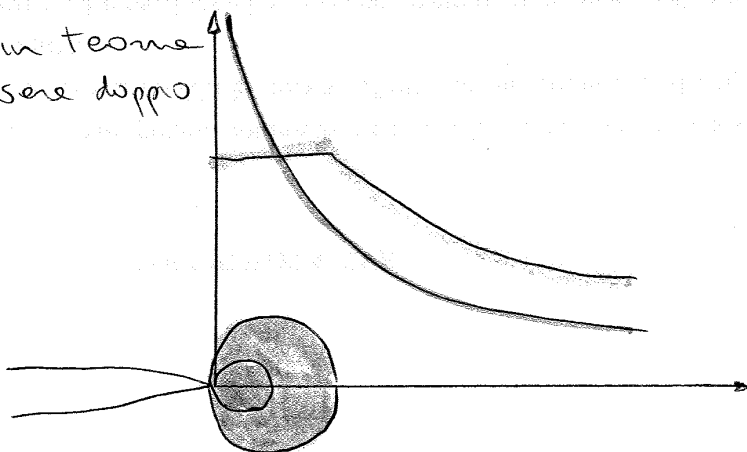
PLASTICITÀ ALL'APICE DELLA CRICCA

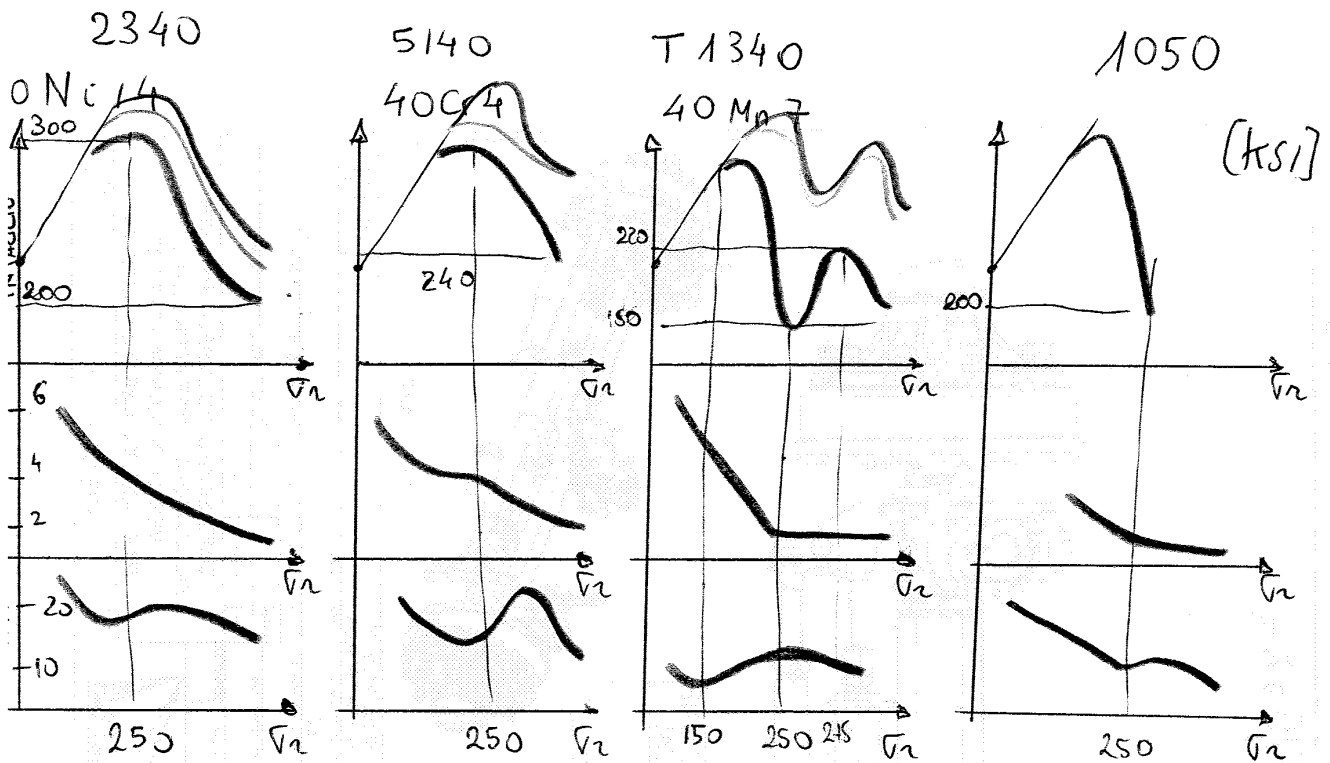
L'analisi elastica degli stress diventa progressivamente inaccurata con il crescere della regione plastica all'apice della cricca. Semplici correzioni alle MLE sono disponibili quando tale zona è di estensione moderata, altrimenti si entra nel campo delle fratture elasto-plastiche.

Secondo Irwin, il raggio della zona plastica è pari a

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2$$

Mentre per entrare in regime elasto-plastico deve essere doppio





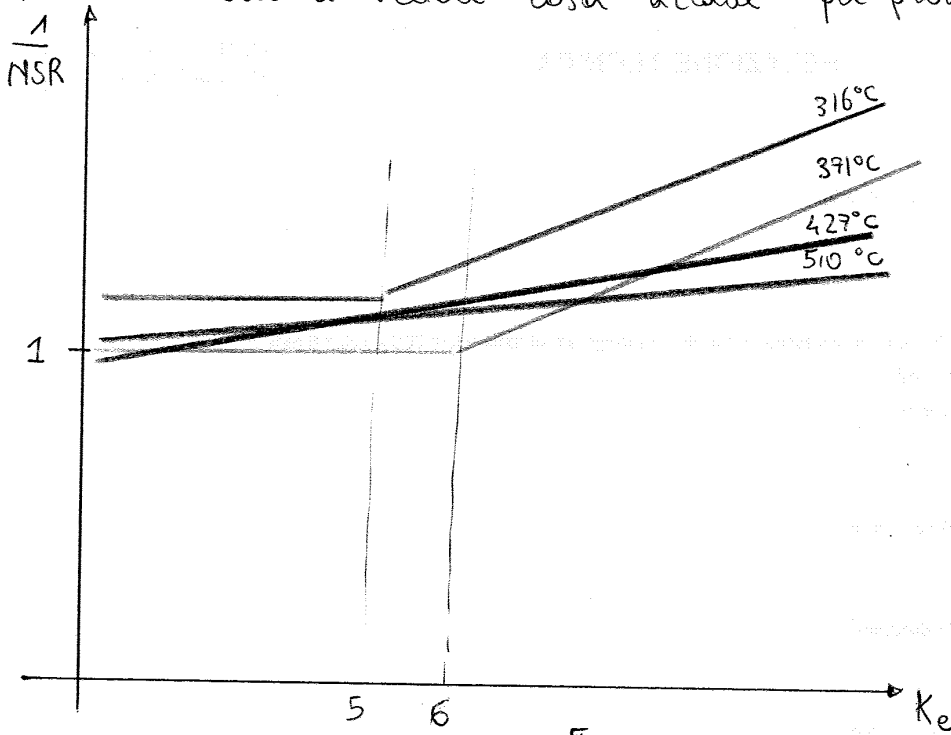
superati i 1400 MPa il materiale perde resistenza all'intaglio, entriamo in un campo fragile del materiale.

L'1340 presenta fragilità a rinvenimento. Tutti gli acciai prodotti in laboratorio hanno resistenza minore perché con maggiori quantità si ottiene una maggiore prete.

- ✓ Ø 0.5" olio
- ✓ Ø 0.3" olio
- ✓ Ø 0.3" salamoia ghiacciata

I migliori risultati li ho con un diametro piccolo e un raffreddamento molto intenso con salamoia ghiacciata

Andiamo ora a vedere cosa accade per prouini con intaglio



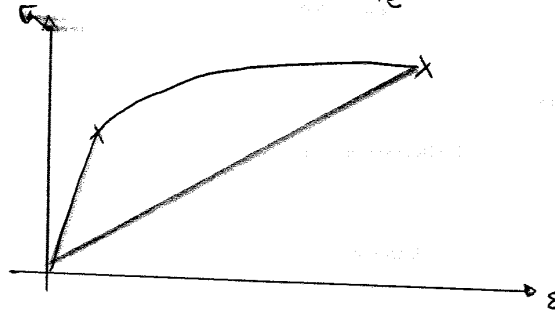
Il campo di variabilità è tra 3 e 12.

Per $K_T = 4 \div 5$ per ci sono dei fenomeni di rafforzamento allo intaglio per cui $NSR < 1$.

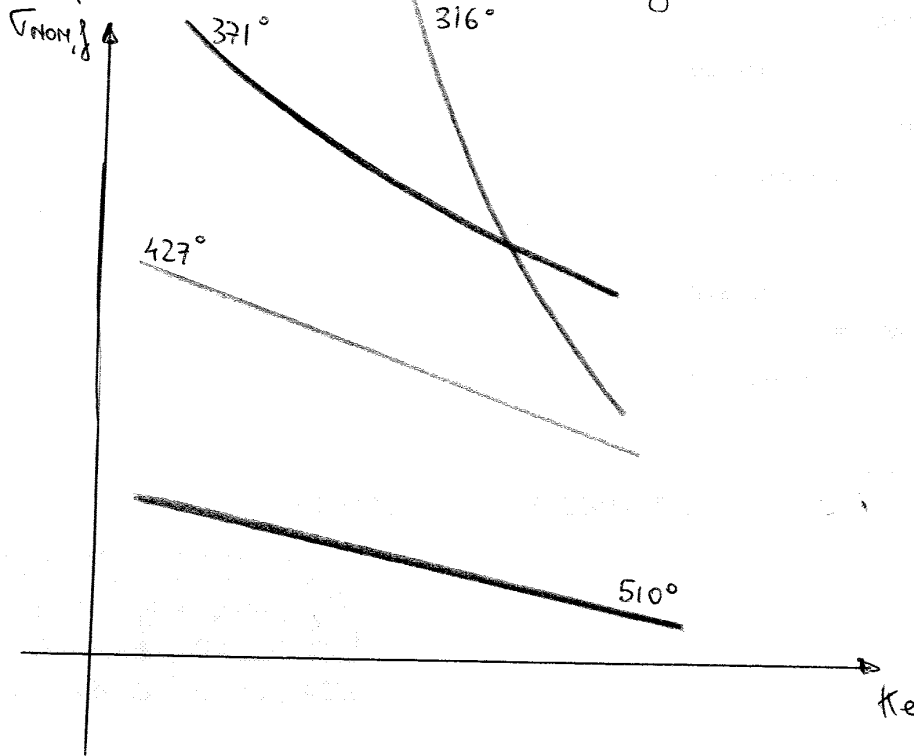
Negli ultimi due invece solo oltre un certo K_T si avverte l'effetto di indebolimento.

$$\frac{1}{NSR} = 1 + (Re-1)e$$

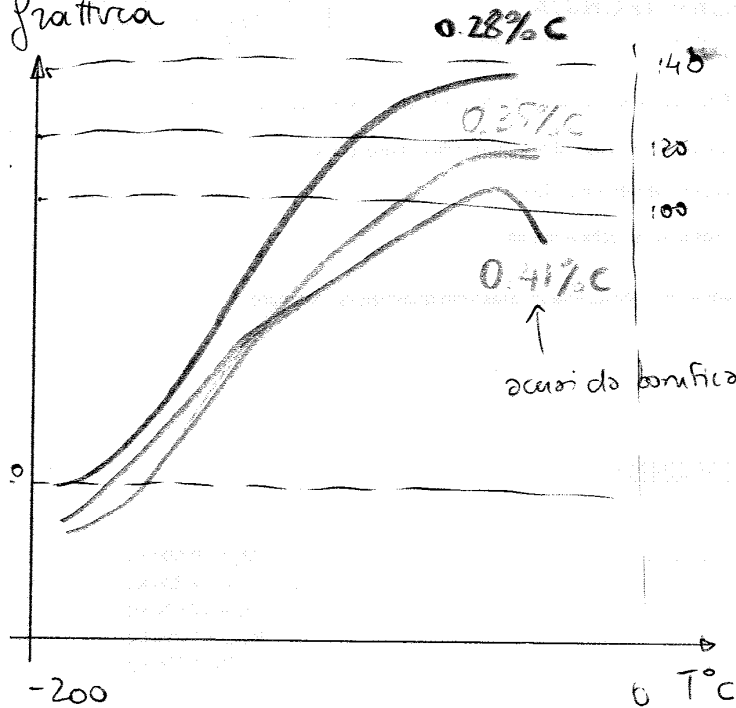
$$e = \frac{E_{secante} \text{ sigma nominale frattura}}{E_{secante} \text{ sigma frattura}}$$



- 'Inclinatione bassa ci dice che c'è insensibilità all'intaglio. Questo acciaio è utilizzato per i comelli di acciaio degli aerei.

