

Capitolo V

LA FATICA NEI COMPONENTI PRECRICCATI

Vi sono dei casi in cui strutture anche di grandi dimensioni cedono istantaneamente dividendosi in due parti per propagazione istantanea di una frattura pre-esistente. I difetti presenti nel materiale, le cricche, possono risultare innocue anche sotto sollecitazioni non trascurabili e poi attivarsi improvvisamente. E' di fondamentale importanza evitare di sottoporre il materiale a determinate condizioni che possano favorire la formazione e la propagazione di tali difetti, al fine di preservarne l'integrità.

Un materiale "ideale" è soggetto ad una distribuzione delle tensioni al suo interno in accordo con la teoria dell'elasticità, nella realtà invece il materiale è affetto da numerose irregolarità, sia interne che esterne che causano concentrazioni di tensione. La presenza di un difetto sulla superficie di un qualsiasi materiale sottoposto a sollecitazioni di fatica fa sì che il suo limite di fatica diminuisca, se $S_n(u)$ è il limite di fatica del materiale ottenuto con provini lisci (dove "u" sta per *un-notched*) e $S_n(n)$ è il limite di fatica dello stesso materiale ottenuto con provini intagliati (dove "n" sta per *notched*), si definisce *fattore di concentrazione delle tensioni per fatica* il rapporto K_f tra il limite di fatica del provino senza intaglio e quello del provino con intaglio.

$$K_f = \frac{S_n(u)}{S_n(n)} \quad (5.1)$$

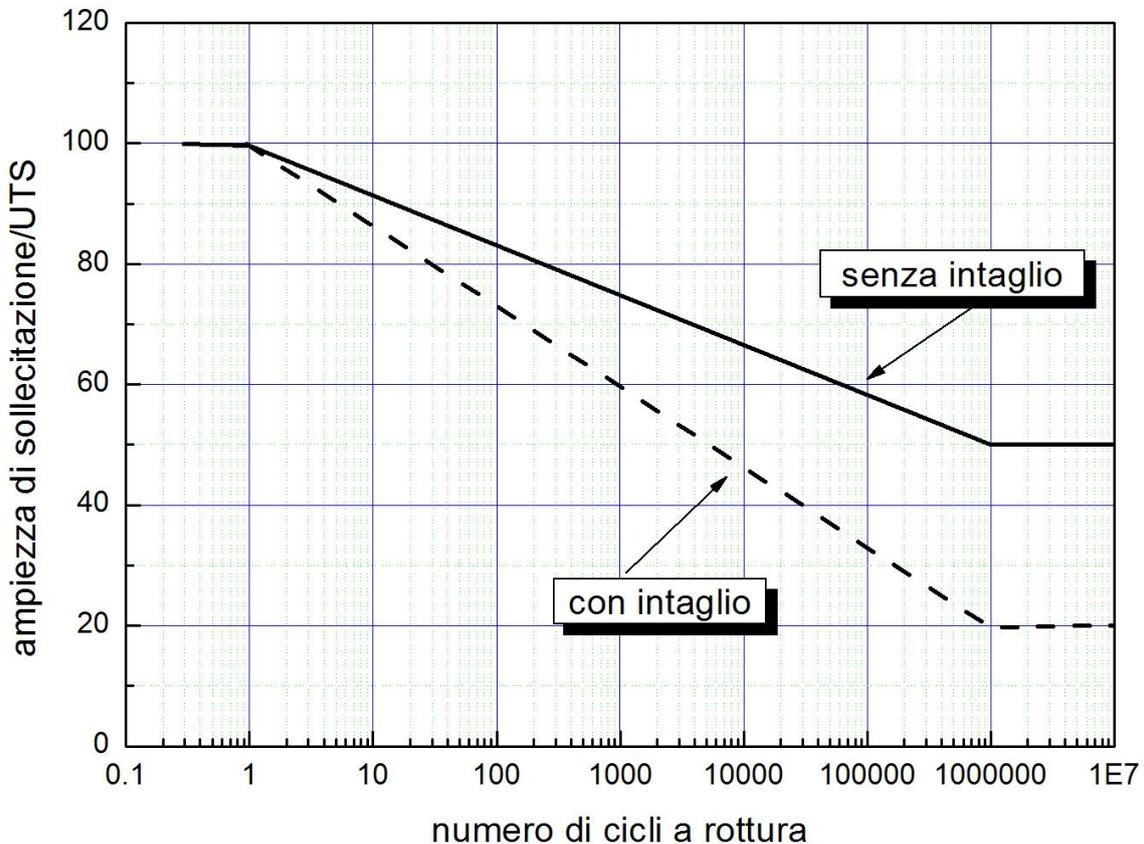


Figura 5.1 andamento qualitativo della curve S-N per un provino liscio e un provino intagliato in acciaio

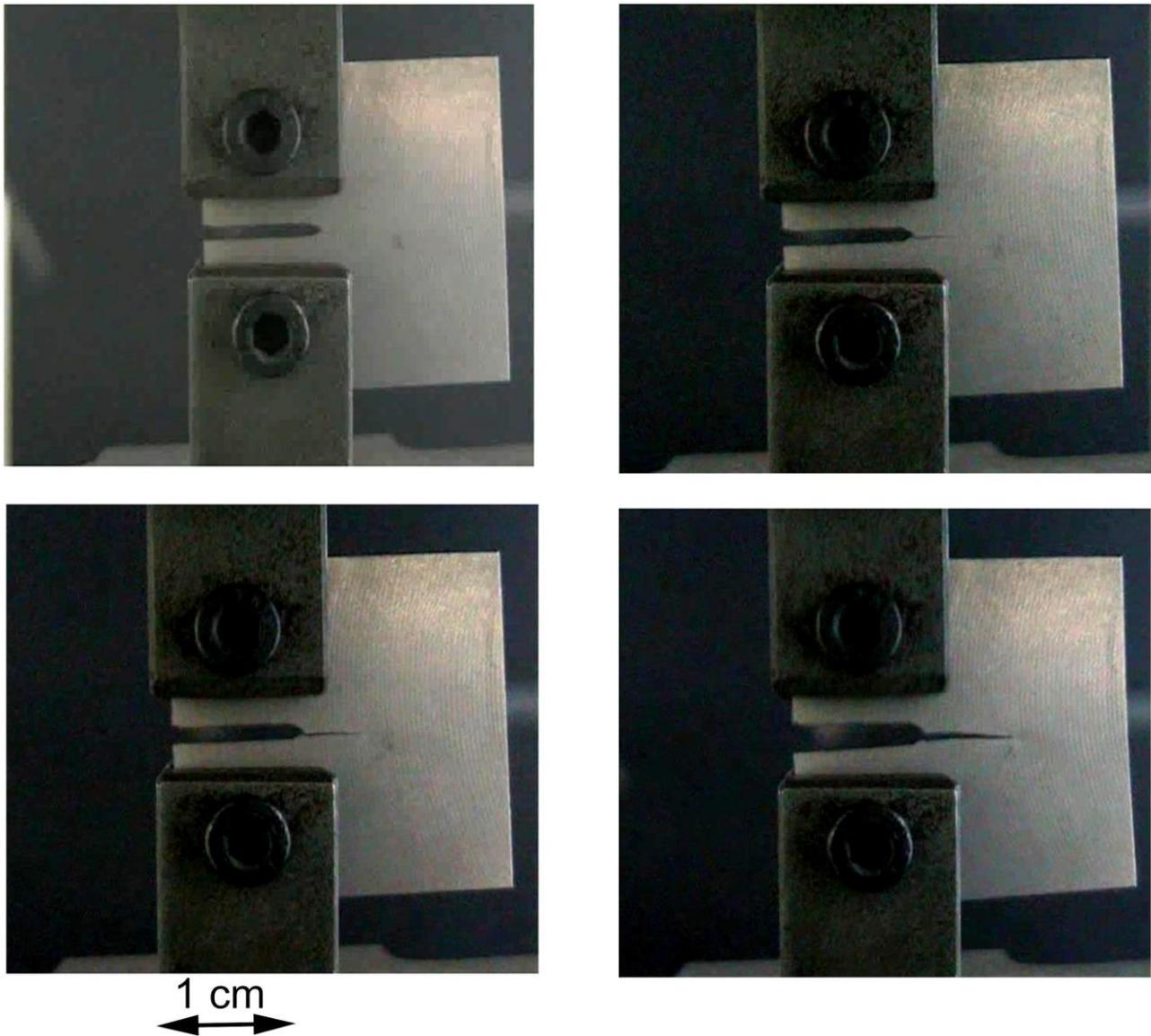


Figura 5.2: propagazione di una cricca in un provino di titanio.

Si potrebbe erroneamente pensare che il valore di K_f sia approssimativamente uguale al valore del fattore di concentrazione degli sforzi K_t , fortunatamente questo non è vero, e numerose attività sperimentali hanno dimostrato che il valore di K_f è generalmente inferiore a K_t , questo è spiegato dal fatto che il materiale al suo interno contiene una miriade di imperfezioni, pertanto l'aggiunta di un intaglio geometrico esterno può non recare un "male aggiuntivo" così elevato come se il materiale fosse stato "perfetto". Un esempio tipico è costituito dalla ghisa grigia ordinaria, in questo materiale le imperfezioni interne date dai grani di grafite fanno sì che l'aggiunta di un intaglio esterno (gola, filettatura, etc.) che causa una concentrazione di tensione produca un effetto aggiunto di concentrazione di tensioni trascurabile. Dall'esempio precedente si può facilmente evincere che esistono materiali che hanno un'alta sensibilità all'intaglio, in quest'ultimi K_f può coincidere con K_t e materiali con una bassa sensibilità all'intaglio dove K_f tende al valore unitario (vedi ghisa grigia). La relazione che intercorre tra K_f e K_t è per definizione la seguente:

$$K_f = 1 + (K_t - 1)q$$

dove “q” prende il nome di *fattore di sensibilità all’intaglio*. La formula precedente non deve trarre in inganno, perché per conoscere il fattore di concentrazione delle tensioni per la fatica non occorre conoscere solo la sensibilità all’intaglio del materiale ma anche il rapporto tra il raggio di fondo intaglio e le dimensioni caratteristiche delle imperfezioni interne; si capisce come raggi di fondo intaglio piccoli e confrontabili con le dimensioni delle imperfezioni interne producano una sensibilità all’intaglio quasi nulla.

Come è facile notare dalla figura 5.3 il fattore K_f aumenta con l’aumentare del numero di cicli e se per bassi numeri di cicli può essere trascurato, quando ci si sposta oltre i 10 milioni di cicli questa approssimazione non è più possibile.