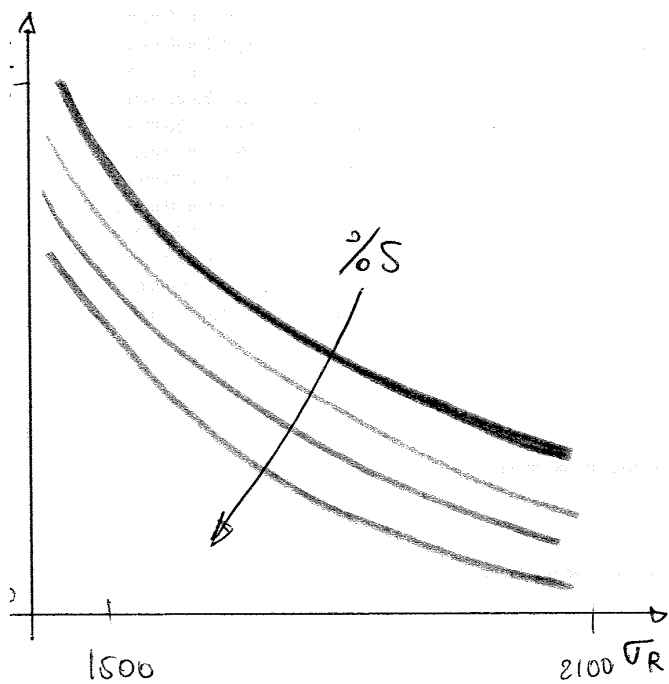


Indichiamo ora a ragionare in termini di tenacia alla frattura



Acciaio a diverso tenore di carbonio con $0,8\% \text{ Cr}$ e $3\% \text{ Ni}$.

All'aumentare del tenore di carbonio aumenta la tenacia al livello del primerottolo superiore



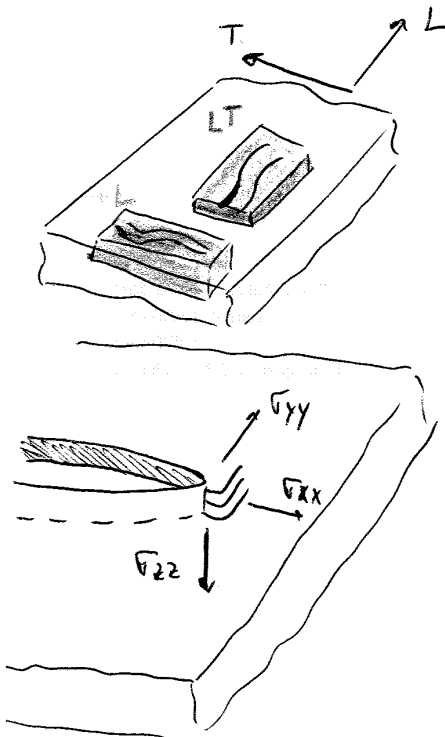
All'aumentare del solfuri diminuisce la sezione resistente e quindi minore è la tenacia a rottura.

La normativa ammette tenori di zolfo fino a $0,035\%$. Gli acciai moderni hanno un tenore pari a $0,010\%$, a meno che non siano rutilforati per aumentare la tracciabilità.

Sopra i $90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ un acciaio è accettabile, a $70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ è in una zona di transizione

All'aumentare del Ni la curva si sposta a sinistra, ma il primerottolo si abbassa. Un tenore di Ni dell' 8% consente di portare a temperatura ambiente la struttura austenitica (vengono utilizzati per contenitori criogenici)

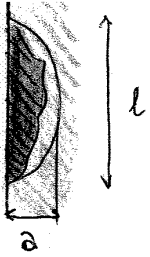
K_{Ic} è differente nel caso LT o TL. La direzione TL mi da valori di tenacità a frattura minori che in LT.



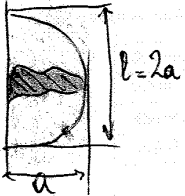
Nelle leghe di alluminio in lamiera si ha il fenomeno della **DELAMINAZIONE** sotto l'azione della σ_z (in direzione dello spessore) il campione in prossimità dell'incisione si "wafetta". Si vengono a creare delle lamiere più sottili in prossimità dell'incisione in quanto σ_z qui è massimo. Ogni lamina avrà uno stato di tensione simile a quello piano, pur non raggiungendolo.

2024 **DURALUMINIO** : rivestimento delle centine
 7075 **SUPERDURALUMINIO / ERGAL** : correnti e ordinate delle centine degli aerei
 nel caso delle leghe di alluminio, aumentando la lunghezza il valore del K_{Ic} tende ad aumentare. Vado a rivettare la 2024 a ordinate e correnti, ed è quella la sezione dove devo effettuare le verifiche. In premessa ho tensioni longitudinali e circolari. Più è lunga più resiste, ma più è lunga maggiore è la sollecitazione sui rivetti, la forza tende a "bombare" il foglio di lamiera e quindi trasmette maggiori sforzi ai rivetti. Deve quindi essere un compromesso.

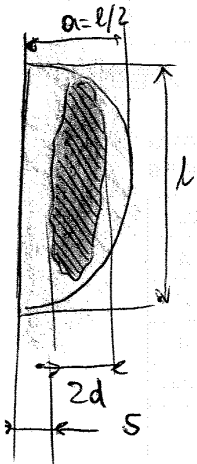
La tenacità delle leghe di Al aumenta ed diminuisce delle temperature.



$l > 2a$ \leadsto SEMIELLITTICA SUPERFICIALE

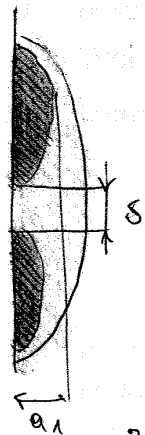


$l \leq 2a$ \leadsto SEMICIRCOLARE SUPERFICIALE



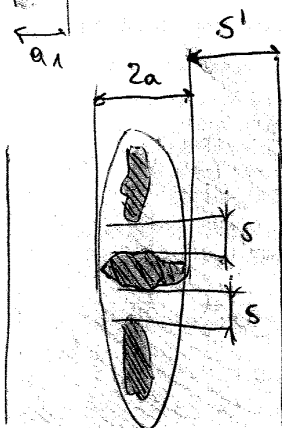
$s \leq d$ \leadsto CRICA SUPERFICIALE

$s \geq d$ \leadsto DIFETTO INTERNO



$s \leq 2a_1$ a_1 profondità del difetto più profondo

Il difetto si comporta secondo un unico difetto.



$s \leq 2a$: difetti si fondono

$s' < a$ difetto superficiale

a_c è la minima lunghezza critica ammissibile per il difetto in base a calcoli derivanti dalla conoscenza della tenacità alle fratture del materiale in presenza di cricche non stazionarie.

In condizioni di emergenza o di gravi difetti (situazioni per le quali l'unica iniziativa possibile è quella di chiudere l'impianto assicurando che l'operazione avvenga in condizioni di massima sicurezza) deve essere soddisfatta la seguente relazione

$$a_f < 0.5 a_i$$

dove a_f ha lo stesso significato di prima e a_i è la minima lunghezza critica ammissibile in base a calcoli derivanti dalla conoscenza della tenacità alle fratture del materiale in presenza di difetti non propagantisi ad alta velocità

② Soddisfaccimento per i due casi sopra descritti di condizioni analoghe, espresse questa volta in termini di fattore di intensità delle tensioni applicato e di tenacità alle fratture del materiale

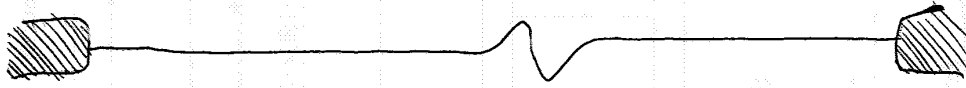
$$K_I < K_{Ic} / \sqrt{10} \quad \text{situazioni normali}$$

$$K_2 < K_{Ic} / \sqrt{2} \quad \text{situazioni di emergenza}$$

Per la valutazione del fattore di intensità delle tensioni applicato si può sempre assumere valido il principio di sovrapposizione degli effetti.

~ la valutazione di a_f si dovrebbe far ricorso alle curve delle velocità di crescita del difetto, secondo la legge di Paris, appropriate per il materiale in esame.

le due punte cercano materiale non ancora inceduto, Al centro dei due difetti, prima che coalescano, si forma un gradino



Ci possono essere difetti triangolari, che si comportano in maniera omologa ai difetti semicirculari.

Se abbiamo difetti di dimensioni completamente diverse, la propagazione del difetto più piccolo è più rapida per arrivare ad una coalescenza su un unico piano.

Le deviazioni che si hanno con più difetti che collinano in un unico difetto sono caratteristiche e possono dare indicazione che c'è stata una propagazione di fatica.

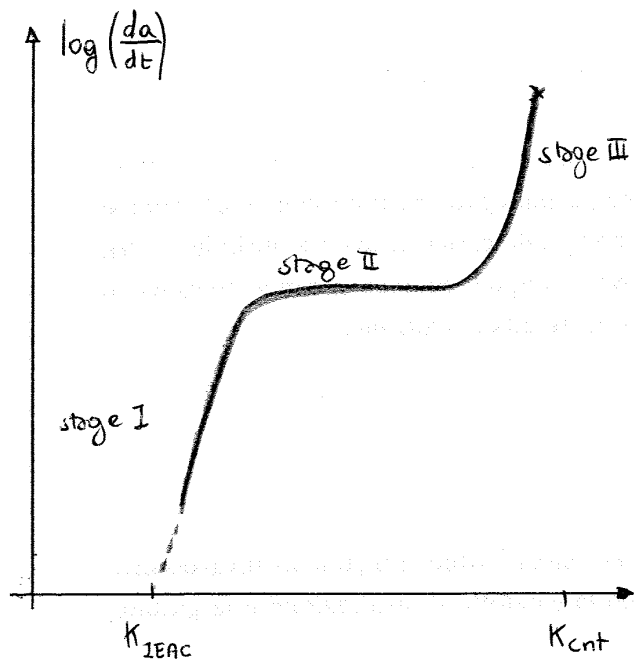
Questa pellicola superficiale rimane stabile per un ampio intervallo del potenziale elettrochimico.

* **TRANSPASSIVA** dove la presenza di ioni molto aggressivi causa la rottura delle pellicole

e pellicole protettive sono molto sottili, nell'ordine dei dieci nanometri. Questi film possono essere facilmente danneggiati da urti meccanici, ma si riformano rapidamente al fine di proteggere il materiale dalla corrosione.

La **PROTEZIONE CATTODICA** implica il ridurre la corrosione tramite l'inversione della corrente. In assenza di tale protezione, la corrosione avviene quando la corrente passa dalla superficie metallica all'elettrolita e la velocità della reazione catodica è elevata. La protezione catodica può essere ottenuta mediante una fonte di energia esterna o un appropriato accoppiamento galvanico. Nel primo caso, la fonte di energia esterna impone una corrente elettrica nel verso opposto della naturale direzione delle reazioni elettrochimiche. Il metodo dell'accoppiamento galvanico implica l'uso di un anodo sacrificale, che corrode invece che il materiale protetto. L'anodo sacrificale deve corrodersi più prontamente che il materiale protetto, e deve essere elettricamente connesso al materiale protetto. Tipici materiali per gli anodi sacrificali sono magnesio, zinco, leghe alluminio-stagno.

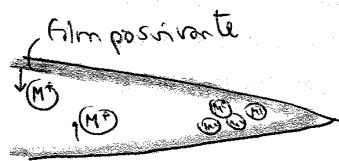
VELOCITÀ DI CRESCITA DELLA CRICCA E TENSIONE APPLICATA



Nello stage I la velocità di crescita della cricca $\frac{da}{dt}$ è molto sensibile al K applicato. Si può definire un K di soglia K_{IEAC} al di sotto del quale la crescita di cricca è trascurabile. Stage III comprende alle fratture finali quando il K applicato raggiunge la resistenza a frattura del materiale.

TENSOCORROSIONE

Si riferisce alla propagazione della cricca dovuta ad una reazione anodica all'apice della stessa. La cricca si propaga perché il materiale all'apice è consumato dalla reazione di corrosione. In molti casi, la tenso corrosione si manifesta quando non ci sono evidenti prove di corrosione sulla superficie del materiale, ed è usualmente associata a metalli con comportamento passivante.



Affinché la cricca si propaghi con questo meccanismo, la velocità di corrosione all'apice della cricca deve essere molto

più grande che sulle pareti della stessa. Se tale velocità fosse paragonabile, la cricca finirebbe per aumentare il suo raggio di fondo intaglio. Sotto le condizioni che sono favorevoli alla tenso corrosione, un film passivante (solitamente un ossido) si forma sulle pareti della cricca. Questo protegge le pareti delle cricche dalla corrosione. Gli elevati stress all'apice della cricca sono tali che il film protettivo si rompe e si espone la superficie (24)

Ci sono tre caratteristiche che influenzano il comportamento in corrosione in un dato ambiente.

- * ~~COMPOSIZIONE CHIMICA DELLA LEGA~~ i vari elementi presenti dettano quale reazione elettrochimica si presenterà. La percentuale relativa di impurità influenza la velocità delle reazioni elettrochimiche e la stabilità dei vari componenti. Leghe che presentano morfologia con scarramenti influenzano notevolmente la rottura dello strato protettivo.
- * ~~MICROSTRUTTURA~~ le disomogeneità presentano vie preferenziali per la corrosione.
- * ~~RESISTENZA~~ la credenza convenzionale afferma che le leghe altoresistenti sono molto più propense alla corrosione che altre leghe con resistenza meccanica inferiore.

NEFRAGILIMENTO DA IDROGENO

Quando atomi di idrogeno sono introdotti nelle leghe, la durezza e la duttilità possono essere drasticamente ridotte, e ci può essere la crescita di cricche. L'ingrassimento da idrogeno riguarda quasi tutte le più importanti leghe ingegneristiche.

Gli atomi di idrogeno sono piccoli se confrontati agli atomi metallici. Come risultato, gli atomi di idrogeno possono inserirsi negli interstizi della matrice metallica, anche a temperatura ambiente. Gli atomi di idrogeno riducono la resistenza a bordo grano, rendendo il cedimento delle fratture più facile.

insensibile alle frequenze di carico e lega il $\frac{da}{dN}$ come un fattore F , che può essere costante oppure variare con K .
 La corrosione a fatica in funzione del tempo dipende dalla frequenza. Ad alte frequenze la velocità di crescita delle cricche è prossima alle velocità in ambiente inerte, a basse frequenze la corrosione è dominante sulla crescita per fatica. Spesso i due tipi di fenomeni si combinano insieme.

I meccanismi per la fatica a corrosione sono gli stessi usati per la corrosione statica.

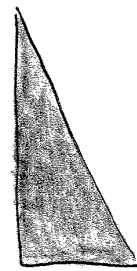
EFFETTI DEL "CUNEIO DI FATICA"

Ci possono essere casi in cui la corrosione invece crea effetti "benefici". La dissoluzione moderata allo interno della cricca può provocare un ricupimento della sterna con i prodotti di corrosione, che riduce la velocità di propagazione delle cricche.

CLASSIFICAZIONE DEGLI AMBIENTI

Gli ambienti aggressivi sono caratterizzati da:

- * ambienti di campagna
- * ambienti di città (atmosfera SO_2 /fosforo/nitrosi)
- * ambienti industriali
- * ambienti marini
- * ambienti industriali marini



METODI PER RIDURRE L'INFRAGILIMENTO DA IDROGENO

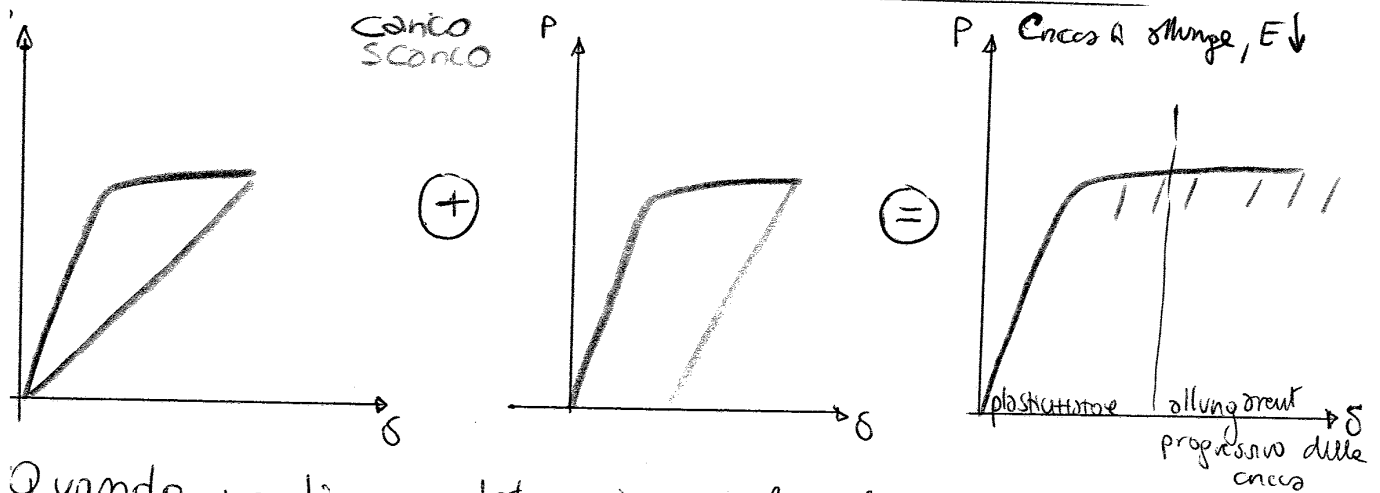
Il consiglio che si dà è quello di fare un riscaldamento a circa $180^\circ C$ per eliminare l'idrogeno dagli interstizi in cui si è andato a ponticare. Per un 40 NiCrMo7 il tempo è nell'ordine delle 12-18 ore.

se supponiamo di avere già un difetto ed innalziamo rognativamente da zero le forze applicate dell'esterno, le condizioni attuali ci dicono che nel momento in cui si raggiunge K_{Ic} con una data lunghezza di cricca, essa si rompe. Questa rappresentazione vale può solo per i materiali completamente fragili, c'è un completo collaudo del materiale. Se però mettiamo un sensore acustico nel campione in presenza di una cricca di fatica, si sente un crepitio ben prima della rottura catastrofica, il quale segnala un allungamento della cricca subcritica e ciò si verifica nei materiali metallici.

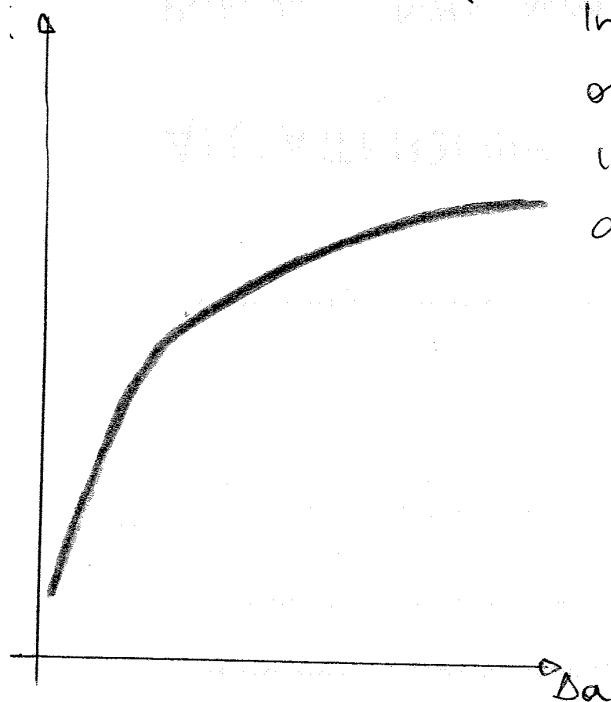
La cricca di fatica non è continua. Se la struttura non è monofasica, una zona è ondata poi avanti e poi ha trovato resistenza e quindi le linee di frattura si addolciscono. Nelle zone tra avanzamenti c'è materiale con concentrazione elevata di sforzi che raggiunge solo lo snervamento o la rottura. C'è quindi una notevole propensione delle cricche.

Nei rotori delle centrali termoelettriche si usano acciai 0,4% C, 2,5% Cr, 1% Ni. Esiste un parametro che misura il decadimento della durezza. È un decadimento lento, ma i rotori usano per lunghi tempi a quelle temperature, il che porta alla coalescenza di carburi nelle matrici e sistemica che porta ad una maggiore mobilità delle dislocazioni. Possiamo quindi valutare l'influenza del tempo, seppure la sua influenza sia minore di quella della temperatura. Se la durezza diminuisce, il K applicato può risultare esorbitante rispetto alla resistenza del materiale. Tempi di attesa di (30)

ESPERIENZE NELLA DETERMINAZIONE DI CURVE-R



Quando vogliamo determinare la lunghezza di cricca dobbiamo lavorare sulla cedevolezza. Se la variazione rispetto alle curva elastica è dovuta principalmente alla lunghezza di cricca abbiamo una inclinazione che porta all'origine. Pono punti determinare le lunghezze progressivamente crescenti delle cricca. La variazione delle linearità può dipendere da plasticazione o invecchiamento. Nel primo caso dobbiamo tracciare una linea parallela all'elastica. Nei coupon vecchi sono presenti entrambi i fenomeni.



In figura è evidenziato lo andamento delle curve R in funzione delle variazioni delle lunghezze delle cricca

MECCANICA DELLA FRATTURA ELASTO-PLASTICA

La MFEP si applica a quei materiali che mostrano un comportamento non lineare dipendente dal tempo

CRACK TIP OPENING DISPLACEMENT

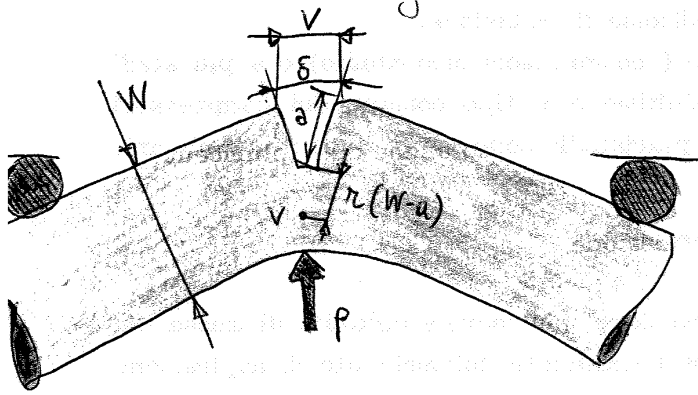
$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_{YS} E}$$

$$COD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{a^2 - x^2}$$

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{G}{\sigma_{YS}}$$

$$\text{con } a^* = a + r_p$$

Wells ha postulato che il CTOD è un parametro costitutivo dell'apice di cricca quando la meccanica della frattura lineare elastica non è più valida. Questa affermazione fu dimostrata essere valida solo alcuni anni dopo quando è stata stabilita una relazione univoca tra CTOD e l'integrale J.



Gran parte dei test di misura in laboratorio del CTOD sono stati effettuati su campioni intagliati conosciuti in tre punti. Possiamo calcolare il CTOD mediante la costruzione di triangoli equivalenti alla figura

equivalenti alla figura

$$\frac{\delta}{r(w-a)} = \frac{V}{r(w-a) + a} \quad \Rightarrow \quad \delta = \frac{V r (w-a)}{r(w-a) + a}$$

R : fattore rotazionale
 $0 \div 1$

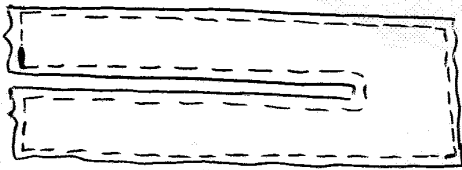
Questo modello è però inaccurato quando gli spostamenti non sono prevalentemente elastici, pertanto si usa un modello modificato

$$\delta = \delta_{el} + \delta_p = \frac{K_I^2}{m \sigma_{YS} E} + \frac{r_p (w-a) V_p}{r_p (w-a) + a}$$

$$\frac{1}{m} \approx \frac{4}{\pi} \quad 1 \div 2$$

(34)

Rice ha dimostrato che il valore dell'integrale U è indipendente del percorso di integrazione intorno alla cricca. Direi ciò significa che su un percorso chiuso l'integrale è nullo, ma in un percorso del genere percorso un campo $\sqrt{\epsilon}$, in pratica si ottiene un grafico in cui l'area all'interno della curva dovrebbe essere nulla, ma non è vero del tutto. Nelle prove di $\sqrt{\epsilon}$ non si può fare uno scavo completo, ma solo portoli con una diminuzione massima consentita del 10%.