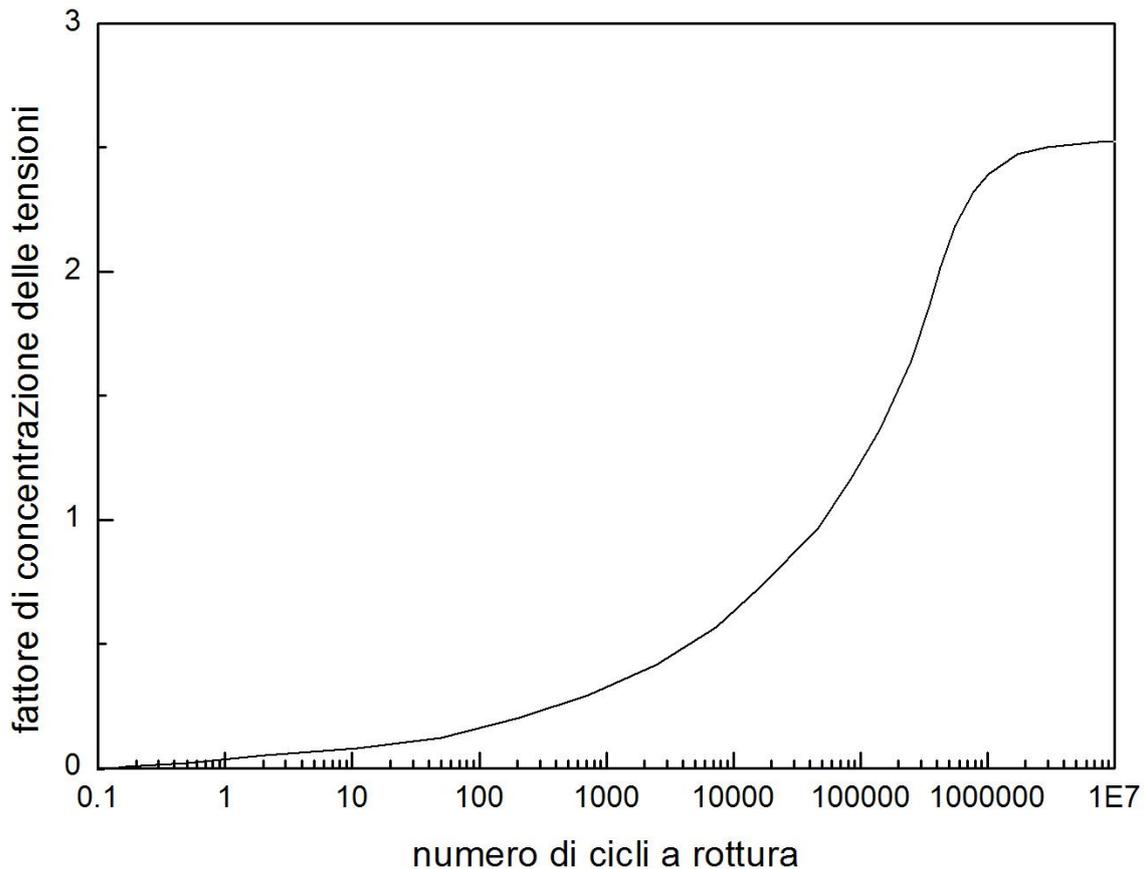


Figura 5.3 variazione del fattore di concentrazione a fatica al variare del numero di cicli

Infine è importante far notare che esiste una differenza nel comportamento a fatica tra materiali duttili e fragili soprattutto in presenza di sollecitazioni non simmetriche e quindi con tensione media non nulla. La differenza di comportamento in sede di progetto si traduce in un concetto molto semplice: per materiali duttili il fattore K_f deve essere applicato solo alla componente alternata, mentre per materiali fragili il fattore K_f deve essere considerato sia sulla componente alternata che sulla componente media della sollecitazione. Questa differenza è stata confermata anche da indagini sperimentali.

Strutture metalliche di grandi dimensioni, come ponti, oleodotti, navi, contengono invariabilmente delle cricche più o meno lunghe; come si è visto, l’unica cosa possibile in queste condizioni è essere sicuri che non esistano cricche di una lunghezza superiore ad un certo limite, che corrisponde alla sensibilità dello strumento che utilizziamo per osservare i difetti. In condizioni in cui il componente sia sollecitato a fatica diventa quindi necessario sapere per quanto tempo, cioè per quale numero di

cicli, il componente stesso può resistere prima che una cricca raggiunga una lunghezza critica e si propaghi catastroficamente.

Sulla base della meccanica della frattura, in presenza di sollecitazioni cicliche, si definiranno:

$$K_{\max} = Y\sigma_{\max} \sqrt{\pi a}$$

$$K_{\min} = Y\sigma_{\min} \sqrt{\pi a}$$

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \tag{5.2}$$

$$K_a = \frac{\Delta K}{2}$$

$$K_m = \frac{K_{\max} + K_{\min}}{2}$$

dove Y è il fattore correttivo che tiene conto della geometria dei carichi e dell'insieme cricca-componente.

Tramite i metodi di indagine è possibile monitorare la lunghezza della cricca nel tempo, in modo da ottenere grafici come quelli riportati in Figura 5,4

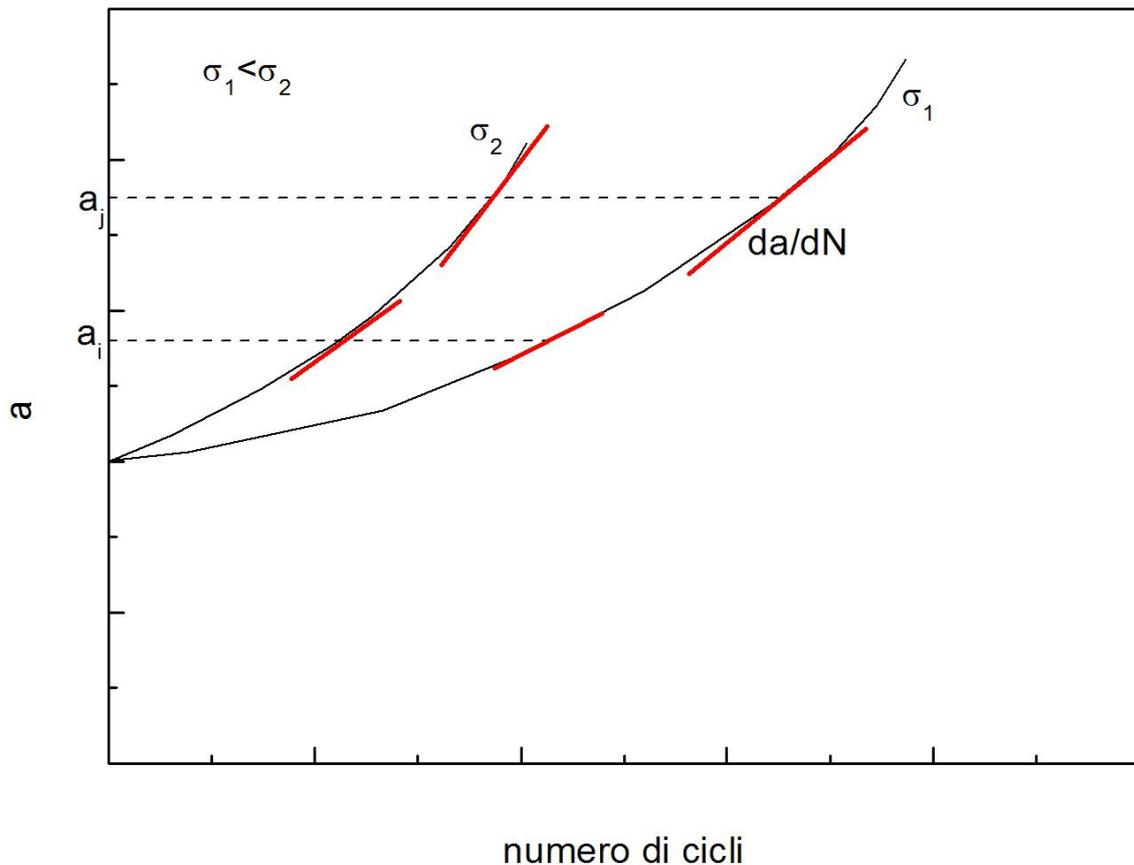


Figura 5.4: variazione della lunghezza di cricca al variare del numero di cili per due ampiezze di sollecitazione.

non solo la lunghezza della cricca aumenta nel tempo, ma anche che la velocità di avanzamento (da/dt) aumenta con l'aumentare del numero di cicli, cioè con l'aumentare della lunghezza della cricca. Naturalmente, la velocità di avanzamento della cricca aumenta se la sollecitazione applicata è più elevata.

Dalla variazione di lunghezza della cricca deriva il peculiare andamento di K riportato nella Figura 5.5

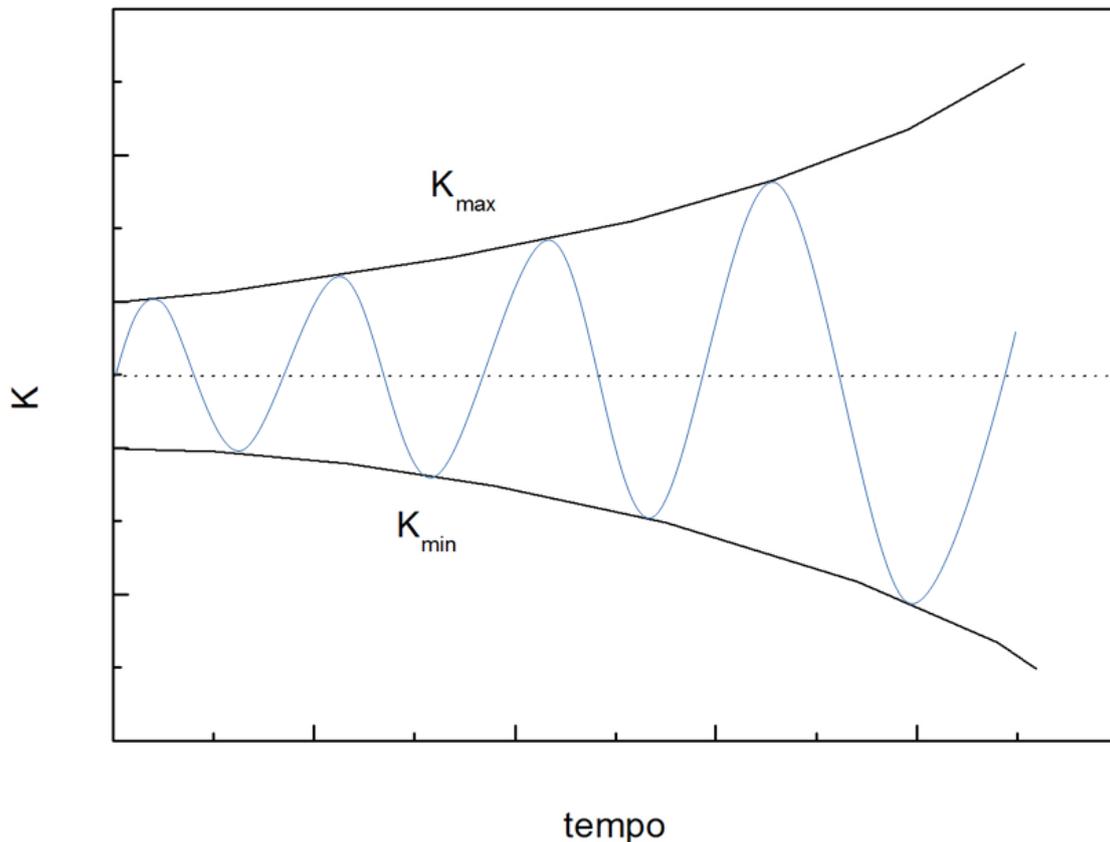


Figura 5.5: variazione di K nel tempo.