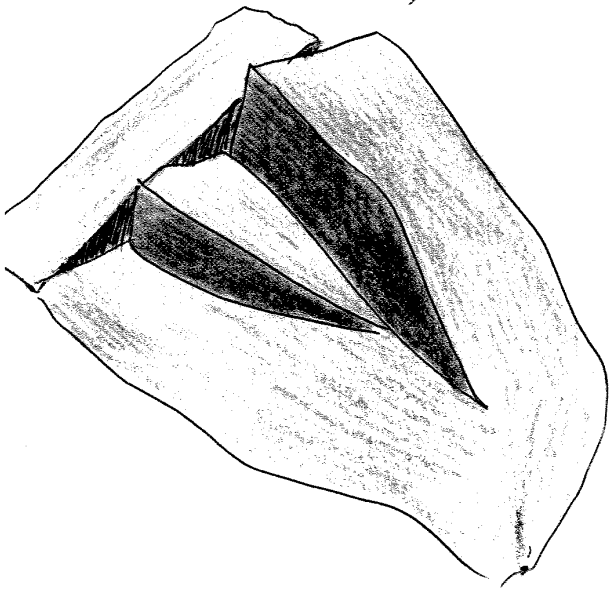


possiamo ricavare l'integrale $\sqrt{\epsilon}$

$$\sqrt{\epsilon} = \int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \frac{1}{2} W[\epsilon(\Phi)] p(\Phi) \cos \Phi d\Phi$$

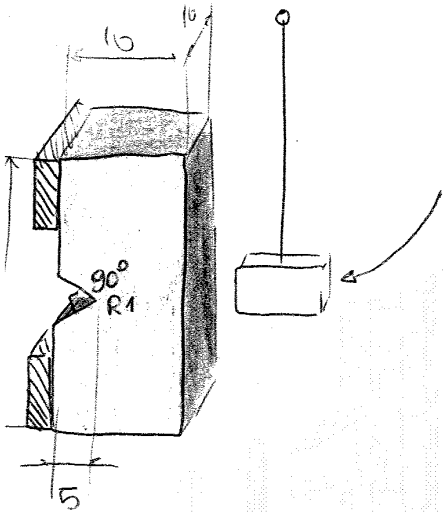
Consideriamo un campione con intaglio laterale usato nelle macchine di prova, dei cui dati

siccome meno legami devono essere rotti e lo spazio tra i piani è maggiore. La forma delle fratture è intergranulare nei materiali policristallini. La direzione di propagazione delle cricche cambia ogni volta che questa attraversa un bordo di grano; la cricca segue il piano orientato in modo più favorevole in ogni grano. L'orientazione nominale del divaggio è perpendicolare alla direzione delle tensioni principali. Il divaggio è molto probabile quando la deformazione plastica è impedita. Metalli a struttura FCC non sono di solito soggetti a divaggio perché ci sono abbondanti piani di scorrimento per comportamento duttile a tutte le temperature. A basse temperature, i metalli FCC si rompono per divaggio perché c'è un numero limitato di piani di scorrimento. Metalli policristallini EC, che hanno solo tre piani di scorrimento, sono soggetti a divaggio.

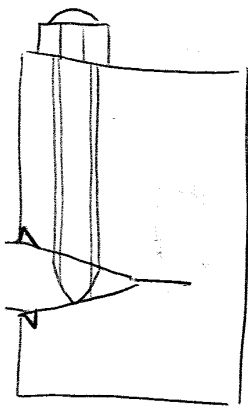


PROVE PER LA MECCANICA DELLA FRATTURA

PENDOLO DI CHARPY

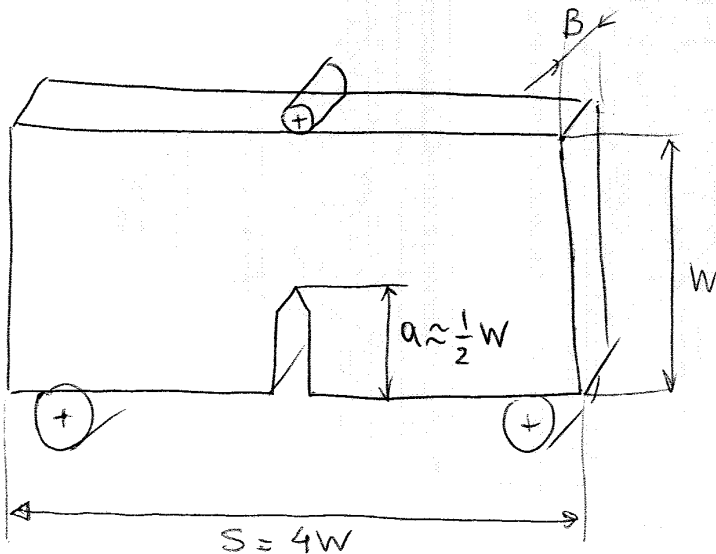


PROVA PER TENSOCORROSIONE



E 1681-03

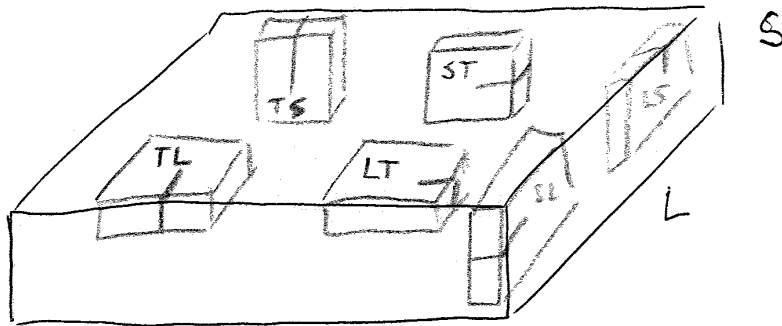
CAMPIONE A TRE PUNTI SEN B



ASTM E399
ISO 12737

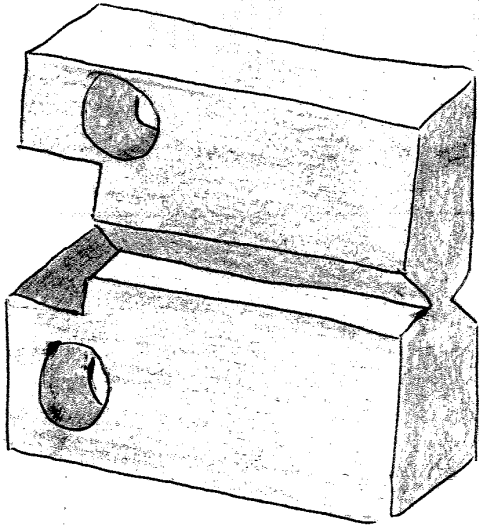
$$B = \frac{1}{4} \div \frac{1}{2} W$$

ORIENTAMENTO DEL PROVINO



I materiali ingegneristici sono di per sé omogenei ed isotropi. La microstruttura e soprattutto le proprietà meccaniche sono sensibili alla direzione. Tale sensibilità è particolarmente pronunciata nelle misure della resistenza a frattura, perché una microstruttura con un orientamento preferenziale può contenere piani di debolezza, dove la propagazione di cricca è relativamente facile. Siccome l'orientamento del provino è una variabile importante nelle misure della resistenza alla frattura, tutti gli standard di prova ASTM richiedono che l'orientazione accompagni la resistenza misurata. Quando il provino è allineato con gli assi di simmetria nella piastra, ci sono 6 possibili orientazioni. Le lettere L, T, S denotano le tre direzioni della piastra. Si noti che due lettere sono richieste per identificare l'orientamento del provino; la prima lettera indica la direzione principale della tensione, che è sempre perpendicolare al piano di cricca per il modo I, e la seconda lettera identifica la direzione della propagazione di cricca.

SIDE GROOVING



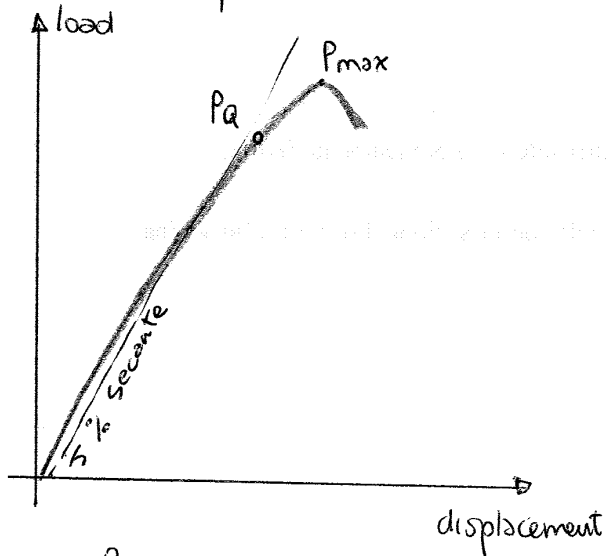
In alcuni casi, i provini vengono fresati ai lati per ottenere una zona con spessore dell'80% rispetto a quella iniziale. Questa procedura viene effettuata per mantenere il fronte di cricca rettilineo durante un test per la determinazione delle curve R_y , inoltre riduce le zone di

tensione triassiale e le conseguenti fenomeni di labbra.

TEST DEL K_{Ic} (ASTM E 399)

Quando un materiale esibisce un comportamento lineare elastico prima di arrivare a frattura, con che la zona plastica è piccola se confrontata alle dimensioni del provino, allora un valore K_{Ic} può essere un appropriato valore per la frattura. Le limitazioni sulla dimensione del provino in questo standard sono molto più stringenti di quanto necessario per avere una condizione di deformazione piana all'apice della cricca. La vera chiave per una prova basata sul K è assicurarsi che la frattura del provino sia nominale sotto condizione lineare elastica, cioè che la dimensione della zona plastica deve essere piccola se confrontata alle setole del provino. Conseguentemente le dimensioni importanti del provino per assicurare un test valido sono la lunghezza di cricca a , la lunghezza di legame $w-a$ e non lo spessore B .

Le richieste sui carichi di fatica sono meno stringenti all'iniziazione perché l'apice della cricca finale è lontano dal materiale danneggiato nella prima parte della precraccatura. La massima intensità dello stress deve essere comunque sempre minore di K_{Ic} per evitare la prematura frattura del provino. Ovviamente si deve usare il K_{Ic} come stimato per effettuare la craccatura.



Un valore provvisorio, dopo lo svolgimento delle prove, viene assunto

$$K_q = \frac{P_a}{B\sqrt{w}} f\left(\frac{a}{w}\right)$$

dove $f\left(\frac{a}{w}\right)$ è una funzione adimensionale di $\frac{a}{w}$, data

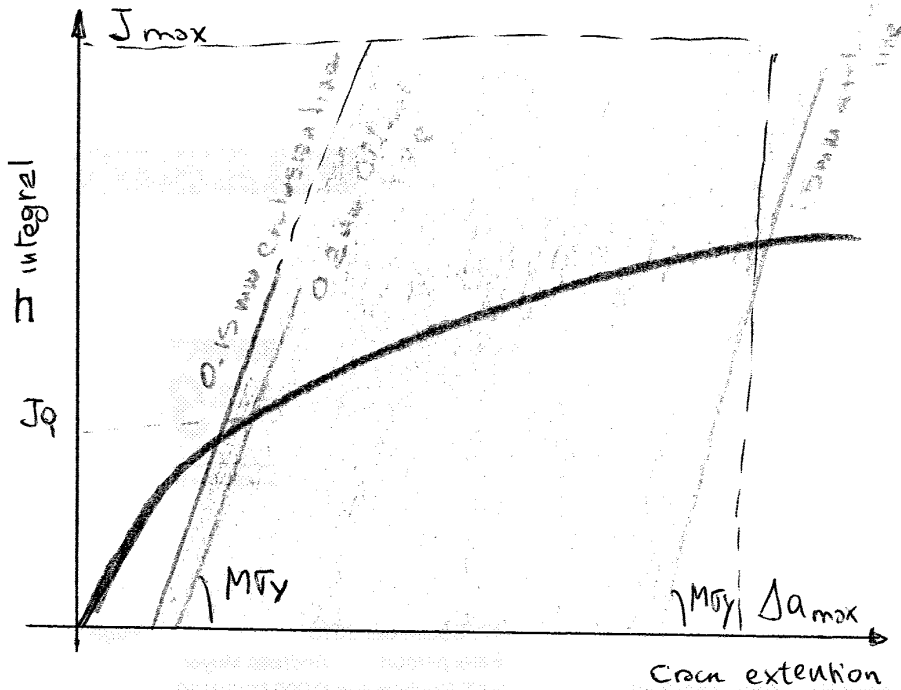
in forma polinomiale nello standard. Il K_q calcolato è un K_{Ic} valido se soddisfa tutte le limitazioni delle prove

$$0,45 \leq \frac{a}{w} \leq 0,55$$

$$B, a \geq 2,5 \left(\frac{K_a}{\sigma_{YS}}\right)^2$$

$$P_{max} \leq 1,10 P_a$$

A causa delle limitazioni nelle dimensioni delle E 399, è molto difficile ed alcune volte impossibile assumere un K_{Ic} valido per i materiali strutturali. Un materiale deve essere relativamente fragile o il provino molto grande affinché la MFLE sia valida, pertanto si pone allo uso dell'integrale J o del CTOD.