Un'importante conseguenza dell'andamento della lunghezza della cricca è che una frazione molto ampia della vita del componente è interessata dai primi stadi di allungamento del difetto, durante i quali la velocità di avanzamento è lenta, e la lunghezza della cricca molto breve.

Dal punto di vista ingegneristico è chiaro che diventa molto importante valutare la dipendenza della velocità di avanzamento (da/dt o da/dN) dai parametri a e σ ; una delle formulazioni empiriche maggiormente diffuse è la:

$$\frac{da}{dN} \propto \sigma^m a^n \quad (5.3)$$

nella quale $m=2-7$ e $n=1-2$. Riportando invece il valore della velocità di avanzamento in funzione del parametro ΔK , è possibile ricavare la relazione

$$\frac{da}{dN} = A\Delta K^m \quad (5.4)$$

in cui m ed A sono dei parametri che dipendono dal materiale, dalla frequenza del ciclo, dalla temperatura, dalla tensione media del ciclo e dall'ambiente.

Una volta che si sia definita la dipendenza della velocità di avanzamento dai parametri di esercizio, può essere utile stimare la vita del componente; tale stima può essere fatto integrando l'equazione precedente, supponendo che il parametro Y non dipenda entro i limiti di integrazione; l'integrazione darà:

$$N_f = \frac{2}{(m-2)AY^m \Delta\sigma^m} \left[\frac{1}{a_0^{\frac{m-2}{2}}} - \frac{1}{a_f^{\frac{m-2}{2}}} \right] \text{ per } m \neq 2 \quad (5.5)$$

in cui a_0 ed a_f sono la lunghezza iniziale e finale (all'atto della rottura) della cricca. In genere tale integrazione non può essere fatta, in quanto il parametro Y dipende esso stesso dalla lunghezza della cricca.

L'operazione di integrazione mostra che, se la dimensione iniziale della cricca è molto più piccola di quella finale, la vita a rottura dipende in maniera prioritaria da a_0 .

Modalità macroscopiche di frattura a fatica: Come già accennato, la frattura a fatica avviene attraverso una serie di fasi; nella prima fase, lo stadio I, la cricca si propaga su un piano a 45° rispetto all'asse della sollecitazione.

Durante questa fase, che peraltro è una frazione tutt'altro che irrilevante della vita a fatica, la cricca si propaga di una quantità modesta. Successivamente l'orientazione della cricca cambia, e la propagazione avviene a 90° rispetto all'asse della sollecitazione; questa transizione viene comunemente associata all'attivazione di altri sistemi di scorrimento.

In realtà il piano sul quale la cricca si propaga dipende dall'entità della sollecitazione; se ΔK è basso (basse sollecitazioni o piccole lunghezze della cricca), all'apice della cricca la zona plasticizzata è piccola.

Se lo spessore del campione è elevato al confronto della dimensione della zona plasticizzata, prevalgono le condizioni di deformazione piana, e la superficie di frattura è piatta.

Con l'aumentare della dimensione della cricca, il valore di ΔK aumenta, e con esso aumenta la dimensione della zona plasticizzata. Quando quest'ultima diventa sufficientemente grande, prevarranno le condizioni di sforzo piano, e la frattura si propagherà a 90° rispetto all'asse della sollecitazione, ma su un piano a 45° rispetto alla superficie della lamiera

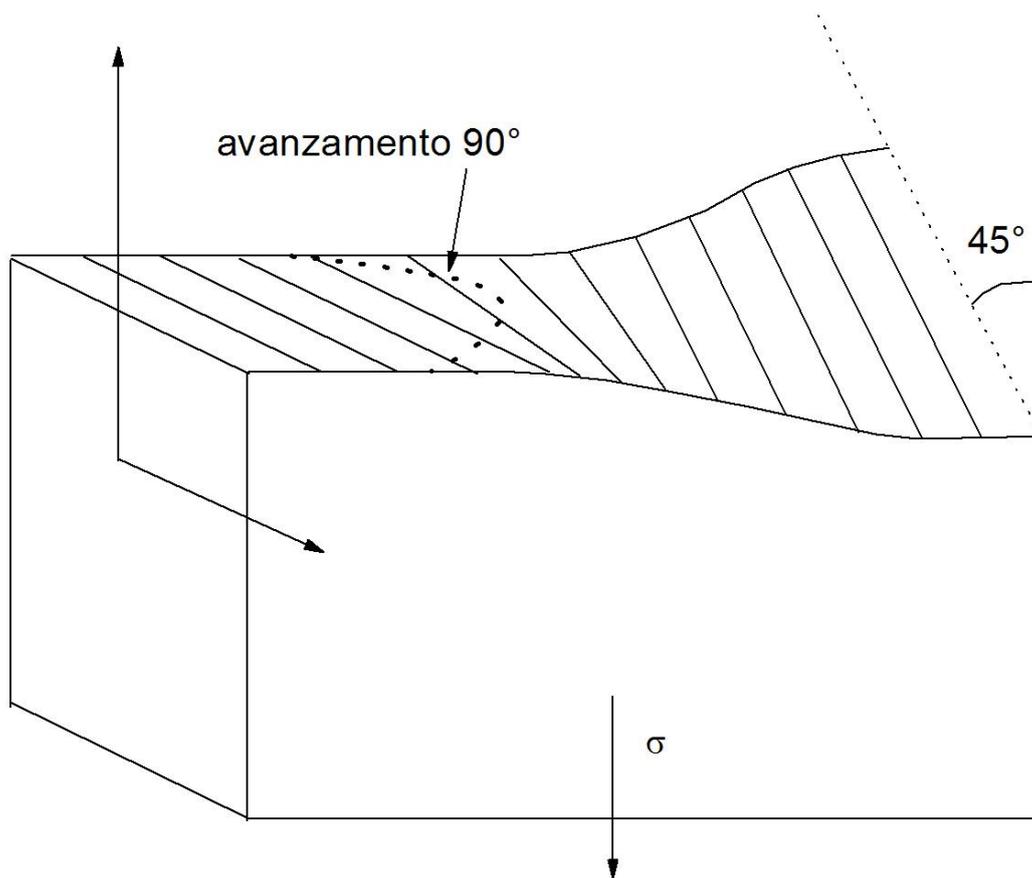


Figura 5.6: differenti direzioni di propagazione al variare della lunghezza della cricca.

All'esame visuale, le superfici prodotte da una rottura per fatica presentano evidenti segni, definiti "linee di fatica", ognuno dei quali rappresenta un periodo di propagazione della cricca, che può interessare anche migliaia di cicli. Aumentano l'ingrandimento si osserveranno le "striature", cioè delle linee che invece rappresentano l'avanzamento della cricca durante un ciclo. In base a questo dato, la loro spaziatura può essere utilizzata per stimare la velocità di avanzamento della cricca, e questa informazione può essere confrontata con quella ricavata dai calcoli teorici.

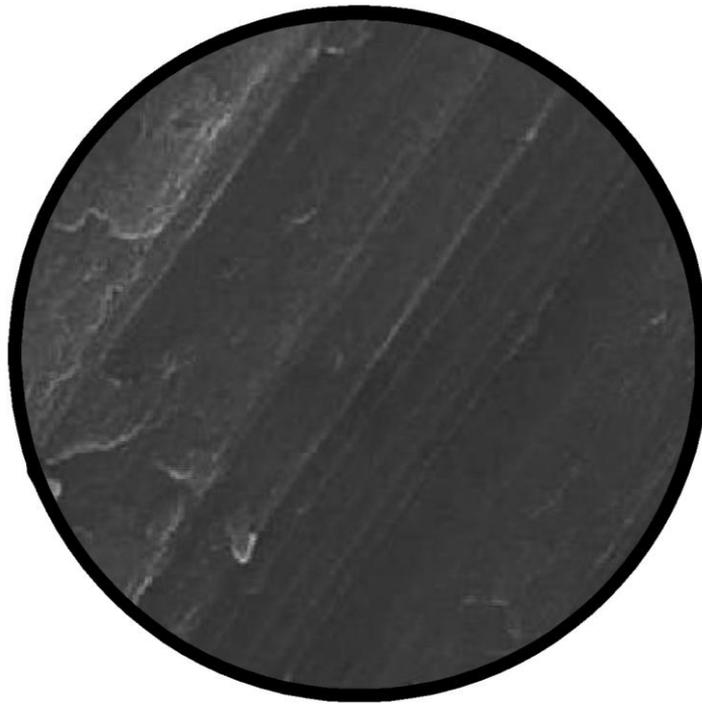


Figura 5.7: tipiche striature di fatica.

Propagazione di cricche di fatica

Comportamento macroscopico di propagazione della cricca di fatica: La maggior parte della ricerca nella propagazione della cricca negli ultimi trenta anni (che risale dall'applicazione della meccanica della frattura lineare elastica, LEFM, alla propagazione della cricca, che ha fornito una base razionale per le misurazioni di crescita) è stata empirica con l'obiettivo di definire il tasso di propagazione della cricca in funzione dell'intensità di tensione. La propagazione per lunghe cricche, sotto carico variabile, con sovraccarichi, in ambienti diversi, e per diversi modi di tensione è stato esplorata in modo molto dettagliato. Studi della crescita della cricca lunga (lunghezza della cricca superiore a qualche millimetro) spesso consentono un confronto diretto tra i comportamenti di grandi strutture e piccoli campioni di laboratorio attraverso il fattore di intensità di tensione elastica, $\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi c}$, dove c è la lunghezza della cricca, $\Delta\sigma$ l'intervallo di tensione e Y un parametro dipendente della lunghezza della cricca che dipende anche dalla configurazione del campione e dallo stato di tensione, a condizione che i termini ΔK sono gli stessi in entrambi i casi. Questa similitudine può essere applicata soltanto quando la regione plastica alla punta della cricca è piccola in relazione alla lunghezza della cricca e dalle dimensioni della struttura. Generalmente, la piccola entità della plasticità non perturba significativamente il campo di tensione della cricca elastica nel campione di laboratorio, in modo da consentire l'uso diretto di risultati di laboratorio per prevedere il comportamento di grandi strutture ingegneristiche, contenenti grandi difetti, ma in cui l'intensità della tensione è simile perché le tensioni che operano sono più basse.