Occorre quindi conoscere un $J_{0\phi}$.
 Si tracciano delle curve di esclusione a 0,15 e 1,5 mm aventi una pendenza $M\sigma_y$, dove M può essere misurato sperimentalmente oppure assunto pari a 2

Un valore di J_{max} è definito

$$J_{max} = \frac{b_0 \sigma_y}{15}$$

Tutti i valori in zona elastica sono espressi dalle legge

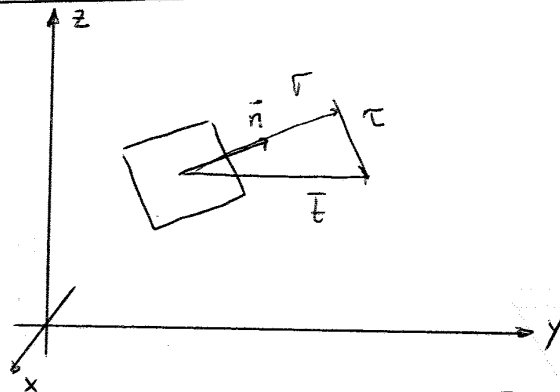
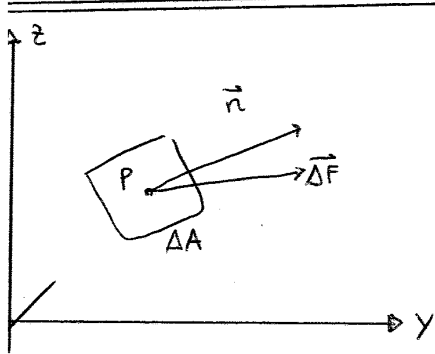
$$J = C_1 (\Delta a)^{C_2}$$

J_0 è definito come l'intersezione di parte elastica con una linea ad offset 0,2 mm. Se tutti i criteri di validità sono rispettati, e le limitazioni alle dimensioni:

$$B, b_0 \geq \frac{25 J_0}{\sigma_y}$$

allora $J_0 = J_{1c}$.

RICHIAMI DI MECCANICA DEL CONTINUO



$$\{t\} = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\{\Delta F\}}{\Delta A}$$

$$\sigma = \{n\}^T \{t\} \quad \tau = \sqrt{\{t\}^T \{t\} - \sigma^2}$$

PRINCIPIO DI CAUCHY $\lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\{\Delta M\}}{\Delta A} = 0$

Se ho una sezione orientata in modo qualsiasi in un sistema di riferimento, mi basta conoscere la trazione in tre direzioni per conoscerla in tutte le direzioni, grazie al **TETRAEDRO DI CAUCHY**. Il problema è che i valori numerici che descrivono lo stato di tensione dipendono dall'orientamento della sezione e del sistema di riferimento. Per unificare il tutto, entrano in gioco le direzioni principali, direzioni rispetto alle quali le τ sono tutte contemporaneamente nulle. Il problema della determinazione delle tensioni principali è un classico problema di autovalori. L'equazione di Lagrange è di terzo grado, quindi saranno presenti tre autovalori e tre autovettori. I tre autovalori sono reali. Le tensioni principali vengono indicate normalmente con i simboli $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ e ordinate in modo tale che $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$. Per le tre direzioni principali associate alle tre tensioni principali possono verificarsi 3 casi:

- * $\sigma_1 \neq \sigma_2 \neq \sigma_3$ entrano 3 direzioni principali mutuamente perpendicolari
- * Se due tensioni principali sono uguali, la direzione principale corrispondente alla tensione principale diversa è unica, ma ogni direzione perpendicolare ad essa è principale
- * se $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ (stato di tensione idrostatico) qualunque direzione è una direzione principale.

Si può dimostrare che la variazione di volume dipende dalla tensione media, detta anche tensione idrostatica

$$\bar{\sigma}_m = \frac{1}{3} I_1 = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

che da origine ai due tensori

$$[\sigma_s] = \begin{bmatrix} \bar{\sigma}_m & 0 & 0 \\ 0 & \bar{\sigma}_m & 0 \\ 0 & 0 & \bar{\sigma}_m \end{bmatrix}$$

$$[\sigma_d] = \begin{bmatrix} \sigma_x - \bar{\sigma}_m & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y - \bar{\sigma}_m & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z - \bar{\sigma}_m \end{bmatrix}$$

Per quanto riguarda la TENSIONE OTTAEDRICA, la tensione sulle facce è sempre uguale alla tensione media, mentre la τ ottaedrica è intimamente legata a Von Mises

$$\tau_{ott} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2}$$

Le equazioni di equilibrio devono sempre valere.

Lo spostamento totale dei punti in un continuo è dovuto a spostamenti rigidi, rotazioni rigide e deformazioni. La deformazione di un corpo è composta da una dilatazione e da una distorsione. In generale quindi lo stato di tensione in un punto è noto se si conoscono le variazioni di lunghezza di tutte le fibre passanti per il punto e tutte le variazioni fra gli angoli di due fibre passanti per il punto.

Il tensore dello spostamento è un tensore non simmetrico che rappresenta sia la deformazione sia le rotazioni rigide dell'elemento preso in considerazione

(3)

è generale la deformazione di un corpo genera sia una variazione di volume ma una variazione di forma. La deformazione volumica vale

$$\Delta = \epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z = \sigma_1$$

Si può definire una deformazione media, o componente idrostatica delle deformazioni come

$$\epsilon_m = \frac{\Delta}{3}$$

ed analogamente al caso del tensore delle tensioni, decomporre il tensore delle deformazioni in tensore idrostatico e tensore deviatorico.

Potremmo ora stabilire un legame tensione-deformazione

$$\epsilon_x = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu (\sigma_y + \sigma_z)]$$

$$\epsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu (\sigma_x + \sigma_z)]$$

$$\epsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu (\sigma_x + \sigma_y)]$$

delle prove di torsione risulta

$$\tau_{ij} = G \gamma_{ij}$$

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)}$$

CRITERI DI ROTTURA:

* TENSIONE NORMALE MASSIMA vale per i materiali fragili $\sigma_{id} = \max\{|\sigma_1|, |\sigma_2|, |\sigma_3|\}$

* IPOTESI DELLA DILATAZIONE LINEARE MASSIMA ciò che fa rompere non è la tensione ma la deformazione. Il pezzo si rompe quando ⑤

Si tiene conto di queste variazioni mediante il ~~FACTOR~~
DI CONCENTRAZIONE DELLE TENSIONI

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}}$$

Si noti che questa definizione non riguarda tutto il campo delle tensioni, quanto il valore puntuale massimo che si ottiene rispetto alle condizioni nominali.

Il coefficiente di concentrazione delle tensioni è peraltro definito in campo lineare elastico, non può essere utilizzato in campo plastico perché in questo caso siamo necessariamente in campo non lineare.

La determinazione di K_t può avvenire

- * per via analitica
- * per via numerica con il metodo degli elementi finiti
- * per via sperimentale mediante la fotoelasticità

It non è importante per i materiali duttili ai fini della rottura in quanto in tali materiali avere o no l'intaglio non ha influenza, e il componente si rompe proprio

vita la sezione si è plastificata. La conoscenza di tale fattore è invece importante per due motivi:

- * influenza la resistenza a fatica
- * lo sviluppo di materiali ad alta resistenza più fragili dei comuni materiali da costruzione. Infatti la conoscenza del K_t permette di utilizzare materiali sempre più resistenti e quindi di ridurre i pesi.

Il K_t dipende dal rapporto tra i due diametri (differenza di rugosità relativa) e dipende fortemente dal raggio di fondo intaglio rapportato ad una dimensione, ed infine dalle forme di carico. Questo parte alle (7)

$$\sigma_{flex}^{max} = K_{t flex} \cdot \sigma_{nom flex}$$

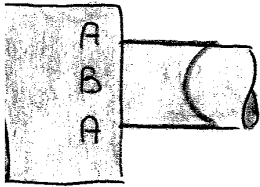
$$\sigma_{norm}^{max} = K_{t norm} \cdot \sigma_{nom norm}$$

$$\tau^{max} = K_{t tors} \cdot \tau_{nom}$$

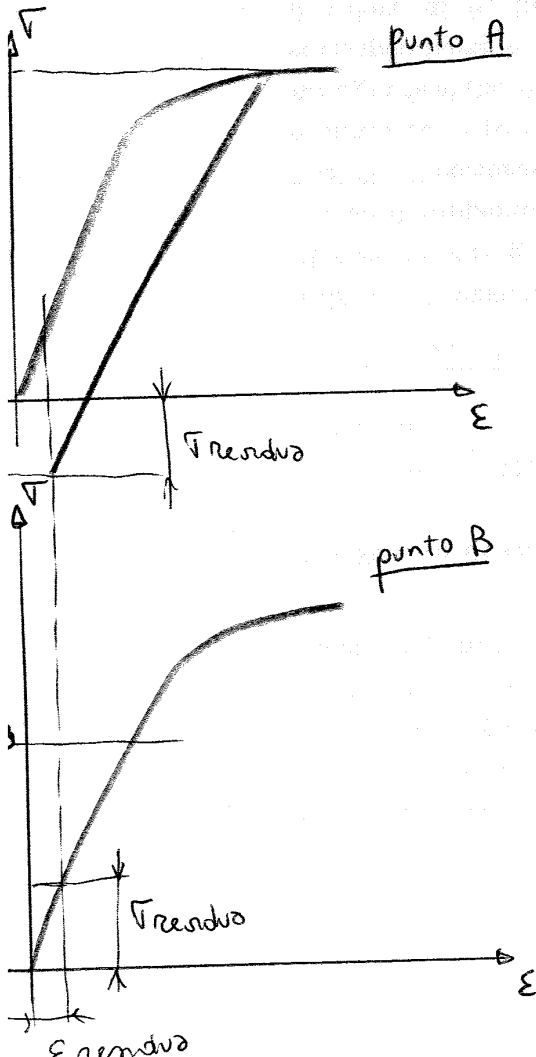
$$\sqrt{(\sigma_{flex}^{max} + \sigma_{norm}^{max})^2 + 3(\tau^{max})^2} \leq R_m \quad (R_m \text{ per rotture duttile})$$

TENSIONI RESIDUE DOVUTE A SOVRACCARICHI DI

PEZZI INTAGLIATI



Per il particolare illustrato è possibile che, alla applicazione del carico P, le tensioni nei punti A sono in campo plastico, mentre nel punto B le tensioni risultano ancora nel campo lineare elastico.



Rilasciando il carico in A avrò una deformazione permanente dovuta al superamento della tensione di snervamento, in B invece nessuna deformazione plastica è avvenuta.

Essendo il materiale nei due punti a contatto, è impossibile che abbia deformazioni permanenti differenti, si raggiunge allora un equilibrio con una ϵ comune su tutta la sezione, e così comporta una tensione residua di compressione nelle zone plasticizzate e una tensione di trazione nel materiale delle zone A. (9)

STATO DI TENSIONE ALL'APICE DELLA CRACK.

Ci sono tre modi di apertura

- * APERTURA
- * PROTUSIONE
- * TRASVERSALE

Lo stato di tensione è simile nei tre modi, ma cambiano i valori. Le soluzioni in alcuni casi non garantiscono equilibrio o congruenza a cause delle presenze del punto singolare

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta) \quad \text{MODO I}$$

$$K_I = Y \sqrt{Na}$$

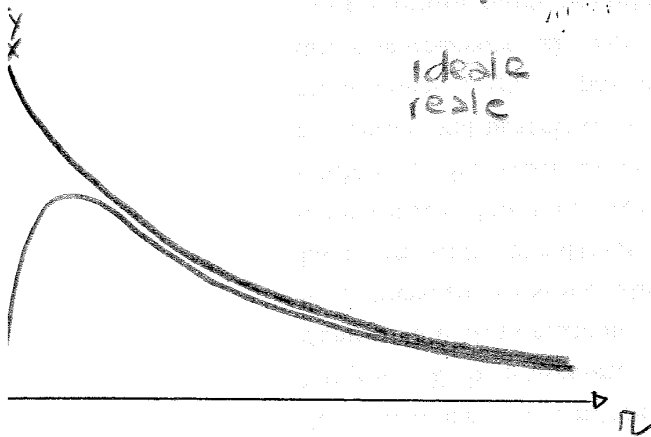
Y è funzione del tipo di difetto. Il modo I è quello caratterizzato da resistenza inferiore, quindi il più utilizzato in quanto ci dà maggiore sicurezza.

$$\theta = 0$$

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} + o(r)$$

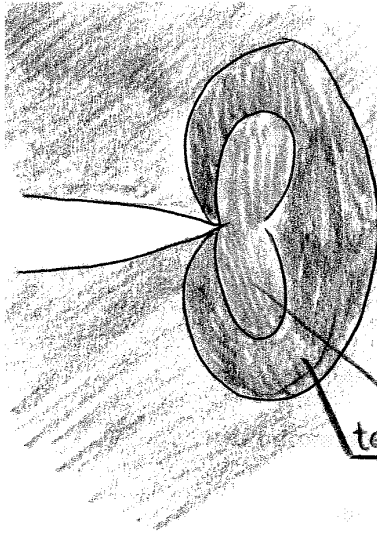
$$\tau_{xy} = 0$$

ideale
reale



σ_y ha un andamento parabolico, l'asintoto è l' $o(r)$, e la tensione reale nel materiale che è praticamente uguale alla tensione applicata. I materiali reali non possono sopportare tensioni infinite

per questo si presenta una zona plastica allo spicco del difetto

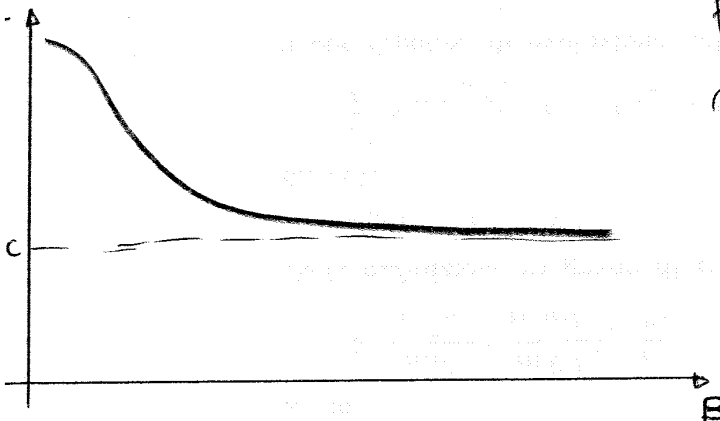


La meccanica della frattura lineare elastica è applicabile se il raggio plastico è minore delle dimensioni delle cricche.

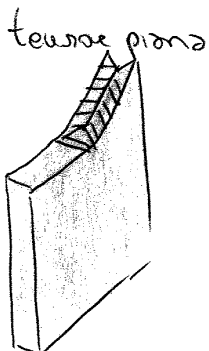
deformazione piano
tensione piano

Ci sono apposite norme per il calcolo di K_{IC} , che è funzione di

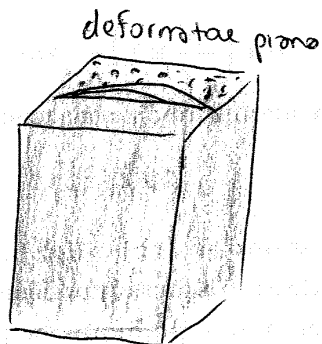
- * spessore del componente
- * temperatura
- * velocità di applicazione del carico



K_{IC} è un valore asintotico. La morfologia delle fratture cambia a seconda che ci troviamo in stato di tensione o deformazione piano.



tensione piano



deformazione piano

Il prouno CT è quello utilizzato per il calcolo del K_{IC} .

CONTROLLI NON DISTRUTTIVI

Le prove non distruttive sono tecniche speciali per accertare l'integrità di componenti o materiali senza alterarli. Sono processi speciali di controllo.

Devono essere garantiti attraverso

- * adeguato addestramento e certificazione del personale
- * qualificazione e/o verifica di idoneità degli impianti, del personale e del materiale di consumo.

Le prove sono tutte normate (ISO, UNI, ASTM), sono basate su principi fisici differenti e sono fra di loro complementari (cioè che può essere usata da una tecnica non può essere usata dalle altre).

Le prove non distruttive consentono di valutare le discontinuità senza alterare le caratteristiche chimiche, fisiche, geometriche e strutturali.

- LIQUIDI PENETRANTI

SCOPO individuazione discontinuità di tipo superficiale (cracks e porosità)

PRINCIPIO FISICO capillarità

VANTAGGI economica, facile con ottime sensibilità

LIMITI solo difetti affioranti, pulizia rigorosa, inutile per materiali porosi

Dopo aver pulito la superficie, si applica il penetrante e se ne rimuove l'eccesso. Si applica un rivelatore e si osserva le indicazioni. Più la macchia è grande più la cricca è profonda.

per la dimensione delle particelle
↓
colorati 0.1
fluorescenti 0.01mm

ILTRASUONI

SCOPO individuare discontinuità volumetriche interne in componenti. È possibile rilevare anche difetti a sfioranti

PRINCIPIO FISICO propagazione e riflessione (da parte delle discontinuità) di onde di pressione

VANTAGGI rapidità, possibile automazione, ripetizione di grandi spessori, sensibilità elevata, versatilità

LIMITI necessità di accoppiamento acustico trasduttore pezzo, non utilizzabile in materiali con elevato smorzamento

- la sensibilità è inversamente proporzionale alle lunghezze d'onda.

RADIOGRAFIA

SCOPO individuare discontinuità volumetriche in componenti

PRINCIPIO FISICO rilievo variazioni di densità, grazie alle capacità dei raggi X e γ di attraversare corpi opachi alla luce

VANTAGGI facile interpretazione, registrazione permanente dell'esame

LIMITI uso di sorgenti radioattive costo elevato, bidimensionalità, boni spessori esaminabili

La sensibilità è circa 1-2 % dello spessore

* VARIATIONE DI PRESSIONE dopo aver imballato un recipiente neppure ed esteso, si guarda le sue variazioni nel tempo. Per tempi lunghi, occorre considerare ΔT tramite la legge dei gas.

* DIODI AD ALOGENI il recipiente viene riempito di gas alogeno oppure viene messo in depressione e spuntato gas dell'esterno e si fa il controllo dell'interno mediante sonde omometriche

* SPEKTROMETRO DI MASSA si utilizza uno spettrometro per rilevare un gas tracciante (elio)

MISSIONI ACUSTICHE

SCOPO individuare la nascita o crescita delle discontinuità

PRINCIPIO FISICO rilevamento delle onde di pressione (rumore) generate dall'avanzamento dei difetti

VANTAGGI è possibile eseguire l'evoluzione dei difetti, analizzarli a distanza

LIMITI non è in grado di rilevare difetti stabili, difficoltà di interpretazione e taratura.

Questa tecnica non è ancora regolamentata, né come tecnica né come qualificazione del personale.

La nucleazione o la propagazione di cricche produce rumore. Si rileva il segnale con sonde piezometriche che trasformano le onde di pressione in segnali elettrici. Dopo aver amplificato e filtrato il segnale, si analizzano i suoi parametri.

I parametri analizzati

* emissioni di tipo continuo

- RMS del segnale

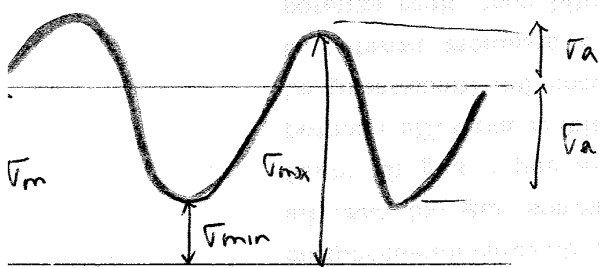
- spettro in frequenza del segnale

Abbiamo due livelli di analisi

- * approccio microscopico, analizza i motivi del fenomeno e studia i cambiamenti metallurgici e strutturali del materiale

- * approccio fenomenologico o empirico, cerca di fornire strumenti al progettista per evitare rotture di fatica e valutare la durata che può essere raggiunta dal componente prima che si verifichino cedimenti

Per descrivere il fenomeno, secondo la UNI 3964 sono necessari due parametri indipendenti relativi alla tensione e alla deformazione



$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

$$R_a = \frac{1-R}{1+R}$$

$$R_a = \frac{\sigma_a}{\sigma_m}$$

$$R = \frac{1-R_a}{1+R_a}$$

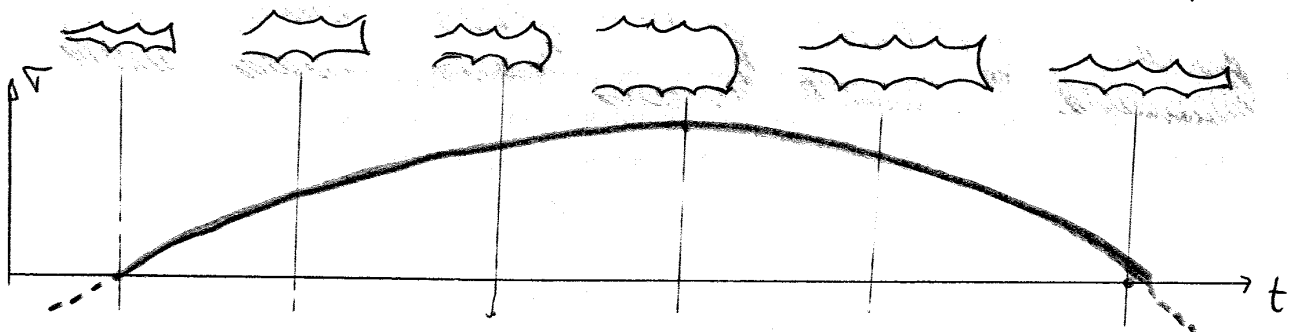
Il tipo di cedimento in caso di fratture per fatica indotte ha un aspetto meccanicamente fragile, senza deformazioni permanenti macroscopicamente visibili.

Il processo che porta al cedimento del componente soggetto a fatica può essere suddiviso in tre stadi

- * **NUCLEAZIONE DELLA CRICCA** in generale le cricche di fatica nucleano in superficie nelle zone in cui si hanno delle concentrazioni di tensione (intagli, graffiature, segni di lavorazione, rugosità profonde, inclusioni non metalliche affioranti); possono nucleare anche da superfici interne, in corrispondenza di discontinuità del materiale, come le inclusioni non metalliche interne. Molti materiali strutturali sono policristallini e contengono molti cristalli o grani nelle zone nelle quali si hanno le tensioni maggiori: macroscopicamente risultano omogenei ed isotropi, ma non lo sono a livello microscopico.

si considera conclusa la fase di nucleazione ed inizia quella di propagazione stabile. I fenomeni descritti riguardano essenzialmente i materiali duttili (con elevato numero di centri di slittamento attivabili); il meccanismo delle bande di slittamento in materiali fragili non avviene, o avviene in misura estremamente limitata; in questi materiali le microcricche si formano direttamente dalle discontinuità presenti nel manufatto, come difetti superficiali, porosità, inclusioni e propagano direttamente in modo stabile.

PROPAGAZIONE DELLA CRICCA quando le cricche riescono a penetrare nel materiale ad una distanza di alcuni micron dalla superficie, tendono a coalescere e quindi a propagare in direzione macroscopicamente normale a quella della tensione principale massima. Si noti che questo stadio, a differenza di quanto avviene nella nucleazione, è governato essenzialmente dalla ampiezza della tensione principale in trazione, cioè se il ciclo è completamente in compressione, o la parte di trazione è piccola, la cricca non propaga. Il processo che meglio spiega il fenomeno è l'autoindimento plastico.



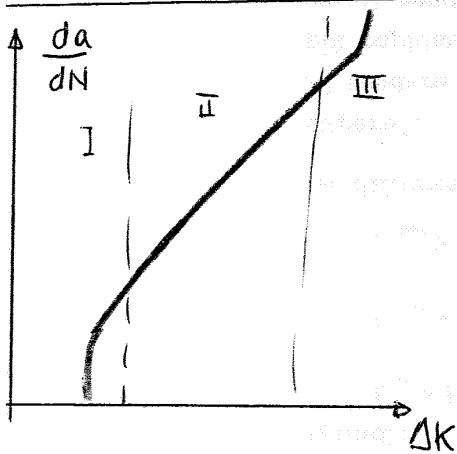
si supponga di avere una cricca già formata a cui viene applicato un ciclo di sollecitazione normalmente alla sua superficie. Anche con tensioni globali bene le sollecitazioni all'apice delle cricche sono elevate

ancora applicare i metodi delle MFLE, mentre quando queste zone sono grandi occorre utilizzare la MFEP.

PROVE DI PROPAGAZIONE

Si misura con un microscopio la cricca dopo la prova, mantenendo il provino in trazione per non chiuderla. All'aumentare di $\Delta\sigma$, si arriva in un minor numero di cicli alla rottura critica. Con $\Delta\sigma = \text{cost}$, la lunghezza delle cricche finali è la stessa.

LA LEGGE DI PARIS



$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n$$

C, n dipendono dal materiale, dal rapporto R ed altre variabili secondarie.

$$n \quad 1,5 \div 4$$

può essere dato n , poiché la retta è inclinata verso l'alto e quindi tende alle fragilità

$$\Delta K_{cr} = K_c (1-R)$$

La propagazione delle cricche è influenzata fortemente dal rapporto di tensione R . Poiché la propagazione è governata dalle tensioni positive si considerano solo rapporti di tensione $R \geq 0$.