La propagazione della cricca di fatica non potrebbe comunque essere coperta interamente dall'approccio della lunga cricca. I tassi di crescita della cricca sono stati registrati a volte più veloci di quanto le analisi LEFM potrebbero prevedere, in particolare negli ultimi dieci-quindici anni, quando si è cercato di effettuare misure della cinetica di crescita di piccole cricche. Tali cricche sono tipiche di fatica in campioni lisci e il loro comportamento di crescita determina la vita. Le ragioni della crescita delle cricche più veloce o più lenta rispetto a ciò che il LEFM potrebbe prevedere sono molteplici, ma (trascurati gli effetti chimici) sono generalmente connessi con una

perdita di similitudine, che si verifica quando i livelli di tensione sono troppo elevati e si verifica un generale rendimento o quando le cricche sono così piccole da essere fortemente influenzate da effetti di plasticità a piccola scala, come i PSBs, o da caratteristiche microstrutturali. Di conseguenza è necessario prendere in considerazione il comportamento delle brevi cricche.

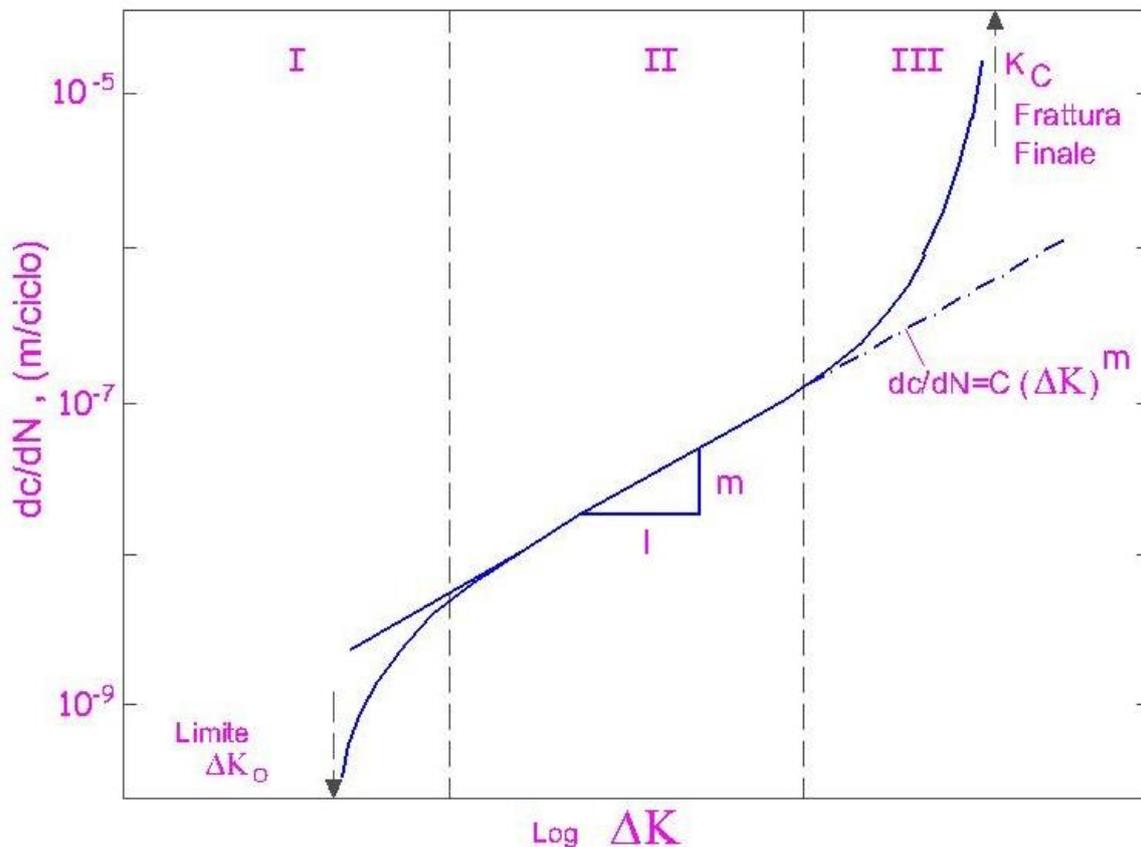


Figura 5.8: schema grafico del tasso di propagazione della cricca di fatica dc/dn , contro l'intervallo di intensità di tensione, ΔK , raffigurante tre regimi di propagazione della cricca, I, II e III.

Un metodo comune di presentare dati cinetici sulla propagazione della cricca nelle cricche lunghe è quello di tracciare il tasso di propagazione della cricca di fatica, dc/dN , contro l'intervallo di intensità di tensione, ΔK , su una base log-log, come illustrato nella figura 5.8. Tale curva è diventata familiare, negli ultimi due decenni, come la curva S-N. Tre regimi di dc/dN sono ampiamente riconosciuti. I) regione di soglia in cui il tasso di propagazione è dell'ordine di una spaziatura atomica per ciclo o inferiore. A intensità di tensione abbastanza basse (la "soglia"), la cricca può essere considerata immobile. II) la regione di mezzo dove l'equazione di Paris $dc/dN = C(\Delta K)^m$, C e m costanti, è considerata valida. III) Una regione di elevato tasso in cui i meccanismi di difetto sono di tipo statico e la massima intensità di tensione si avvicina alla tensione critica per il difetto statico. Questa regione è quella in cui può verificarsi un generale rendimento, e la forza residua di un membro con cricatura è preoccupante.

Nel regime I, in cui l'intensità della tensione è bassa, una cricca potrebbe tipicamente svilupparsi lungo un piano di scivolamento attivo, come una cricca di fase I in un singolo cristallo di rame, e può comportare la formazione PSB davanti alla cricca. In questo caso, il PSB è breve rispetto alla lunghezza della cricca. Poiché le PSBs sono formate sul piano di scivolamento soggetto a maggiore tensione (avendo il più favorevole fattore Schmid), l'orientamento di questa cricca è di solito vicino

a 45° rispetto all'asse della tensione. Per ottenere una cricca di fase I, l'intensità della tensione deve essere bassa e tale propagazione è associata con il regime I descritto sopra. Tuttavia, è degno di nota che molti materiali, compresi gli acciai, non propagano nella Fase I, a 45°, e anche le cricche nel rame, che normalmente si propagano nella fase I in aria, possono essere indotte a propagare perpendicolarmente alla direzione della tensione includendo il campione sotto vuoto. Si noti che la cricca potrebbe smettere la crescita del tutto, se l'intensità di tensione è troppo bassa e, di conseguenza, l'intensità di tensione di soglia, ΔK_0 o ΔK_{th} è definita.

Quando una cricca di fase I sta propagando in un singolo cristallo di rame, il PSB che la ospita può anche andare giusto attraverso il cristallo. In queste condizioni la LEFM non si applica e la plasticità del campione, ai fini di analizzare la crescita, deve essere presa in considerazione dalla meccanica della frattura elasto-plastica (EPFM). Tale cricca può essere considerata una cricca breve, soprattutto perché la gran parte della vita dell' fatica del cristallo, viene ripresa con la cricca che diventa fisicamente sempre più come una cricca breve.

In regime II, le cricche di solito si propagano da un meccanismo di deformazione plastica che lascia striature di fatica caratteristico sulla superficie di frattura, a condizione che il metallo sia duttile e non si introduca un altro meccanismo di tale difetto come la frattura intergranulare o una progressiva rottura fragile. Le striature della superficie di frattura possono, in alcune circostanze, essere represse da prove sotto vuoto, ma ad alte tensioni, un metallo duttile forma striature regolari, anche in buone condizioni di sotto-vuoto.

Si è messo a confronto il comportamento di frattura di fatica ad alta e bassa tensione in uno schema simile a fig. 5.9a. La linea data da ΔK_{th} rappresenta la condizione limite di bassa tensione al di sotto della quale la cricca non dovrebbe crescere se le ipotesi LEFM sono valide. Saranno ovviamente non valide, se la zona plastica della punta di cricca non è più piccola rispetto alle dimensioni della cricca, e questo avviene in misura crescente quando il termine $\Delta\sigma$ aumenta di circa due terzi della tensione di rendimento ciclica, o supera la soglia per la formazione del PSB in un policristallo, in un test tira-e-molla, se questo è il fattore che determina il limite di fatica (non può, il limite di fatica essere più elevato per determinate ragioni). Il lettore è consapevole che i limiti di fatica si trovano generalmente al di sotto della tensione del rendimento monotonic di un materiale commerciale, ma in un puro policristallo di rame, il limite di fatica può essere diverse volte il 0.2% della tensione di dilatazione monotonica del rame ben temprato. Una seconda linea dello schema di Kitagawa-Takahashi è lo stesso limite di fatica, approssimato all'intervallo di tensione di rendimento ciclico. Le linee per il limite di fatica, e l'intensità della tensione di soglia sono quindi uniti da un "arrotondamento d'angolo", per creare una curva che separa le regioni di spazio di lunghezza della cricca della tensione in cui le cricche si propagano e non si propagano. L'angolo è arrotondato, perché la natura aborrisce gli angoli, come qualsiasi professionista dell' fatica concorderebbe.