La legge di Paris può essere utilizzata per valutare, tramite un'integrazione a variabili separabili che spesso viene effettuata per via numerica, il numero di cicli con sollecitazioni ed ampiezza costante che porterà

Nelle prove sperimentali, per l'interpretazione non si può usare la regressione ai minimi quadrati, in realtà si usa il metodo della massima verosimiglianza, si sceglie una distribuzione e si ipotizza che essa combi. Ad esempio B10 (tipico dei cuscinetti) ha una affidabilità del 90%. Il limite di fatica è lui stesso una distribuzione con una certa probabilità.

METODO STAIRCASE (UNI 3962)

Si fissa nel campo della fatica una tensione media e varia la durata. Si definisce un gradino e parte da un valore stimato. Se prima di N cicli si rompe, faccio la prova al gradino più basso e se non si rompe torno al gradino superiore, altrimenti scendo. Alla fine devo avere almeno 15 prove nel range variabile. Per ogni livello si fa il conteggio dei proumi rotti e non rotti, e prendo in considerazione quelli ultimi perché meno frequenti

$$\sigma_N(50\%) = \sigma_0 + d \left(\frac{A}{N} \pm 0,5 \right)$$

$$\sigma_N(90\%) = \sigma_N(50\%) + 1,28 \cdot s$$

se $\frac{NB-A}{N^2} > 0,3$ SCARSO $s = 1,62 d \left(\frac{NB-A^2}{N^2} + 0,029 \right)$, altrimenti $s = 0,53d$

LIMITI DI FATICA E RESISTENZA STATICA

CRITERIO DI BACH

$$\sigma_{D-1} = 0,5 R_m$$

$$\sigma_{D0} = 0,3 R_m$$

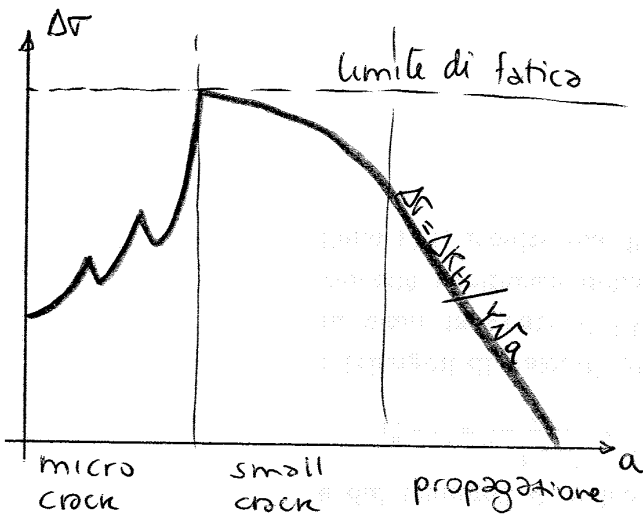
CRITERIO DI FUCHS

$$\sigma_{D-1} = 0,5 R_m \quad (R_m < 1400 \text{ MPa})$$

$$\sigma_{D-1} = 700 \text{ MPa} \quad (R_m \geq 1400 \text{ MPa})$$

⚠ È una caratteristica dei proumi e non del materiale
 Possono essere utili per calcoli di pure approssimazione e (29)
 come partenza per lo staircase

DIAGRAMMA DI KITAGAWA E THAKHISHI



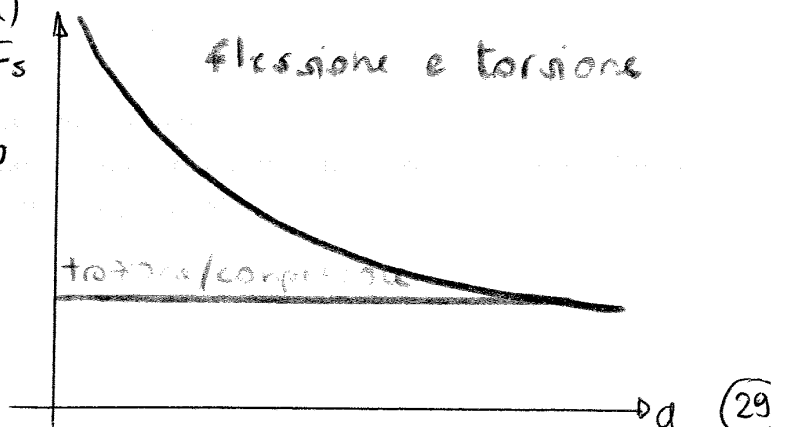
Le cricche nucleano, ma poi non propagano in alcuni materiali. Una volta nucleata, potrebbe trovare un ostacolo più o meno facile da superare. In ogni punto posso tracciare un diagramma $\Delta\sigma - a$.
 Se la cricca è molto piccola,

raggiunge dove un certo σ , si propaga a 45° e trova una barriera metallurgica. Alzando la σ riparte, può trovare una altra barriera e così via finché non trova la barriera più lontana. Se carico sotto il limite di fatica le cricche non propagano. Se le cricche sono abbastanza lunghe, ho un ΔK_I di soglia che parte quindi a propagare la cricca a 90° rispetto al carico applicato. Devo quindi essere sicuro che tutti i cicli siano al di sotto del limite di fatica. Le barriere metallurgiche possono essere disomogeneità, bordi di grano e discontinuità microstrutturali in generale. La dimensione del grano influenza la fatica, con grano più fine aumenta il limite di fatica.

DAI PROVINI AI COMPONENTI

Vi sono molti fattori che influenzano la resistenza a fatica
 * dimensioni (effetto scala)

l'effetto delle dimensioni non deve essere considerato quando non sono presenti gradienti e quindi quando il carico è di trazione-compressione



- **RIVESTIMENTI SUPERFICIALI** sono applicati per risolvere problemi di corrosione, di usura e per ragioni estetiche.

• **CROMATURA E NICHELATURA** inducono uno stato di tensioni residue di trazione, diminuiscono sensibilmente la resistenza a fatica. L'effetto è tanto maggiore quanto più è alto il contenuto di materiale, in considerazione di strati più lunghe e aumenta lo spessore del rivestimento. Si ossia con accorgimenti quali trattamenti di nitrurazione o passivazione preventivi. La nichelatura è più simile della cromatura a questi accorgimenti. Se hanno in condizioni corrosive, il guadagno compensa ampiamente la riduzione della resistenza a fatica. La cromatura è inquinante, in Europa si cerca di evitare perché i bagni passivi, se non estremamente controllati, essere cancerogeni per la presenza del cromo esavalente.

• **CADMIATURA E ZINCATURA** non hanno effetto sulla resistenza a fatica, si usano per evitare problemi di corrosione. Non hanno una buona resistenza all'usura. Richiedono atmosfere deidrogenate.

• **ANODIZZAZIONE** trattamento tipico delle leghe leggere, innesca la fatica

- **TRATTAMENTI TERMICI**

• **CEMENTAZIONE E NITRURAZIONE** sono processi diffusi con effetto benefico sulla resistenza a fatica. Generano un indurimento superficiale del materiale, risolvendo eventuali problemi di usura, e crea uno stato di tensione residue di compressione

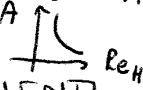
~1mm

Se il materiale non è sensibile all'intaglio $K_f=1$ e quindi non ho problemi di fatica. Un materiale fortemente sensibile all'intaglio ha $K_t=K_f$. I segni di lavorazione non creano problemi enormi.

$$q = \frac{1}{1 + \frac{A}{\sqrt{r}}}$$

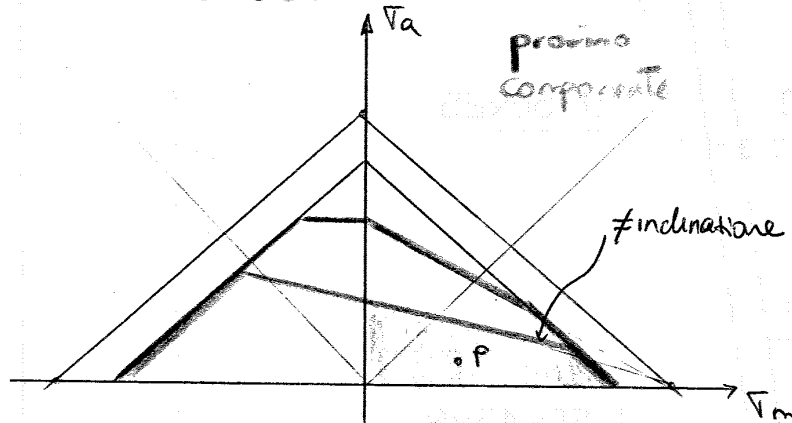
NSK

A coefficiente tipico del materiale



STIMA DEI DIAGRAMMI DI FATICA DEI COMPONENTI

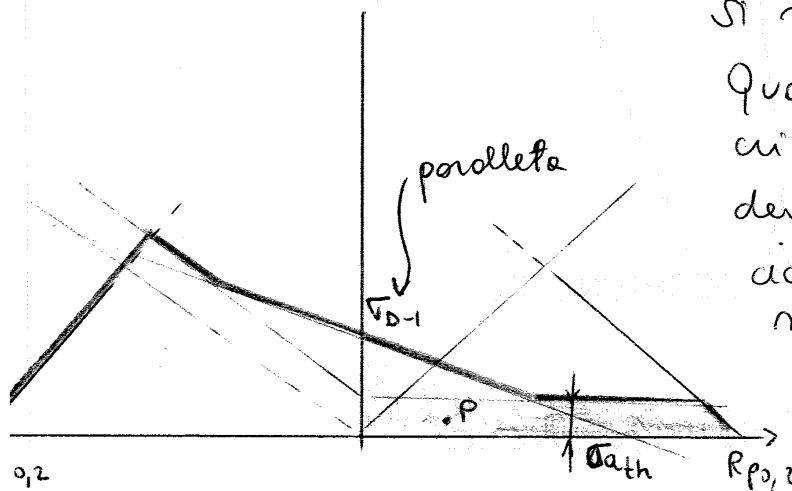
METODO DELLE TENSIONI MEDIE NOMINALI



Se P è dentro la zona, sono al di sotto del limite di fatica e viceversa

K_f è indipendente da σ_m .

METODO DI FUCHS



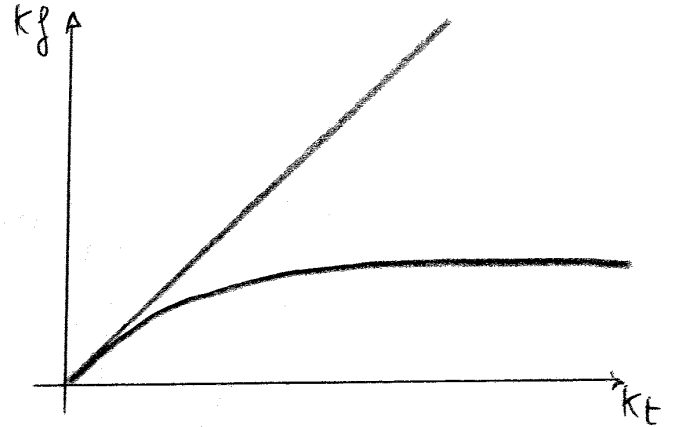
Si riferisce a pruni intagliati. Quando si è nucleata la cricca, perché propaghi ci deve essere una parte dell' ciclo in trazione. Il valore minimo necessario è legato al K_t di soglia e lo chiamo σ_{ath} . È più restrittivo

si applicato soprattutto per le leghe di alluminio, in particolare per i magli aeronautici.