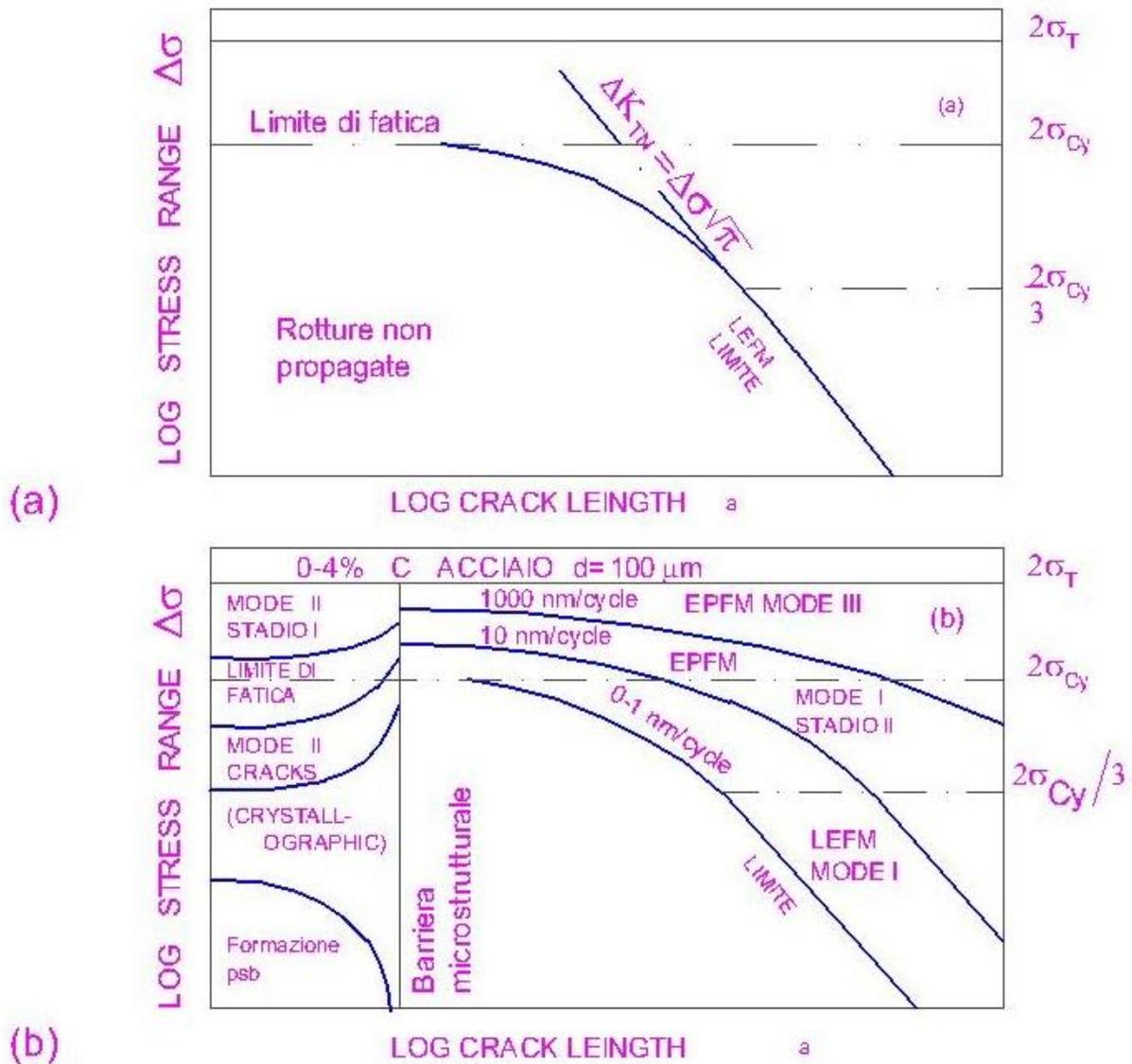


Figura 5.9: mappe di delimitazione di difetto di fatica: (a) il diagramma Kitagawa-TAKAHAS(b) il diagramma di BROWN con contorni di velocità della cricca. Entrambi delineano l'intervallo di tensione rispetto alla lunghezza della cricca.

La figura 5.9a è stata successivamente rianalizzata e riestesa per la forma mostrata in fig. 5.9b, al fine di includere i contorni della velocità della cricca e la modalità della frattura di fatica (Fase I e II). Le modalità da I a III mostrate nel diagramma non corrispondono alle modalità di fatica ma alle modalità di tensione di frattura mostrate in fig. 5.10. In molti casi queste modalità potrebbero operare in combinazione. Ad esempio, una crescita della "miniatura" di cricca di Fase I in un PSB sotto tensione tira-e-molla sarà sottoposta a Modalità I da una tensione monoassiale, a modalità II nella direzione del vettore di Burgers primario nella parte anteriore della cricca e a modalità III ai lati del "chiodo". E' consuetudine, in situazioni complesse, descrivere la modalità secondo quella dominante della tre. Ad esempio, la crescita della cricca di fase I in un PSB sarebbe descritta dalla modalità II.

Brown ha associato nella fig. 5.9b il limite di fatica e le linee ΔK_{th} di figura 5.9a con il tasso di crescita del contorno di cricca di \approx pari a zero.

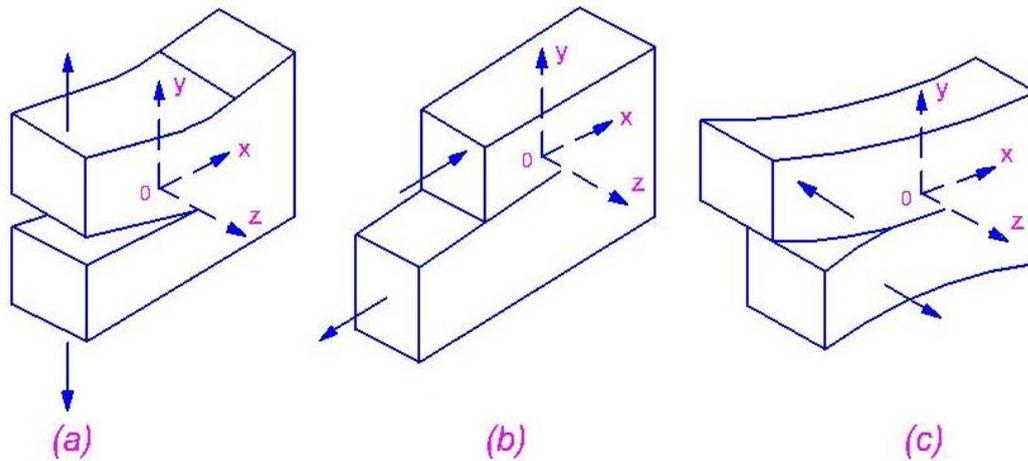


Figura 5.10: tre modalità di base di mettere sotto tensione una cricca: (a) apertura a trazione (modalità I); (b) scorrimento di piano (modalità 2); e (c) taglio non di piano (modalità III).

Sarà notato, sulla sinistra del grafico, che brevi cricche possono aprirsi e crescere a tensioni superiori rispetto ai due terzi della tensione di rendimento ciclica. Tuttavia, se una caratteristica microstrutturale, come un bordo di grano o un circuito di una seconda fase, prevede un grande ostacolo alla crescita, poi la cricca potrebbe smettere di crescere, dando luogo al fenomeno della non-propagazione delle cricche. Anche a tensioni al di sopra del limite di fatica, la crescita di una cricca breve in un singolo grano può essere ritardata da una barriera micro strutturale ma accelererà ancora una volta che l'ostacolo viene superato. D'altro canto, è evidente dalla mappa Brown, come sottolinea Miller, che la crescita delle cricche sotto condizioni di LEFM aumentano solo la velocità, come la lunghezza della cricca aumenta, supponendo di certo che l'intervallo di tensione applicata sia costante. Variazioni nella crescita della cricca possono avvenire per motivi geometrici - per esempio, una cricca che è stata nucleata e cresciuta in una concentrazione di tensione potrebbe crescere fuori di essa e, entrando in una regione in cui si applica il LEFM, non diventare una cricca che non si propaga.

Tipici risultati ottenuti sotto condizioni di LEFM sono mostrati in fig. 5.11, per la regione di soglia. Si noti che la soglia diminuisce man mano che diminuisce la temperatura di rinvenimento, ad esempio, come il rendimento monotonic e le ultime tensioni di trazione aumentano. Spesso succede in frattura, che una proprietà di difetto migliora in quanto migliora la tenacità o diminuisce l'ultimo carico di trazione, e questo è un altro caso in questione. Il comportamento a tassi alti di crescita è inoltre influenzato, ma non così tanto come la tensione di soglia. La panoramica di cui sopra serve a stabilire il contesto di interesse scientifico nella propagazione della cricca nella fase I e II. I fenomeni e i meccanismi di queste modalità di frattura fatica sono descritti come segue:

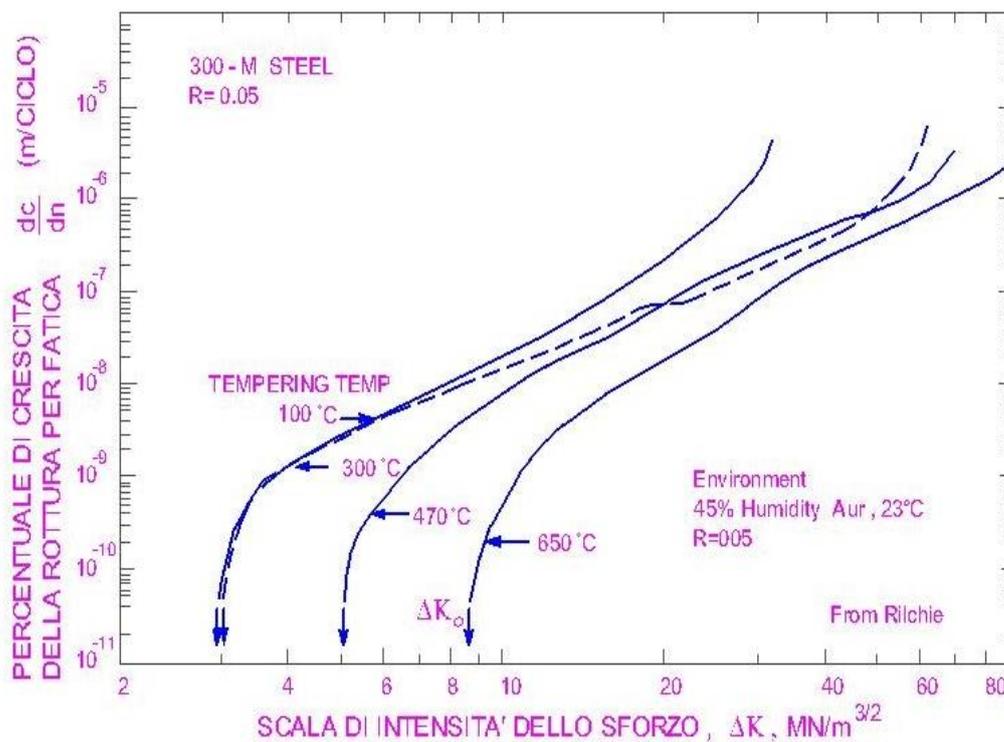


Figura 5.11: crescita della cricca vicino alla soglia nell'acciaio 300-M (un acciaio 4340 Si-modificato) temprato a diverse temperature da 100° a 650° C, che mostra un aumento della tensione di soglia, con diminuzione della forza monotonica.

Crescita della cricca breve - crescita Fase I: L'interesse nella ricerca in materia di crescita della cricca breve è cresciuta enormemente negli ultimi dieci anni e ci sono state molte indagini del comportamento di crescita sia nei metalli commerciali che nei singoli.

Con tecniche delicate di preparazione del campione, studi TEM sono stati condotti su brevi cricche di fase I nei pre-esistenti PSBs nel rame.

Questi studi dimostrano che le cricche possono penetrare a fondo molte volte la spaziatura interparete dei PSBs senza alterare in maniera significativa la loro struttura di dislocazione. Le osservazioni di questo tipo non si limitano ai metalli puri, ma le leghe invecchiate-indurite hanno dimostrato propagarsi in questo modo. Così, una cricca che si propaga nella Fase I condiziona il metallo nel PSB davanti a sé e segue la sua strada.

L'implicazione dei risultati di questo tipo è che i processi di deformazione del PSB, che agisce prima per formare una topografia a incavo-picco contenente l'embrione della cricca, ora può portare alla propagazione della Fase I. Le dislocazioni a vite sono il principale agente per la deformazione di trasporto nei PSBs del rame e sono distribuiti con circa pari probabilità su tutti i piani di scivolamento all'interno del PSB. Un incavo, vale a dire, un embrione di cricca, serve a concentrare lo scivolamento nella tensione lungo un gruppo ristretto di piani di scivolamento alla base dell'incavo.