}	σ_{ath}	140 MPa	acciaio	ottoligato
	σ_{ath}	60 MPa	acciaio	di carbon e basso lega
	σ_{ath}	40 MPa	alluminio	ad alta resistenza

IL PROBLEMA DEGLI INTAGLI ACUTI

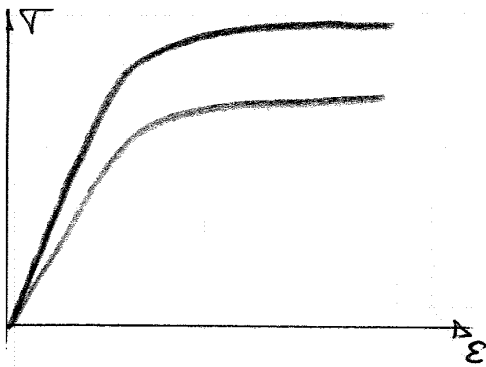
Per $\pi_T > 3$, i metodi usati in precedenza per le valutazioni dell'effetto d'intaglio non sono soddisfacenti. Poiché per gli intagli acuti il fenomeno è dominato dalla propagazione più che dalle nucleatione, abbastanza recentemente si è pensato di trattare questi intagli come se fossero cucche con lunghetta caratteristica a .



$$K_{I}^{*} = \frac{Y \Delta \sigma_0 \sqrt{a}}{\Delta K_{Ih}}$$

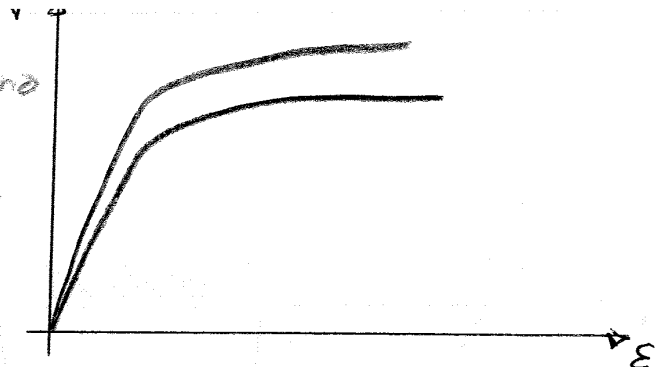
FATICA IN ϵ

I concetti della fatica in controllo di deformazione, oltre a permettere lo studio di quanto avviene nella 1^a zona del diagramma di Wölher (fatica oligociclica) permettono di affrontare in modo diverso il problema della fatica anche in componenti che devono sopportare un numero elevato di cicli: l'idea base è che la nucleatione risulta essere un fenomeno di tipo plastico localizzato in una porzione di materiale il cui comportamento è determinato dalle deformazioni controllate del materiale che lo circonda, il quale continua ad operare in campo elastico; questo è particolarmente evidente nei componenti intagliati.



INCRODIMENTO CICLICO

curva
monotona
curva
ciclica



ADDOLCIMENTO CICLICO

Un materiale indurirà se $S_u/S_y > 1.4$ oppure $n > 0.20$
 Un materiale addolcerà se $S_u/S_y < 1.2$ oppure $n < 0.10$

FATICA IN E

MANSON COFFIN
$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N)^b + \epsilon'_f (2N)^c$$

- ϵ'_f duttilità alla frattura
- σ'_f resistenza alla frattura
- b esponente di resistenza a fatica
- c esponente di duttilità a fatica

Per valutare la influenza della tensione media si usano le formule di **SMITH, TOPPER E WATSON**

$$\sigma_{max} \frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N)^{2b} + \sigma'_f \epsilon'_f (2N)^{(b+c)}$$

APPLICAZIONE A COMPONENTI INTAGLIATI

Fore ruotanti sperimentali dritti e troppo corti, colli elastoplastici sono troppo computazionalmente onerosi e pertanto si applica la **REGOLA DI NEUBER**

$$\left\{ \begin{aligned} \frac{\Delta \sigma}{2} \cdot \frac{\Delta \epsilon}{2} &= \frac{(\Delta \sigma_{FEM})^2}{4E} \\ \frac{\Delta \epsilon}{2} &= \frac{\Delta \sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{2K_1} \right)^{1/n_1} \end{aligned} \right.$$

La presenza di gradienti fa sì che questa metodologia dia risultati non aderenti alla realtà ponendo gli intagli sono molto esati.

formazione delle PSB da cui le cucche nucleano.

IPOTESI SUI MECCANISMI DI FORMAZIONE DELLE FGA

SAKAI



STADIO A formazione di uno strato sottile di piccoli cristalli: durante una lunga sequenza di sollecitazioni cicliche, attorno ad un'inclusione, si forma un sottile strato granulare causato da un'intensa poligonizzazione.



STADIO B nucleazione e coalescenza di microdecoerenze il cui numero cresce gradualmente.



STADIO C le zone di decoerenza si allungano e si forma una cucca circolare attorno alle inclusioni interne.

IURAKAMI

le cucche propagano dall'inclusione a causa dello infiltramento di idrogeno.

HIOZAWA

microcucche multiple nucleano a causa della decoerenza di carburi sfenici localizzati intorno ad un'inclusione non metallica. La coalescenza delle microformazioni lungo i confini tra le matrici e le periferie di carburi genera la rugosità delle FGA che dipende dalle dimensioni dei carburi.

fare lo stesso conteggio.

Ergodicità: tutte le storie di carico hanno la stessa distribuzione

Stazionarietà: ripeto n volte il campionamento e fisso un istante uguale per tutte e vado a vedere la grandezza misurata, ho una distribuzione di valori che permanece al variare dell'istante.

Rainflow la storia viene modificata in modo da avere agli estremi il picco più alto. Vado a "riempire" e poi a svuotare progressivamente

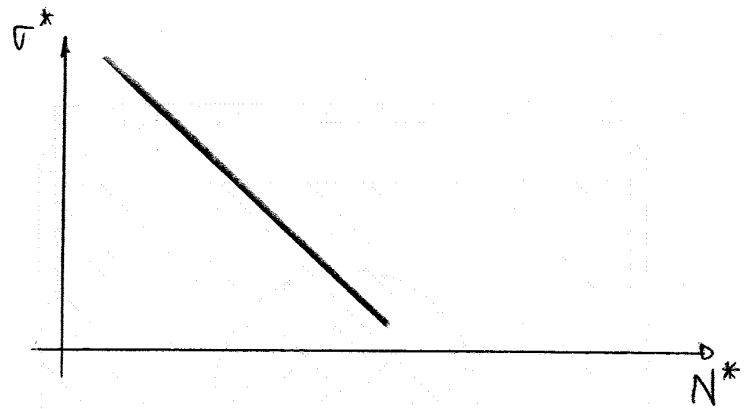
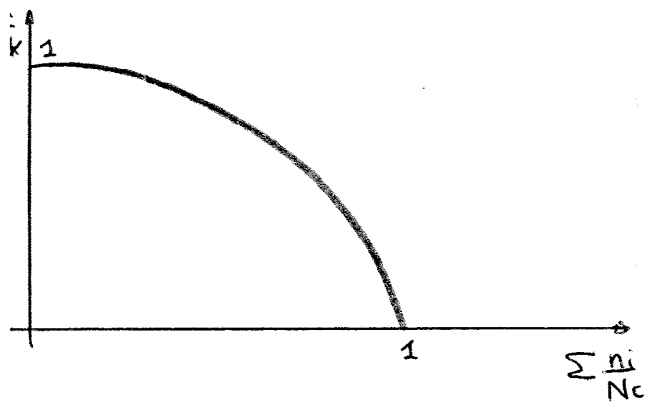


completando la tabella che mi porta a definire la matrice degli elementi

Il metodo rainflow non richiede stazionarietà ed ergodicità.

UNI 10011

CURVE DI GASSNER

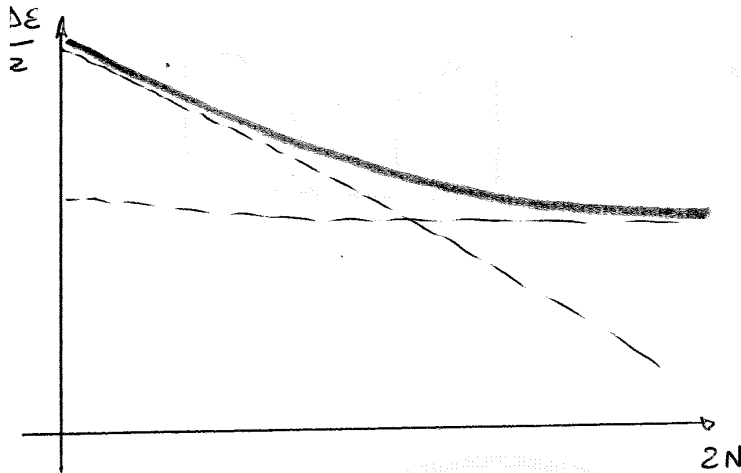


Sono analoghe alle curve di Wohler. σ è sostituito da σ^* di un cumulativo di forma perfezionata, N sostituito da N^*

Stimabile per via numerica a partire dalle curve SN e con la regola di Miner

$$N^* = \frac{N_c}{D_c} = c_s \cdot N_c$$

UTILIZZO DELLA REGOLA DI MINER CON FATICA IN E



Con gli intagli si utilizza la regola di Neuber. I valori in letteratura considerano tensioni medie nulle. La tensione media potrebbe non essere uguale a quella dell'intero ciclo.

Storie diverse ma con la stessa tensione media (nulla) portano a differenti tensioni residue. Per tenere conto di questi fattori possono essere tre approcci

* Regole di accumulo del danno non lineari:

$$D = \sum \left(\frac{n_i}{N_i} \right)^p = C = 1$$

p : parametro di forma che dipende dalla storia di carico e deve essere determinato sperimentalmente.

Questa regola viene utilizzata in casi particolari, come fatica + creep ed in applicazioni nucleari

* Analisi ciclo per ciclo per ogni ciclo si individuano i parametri ϵ_{max} , ϵ_{min} , σ_m

$$\frac{\Delta \epsilon}{2} = \frac{\sigma'f - \sigma_m}{E} (2N)^b + \epsilon'g (2N)^c \rightarrow D_i = \frac{1}{N_i}$$

I problemi di questo metodo sono

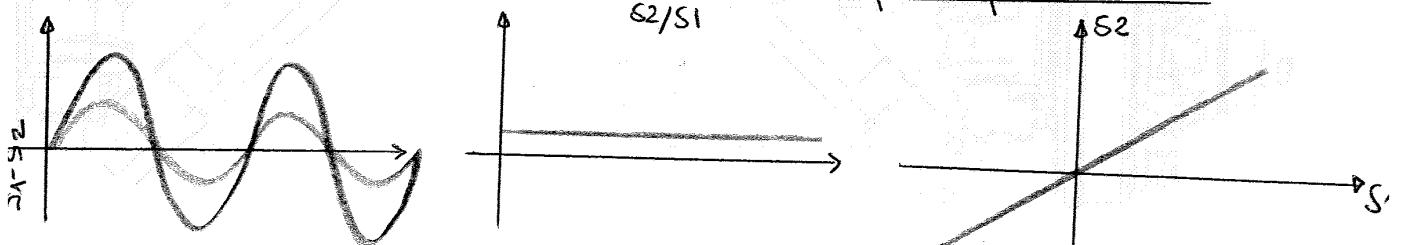
- la storia di carico deve essere conosciuta con precisione anche come sequente (non deve essere un campione della missione)
- tempo di calcolo elevatissimo
- spesso si hanno solo gli istogrammi di carico (red line runoff)
- si ipotizza comunque che i cicli sono stabilizzati (a meno di non conoscere le leggi di addolcimento-incrudimento) (43)

di alluminio che impedisce la chiusura. Esiste un cono dove la curce commene a sportarsi, dove la rigidetta ha una diminuzione del valore. Arrivo al massimo e poi scendo. Il cambio di rigidetta in discesa è più bono di quello in salita. Quando vado a richiudere, lo faccio ad un cono più bono che in apertura.

FATICA MULTIASSIALE

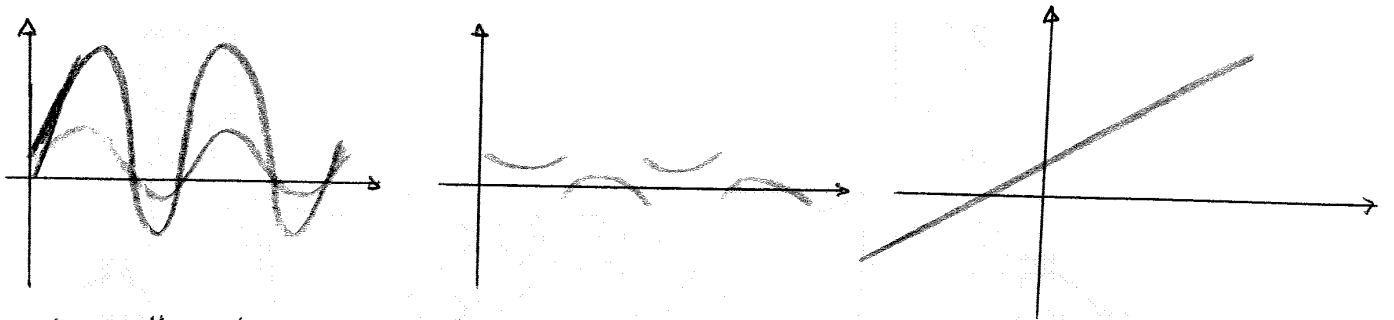
Esistono diversi stati di sollecitazione

* sollecitazioni proporzionali direzioni principali fisse



* sollecitazioni proporzionali direzioni principali mobili

caso tipico è negli alberi soggetti a tensione rotante + τ media



* sollecitazioni non proporzionali neanche con sfasamento