Cioè, una concentrazione della tensione attrae la dislocazione a vite nei piani sulla punta dell'incavo, le dislocazioni che scivolano in maniera incrociata dai loro piani regolari fino ad incontrare l'incavo. In compressione, l'incavo chiude, la concentrazione della tensione non viene avvertita, e le dislocazioni a vite del PSB tornano alla fine dei loro altri canali più equamente distribuiti sul piano nel PSB. Il ripetersi di tale deformazione causa l'intrusione della cricca, crescita

della fase I; il meccanismo è illustrato schematicamente nella fig. 5.12. Il meccanismo mostrato in fig. 5.12 è stato offerto prima che venisse capito che (e perché) le estrusioni strette si sviluppano dopo che la cricca si è formata, ma questo meccanismo dimostra che la formazione dell'estrusione accompagna il processo di crescita della cricca. Esso rappresenta quindi un meccanismo corrente di formazione dell'estrusione in termini di comportamento della dislocazione. Mughrabi ha offerto suggerimenti utili per spiegare la mancanza di (o ridotta tendenza a) formazione di cricche nella Fase I negli acciai, e forse in altri metalli bcc. Egli cita il lavoro sull' α -ferro, che hanno osservato le strutture cellulari di dislocazione sulle punte di cricche giovani formate in una modalità a 45° , e sottolinea che, in condizioni tipiche di fatica, dove i tassi di deformazione sono abbastanza veloci, i metalli di transizione bcc di solito non si deformano dai PSBs, dal momento si deformano a modalità di deformazione a bassa temperatura. Chiaramente, una capacità di crescita convenzionale di Fase I è legata strettamente alla formazione PSB. Inoltre, il ruolo dell'ambiente, nel limitare la reversibilità dello scivolamento alla punta della cricca con un meccanismo simile a quello mostrato in precedenza avrà importanti effetti sulla cinetica della crescita della cricca.

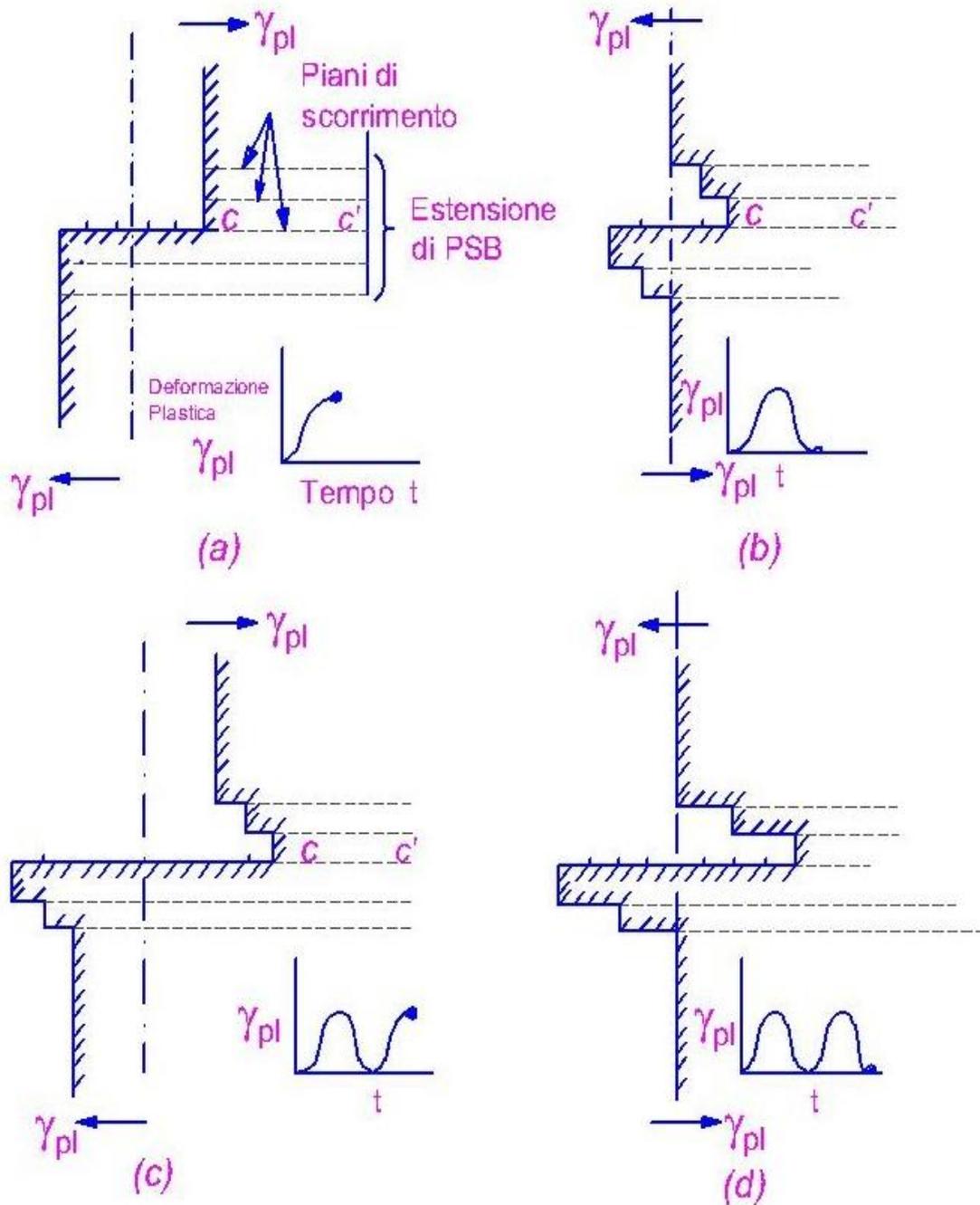


Figura 5.12: rappresentazione schematica della propagazione della Fase I in un PSB per mezzo della deformazione prodotta in una superficie normale al vettore primario di Burgers. Un incavo, omesso per chiarezza da (a), serve per concentrare la deformazione durante la tensione nel o vicino al piano di scivolamento C-C'. durante la compressione, (b) e (d) è più uniformemente distribuito sui piani di scivolamento atomico, indicato con linee tratteggiate. Il grafico inserito del tempo $\gamma_{pl}v$ indica la sequenza di carico corrispondente al comportamento di scivolamento.

A causa del problema ambientale, pochi ricercatori hanno avuto abbastanza coraggio ad avanzare teorie per la crescita di fase I. Naturalmente, nella misura in cui i meccanismi della Fase I e della Fase II sono comuni, qualsiasi teoria per la crescita della Fase II in cui si sottolineano i meccanismi di plasticità per la crescita dovrebbe spesso applicarsi alla Fase I. C'è un supporto sperimentale per un tale meccanismo: indagando sulla crescita in prossimità della soglia dei singoli cristalli di rame orientati variamente e si è osservato ampie variazioni nella cinetica di crescita. Ha inoltre osservato che le superfici di frattura non sono planari su scala macroscopica e che la direzione di propagazione della cricca cambiava frequentemente. Inoltre l'esame SEM, ha dimostrato che la cricca propagava lungo almeno due piani. Questi effetti, in combinazione con cambiamenti gradualmente nella cinetica di crescita (spesso osservati come "dispersioni") sono le caratteristiche di un meccanismo di conoscenza. L'interazione di cricche della Fase I con sistemi a scivolamento multiplo è ancora un problema irrisolto nell'affaticamento, anche per i metalli a scivolamento ondulato. Le morfologie di fase I per le superfici di frattura sfaccettate per singoli cristalli della lega Cu-16% su Al sono stati riportati. Anche in questo metallo a scivolamento planare, ci sono interessanti effetti di multi-scivolamento sulla morfologia della superficie di frattura.

I fenomeni di crescita della Fase I nei singoli cristalli di rame sono ora meglio compresi attraverso l'applicazione della tecnica ad angolo appuntito o la sua equivalente, con sezionamento di precisione attraverso cristalli contenenti cricche di Fase I. La tecnica ad angolo appuntito ha l'unico vantaggio di consentire alla popolazione di cricche di Fase I, o uno qualsiasi di esse, di essere studiate durante l'intera durata di fatica, considerando che il sezionamento di precisione sacrifica il cristallo, e il comportamento di crescita può quindi essere trattato solo statisticamente. Il comportamento di crescita va come segue: le cricche si aprono abbastanza presto, e una notevole popolazione di esse è stabilita da 10.000 cicli, ma sono ancora piccole in questa fase. Altri studiosi hanno documentato le distribuzioni delle dimensioni di piccole cricche in singoli cristalli di rame affaticati e hanno trattato gli aspetti statistici della loro crescita competitiva. I risultati tipici di un test ad ampiezza di deformazione costante, per ampiezze comprese dal piano della curva ciclica tensione-deformazione, sono mostrati in fig. 5.13. Entrambe i tassi di lunghezza e crescita della cricca sono mostrati in funzione del numero di cicli di applicati. Ci si può aspettare che la cinetica della crescita di queste cricche vari a seconda della storia del campione - per esempio, dalla rampa di carico all'inizio del modo Neumann.

Tuttavia, per il metodo di prova ad ampiezza costante utilizzato e per i risultati riportati qui, il tasso medio di crescita di gran parte della durata della Fase I non è molto diverso per i cristalli ciclanti a diverse ampiezze (fig. 5.13a). Tale comportamento riflette la deformazione media localizzata dei PSBs. Tuttavia, il massimo tasso di crescita per ogni campione, che rispecchia il livello più alto della deformazione locale (Fig. 5.13b, c), aumenta come la deformazione aumenta. Si noti che i tassi diminuiscono leggermente, come il ciclo avanza. Non è chiaro il motivo per cui tale problema si verifica ma la spiegazione ora più probabile è che la popolazione di PSB non è in realtà costante durante la vita e ciò porta una buona frazione di vita a diventare stabile. In seguito i PSB che arrivano agiscono per privare i vecchi PSB (che contengono le cricche) di alcune delle deformazioni localizzate che essi avevano nelle prime fasi di vita. Questa privazione opera in senso complessivo, non per le interazioni con le prossimità più vicine.

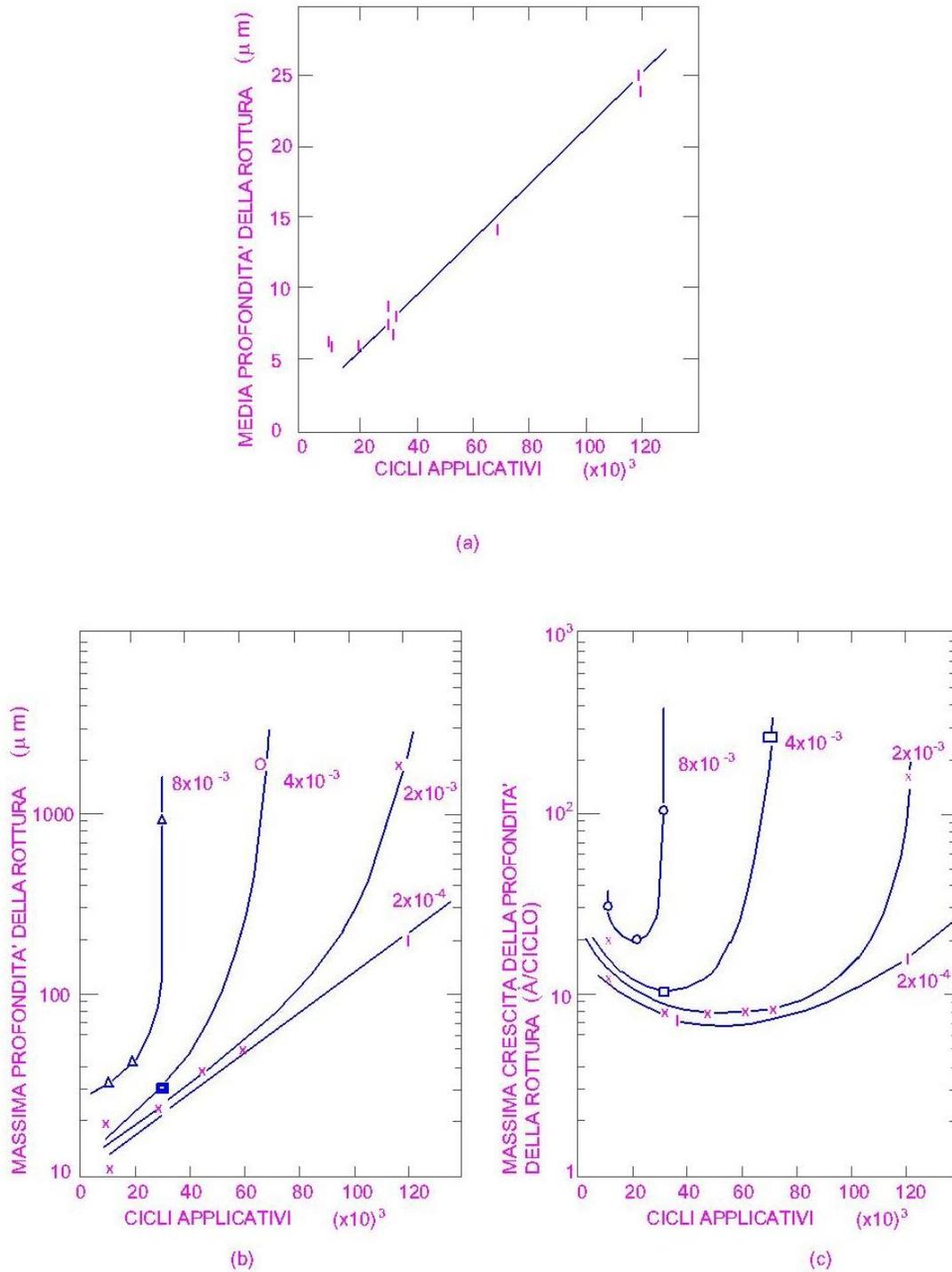


Figura 5.13: comportamento di crescita di cricche di Fase I (nei PSB) nei singoli cristalli di rame ciclato ad ampiezza di deformazione costante all'interno del piano: (a) correlazione tra profondità media della cricca e i cicli per i cristalli mostrati in (b). (b) correlazione tra la profondità della cricca massima e i cicli applicati per cristalli ciclato ad ampiezze di deformazioni di taglio plastiche indicate. (c) correlazione tra i tassi di crescita della cricca massima e i cicli applicati per alcuni campioni come mostrato in (b).

Dopo che la lenta crescita della cricca di fase I si è verificata, con un tasso medio di circa 0,1 nm/ciclo, l'accelerazione della cricca ha luogo, di ampiezza tanto più alta quanto precoce, dando luogo a vite più brevi ad ampiezze più alte. Secondo l'LEFM regolare tale accelerazione sarebbe sorprendente perché, sotto controllo di deformazione, l'intensità di tensione non varia con la lunghezza della cricca. Il motivo dell'accelerazione è collegato con la deformazione localizzata del PSBs e a come interagisce con le cricche che crescono. Viene fuori che non vi è scarso effetto di crescita della cricca sul comportamento della deformazione locale fino a quando le cricche diventano così numerose che le loro ombre di tensione cadono su ogni altra. Vi è una spaziatura critica di circa 10 μm entro la quale l'effetto diventa forte. Poiché la frazione di volume del PSB aumenta con l'ampiezza di tensione applicata, anche la popolazione della cricca aumenta proporzionalmente. Pertanto, maggiore è l'ampiezza della deformazione, prima le cricche cominciano a competere le une con le altre per la deformazione localizzata, e più rapidamente il difetto consegue. Naturalmente le cricche più lunghe sopravvivono a questo processo e rubano a quelle meno vicine, la deformazione che precedentemente esercitavano.

La prova di tale comportamento è mostrata in fig. 5.14 in forma di osservazioni sia ad angolo appuntito(a) sia di comportamento di scivolamento PSB su quella superficie del campione per cui il vettore primario di Burgers è orientato più perpendicolarmente(b). La figura 4.14a mostra una serie di cricche di fase I e le più lunghe hanno rubato la deformazione a quelle più piccole. In questo esperimento, una sezione ad angolo appuntito è stata preparata per l'osservazione e il cristallo è stato poi restituito alla macchina per ulteriori cicli. La riattivazione dei PSBs producevano marcature di scivolamento una volta di nuovo sulla faccia levigata dell'"angolo appuntito". Nota come le marcature di scivolamento collegate con il PSB della cricca minore si sono fermate vicino alla cricca, velocizzando la sua crescita.

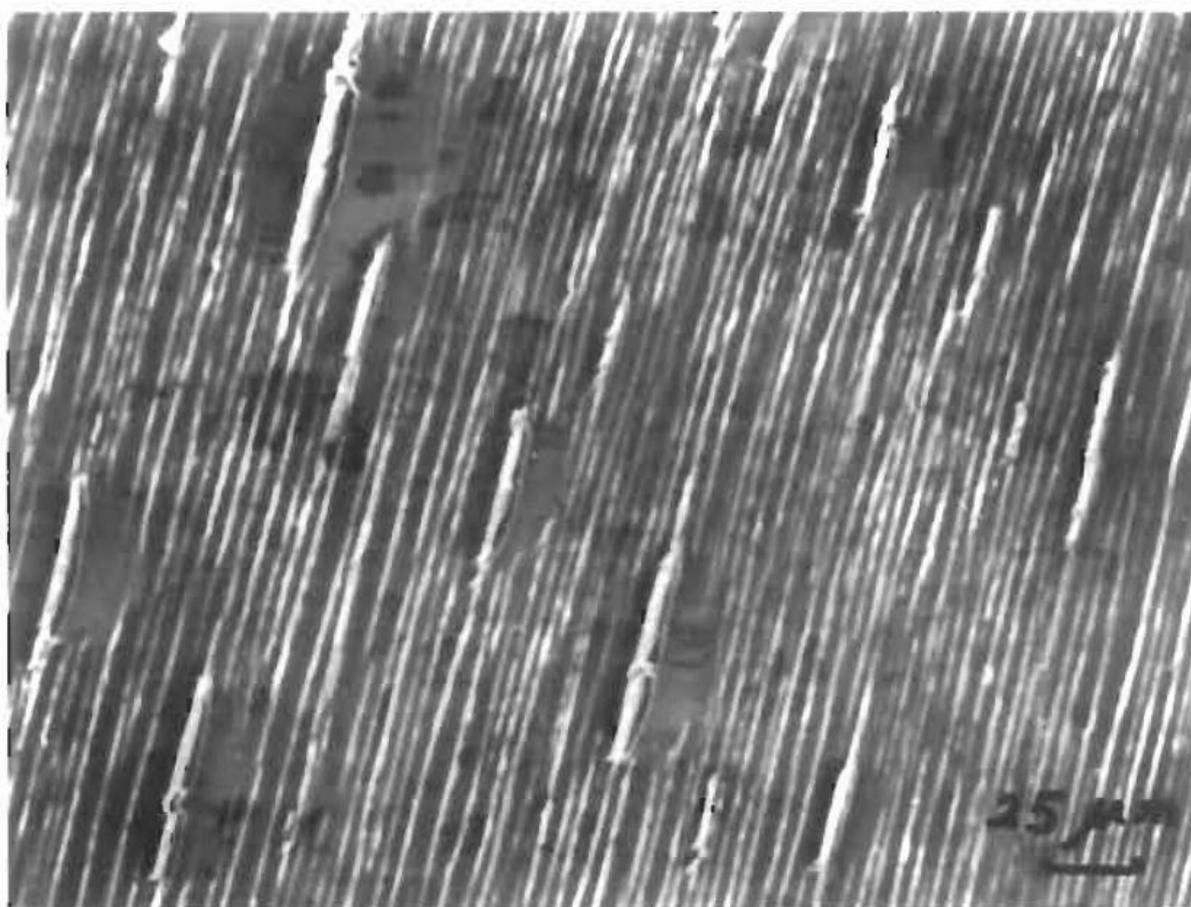
Le cricche sono ormai abbastanza vicine affinché la fase di accelerazione inizi. La figura 5.14b dà una visione diversa della privazione della deformazione localizzata. Qui la faccia superiore è stata levigata (poco), ma senza eliminare le cricche. Riavviando il test, ombre ellittiche libere da marcature di scorrimento sono distribuite intorno alla cricca maggiore dei membri della popolazione, con l'indicazione dell'entità del volume ombreggiata. In media, le cricche più grandi crescono a poche centinaia di μm in profondità prima che il processo di accelerazione riprenda e si sviluppi rapidamente un completo difetto. Come la cricca di fase I si propaga, le condizioni di multi-scivolamento sviluppano nel resto della sezione incrociata, e la cricca ritorna normale all'asse della tensione di trazione.

Naturalmente, se una cricca di fase I si sta propagando sotto LEFM, il che significa che i PSBs alla punta della cricca sono di piccole dimensioni in relazione alla dimensione della cricca quindi le modalità di cinetica saranno diverse da quelle sopra descritte, che si applicano ai singoli cristalli.

Crescita della cricca lunga – Fase II: Quanto profonda una cricca di fase I cresca in un campione liscio dipende dalla tensione applicata. Nell' fatica a bassa tensione, una cricca di fase I può penetrare in profondità di diversi diametri di grano prima che l'aumento dell'intensità della tensione con la lunghezza della cricca promuova lo scivolamento su sistemi piuttosto che su quello primario in qualsiasi grano.



(a)



(b)

Figura 5.14: competizione per deformazione plastica tra le cricche che crescono nella fase I in un singolo cristallo di rame e gli adiacenti PSB: (a) tecnica ad angolo appuntito. La cricca A alla fine

cade all'interno della regione di rilassamento della tensione causata dalla cricca B e smette di crescere. Il PSB immediatamente prossimo alla sua punta diventa inattivo. (b) ombre di tensione che causano l'inattività del PSB attorno cricche più significative di fase I. Cristallo originariamente ciclato a 2×10^{-3} e poi a 8×10^{-3} , poi levigato e alla fine ciclato a 24 MPa per 341 K cicli.

Una struttura cellulare di dislocazione si forma normalmente alla punta della cricca, in tali condizioni, come frequentemente osservato, e la struttura del PSB si indebolisce. Dal momento che lo scivolamento non si limita più ai piani a 45° dall'asse di deformazione, la cricca inizia a propagarsi perpendicolarmente all'asse della tensione, ed è la crescita di fase II, come da definizione. In alto fatica di deformazione l'intensità di tensione è tanto grande, ad un nucleo della cricca, che la cricca si propagerà quasi immediatamente dal processo di fase II. Il passaggio dalla fase I alla II è stato preoccupante per molti anni. Alcuni studiosi hanno esplorato questa transizione nei singoli cristalli di rame, sia teoricamente che sperimentalmente. Hanno preso come criterio per il passaggio la situazione in cui la zona plastica alla punta della cricca nel PSB (la cricca è cresciuta molto a lungo e quindi ora non interferisce con la regolare struttura PSB) solleva la tensione di taglio sul secondo piano maggiormente sotto tensione, non primario, a quello del piano nella curva tensione-deformazione ciclica. Hanno scelto la tensione di piano, perché non avevano informazioni relative all'indurimento latente nell'fatica. L'indurimento latente è stato poi studiato in modo efficientemente dettagliato, per dimostrare che il modello ha bisogno solo di lievi modifiche per l'effettiva tensione di dilatazione sui piani di scivolamento che intersecano quello primario. Quando il criterio di transizione è soddisfatto, una banda di scivolamento si può sviluppare dalla punta della cricca a un grande angolo rispetto al piano di scivolamento primario, e il duplice scivolamento alla punta della cricca cambia il piano della cricca da 45° all'asse della tensione ad uno approssimativamente perpendicolare ad essa.

Come accennato in precedenza, le superfici di frattura della fase II vengono riconosciute con l'osservazione di striature di fatica su esse a condizione che il loro tasso di propagazione sia grande abbastanza perché le striature siano dissolte. Le striature si verificano in due tipi morfologici, striature "duttili", di gran lunga le più comuni, e striature "fragili" che si verificano nei metalli fortemente induriti, o metalli che tendono a meccanismi di rottura fragile. Le striature tipiche della varietà duttile sono mostrate in fig. 5.15. Queste striature sono state prodotte in condizioni di carico variabile e pertanto variano in larghezza. Osservazioni di questo tipo sono state prima utilizzate per dimostrare che ogni striatura è stata associata con un ciclo di carico. La morfologia della striatura può variare notevolmente in qualsiasi materiale e, in alcuni materiali si presenta una morfologia distorta da renderli irriconoscibili.

Le variazioni nella morfologia della striatura e la loro dipendenza dai dettagli dei processi di scivolamento sono state ripetutamente discusse. È stato anche a lungo andare capito che il ciclo sotto vuoto a bassa o media intensità di tensione elimina la comparsa delle striature, mentre abbassa il tasso di propagazione della cricca di un ordine di grandezza o di più. La saldatura alla punta della cricca durante picchi di compressione del ciclo e / o di una mancanza di influenza dell'ambiente sulla localizzazione dello scivolamento alla punta della cricca può fornire la spiegazione di tale comportamento.

La striatura regolare duttile ha un profilo costituito di una regione più o meno piatta (in realtà curvata quando la spaziatura della striatura è di dimensioni ridotte), delimitata da una fossa (fig. 5.15). Sia la morfologia della striatura che la sua connessione uno-a-uno con ogni ciclo di carico sono stati indizi importanti per spiegare il meccanismo della crescita di Fase II. Inoltre, la fossa è formata sul lato della striatura in direzione della propagazione della cricca. Sezionando le cricche nei campioni scaricati da diverse parti del ciclo di deformazione.

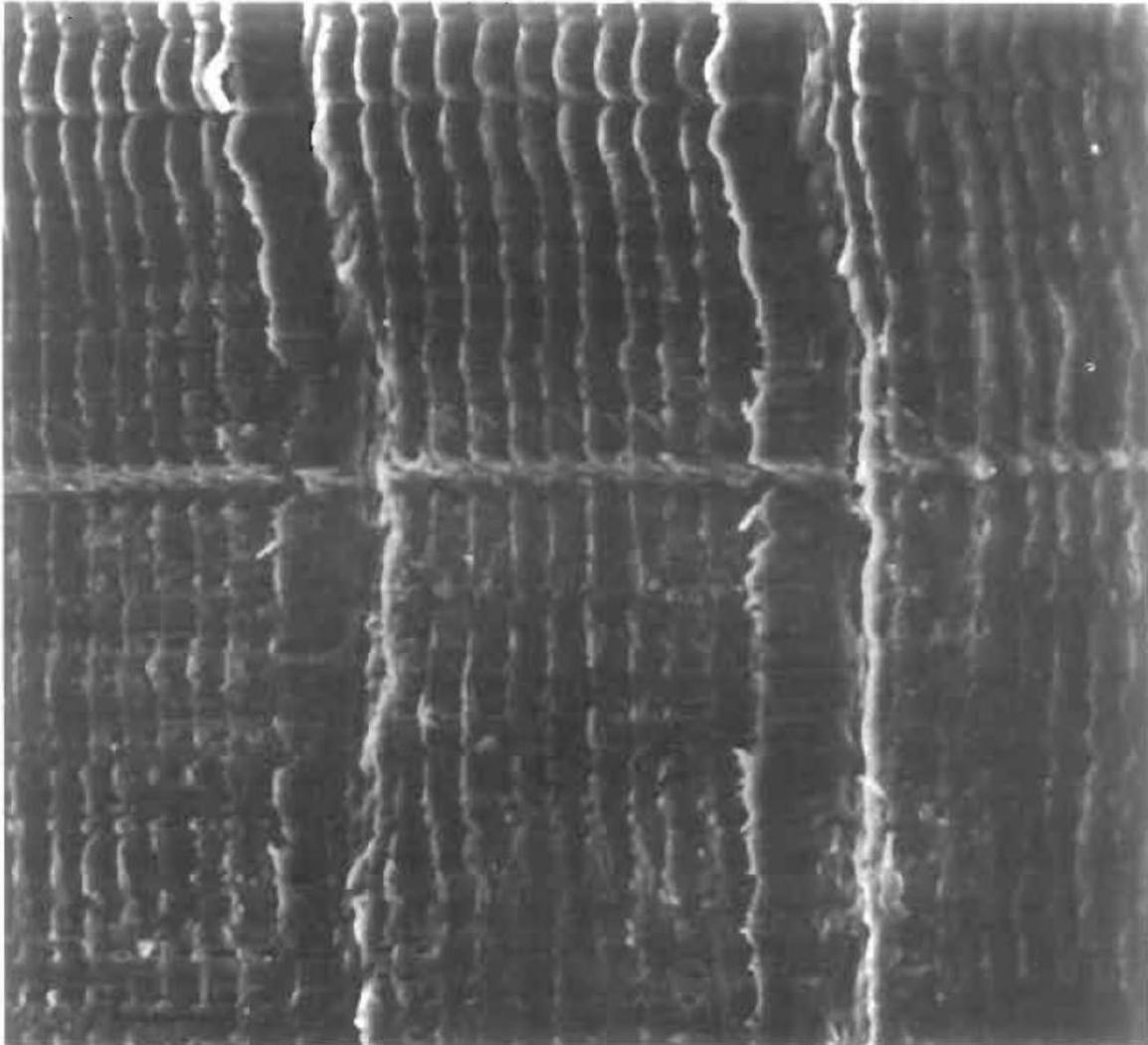


Figura 5.15: tipiche striature duttili di fatica. Si noti che ogni striatura, indicata da una freccia a doppia punta, consiste di una regione piatta e di una fossa. Queste striature vengono prodotte da una sequenza di carico tira-e-molla di 10 cicli a ± 0.0025 e un ciclo a ± 0.005 di deformazione plastica. Direzione di avanzamento della cricca da sinistra a destra.

Questa prova è stata raffinata e ha portato al modello per la crescita della cricca mostrato in fig. 5.16, definito "il processo di smussamento plastico". Sebbene questo modello è stato proposto qualche tempo fa, è una rappresentazione accurata del meccanismo di crescita della cricca di fatica duttile, come segue:

Inizialmente la punta di cricca scaricata è mostrata in fig. 5.16a. Come viene applicato il carico di trazione, lo scivolamento è concentrato nelle bande appuntite al doppio incavo della punta. A seconda della morfologia dettagliata della striatura, la punta della cricca può essere anche un singolo punto. Con deformazione di trazione continua, la cricca avanza di una distanza proporzionale allo scorrimento. Questo modello è stato supportato direttamente in loco da osservazioni in cristalli singoli. Invertendo la direzione di carico, lo scivolamento nelle zone viene invertito, le facce delle cricche si chiudono, e la superficie della nuova cricca appena creata viene piegata da un rigonfiamento di materiale presso la punta della cricca, che produce il doppio incavo (ad esempio, una fossa su ogni faccia di frattura) e unità di avanzamento della cricca sono mostrate in fig. 5.16. A seconda della planarità e della grossolanità di scivolamento, i dettagli di questo

processo possono variare considerevolmente. Ad esempio, è spesso osservato che una fossa su una faccia della frattura corrisponde ad una cresta sulle altre. La somiglianza base tra i meccanismi di crescita della fase I e della fase II sarà rilevata, nel senso che entrambe coinvolgono l'avanzamento della cricca da un processo di "scorrimento". Diversi autori hanno pubblicato rappresentazioni alternative del processo di smussamento plastico. Essi comportano l'essenziale processo di "scorrimento" del meccanismo di smussamento plastico. Le differenze possono essere percepite perché scivolamento alternato su specifici piani di scivolamento che si intersecano è stato proposto. In particolare, gli orientamenti di alta simmetria del cristallo rispetto all'asse della tensione, la cristallografia dettagliata dello scivolamento possono influenzare la morfologia della striatura. Le osservazioni dirette utilizzando il SEM per esaminare il comportamento di deformazione alla punta della cricca sono particolarmente degne di riferimento. Ci sono stati progressi che sono stati utili nel descrivere come la crescita di cricche avanzate a scissione parziale o corrosione incidono sugli aspetti puramente plastici della crescita di fase II. È stato sottolineato all'inizio del lavoro, che il rapporto tra la crescita della cricca per ciclo e l'apertura della punta della cricca plastica dovrebbe essere una costante. Studi successivi hanno verificato questo, e hanno anche dimostrato come questo rapporto dipenda sia dall'angolo tra le due bande di scivolamento provenienti dalla punta della cricca che dalla grossolanità dello scivolamento. Inoltre, variando sia la temperatura che la velocità di apertura della punta della cricca, hanno trovato una transizione dalla rottura duttile a quella fragile, con i relativi cambiamenti segnati nella morfologia della striatura. Questo comportamento ovviamente si applica solo al materiale in cui il difetto fragile è facilmente accessibile (ad esempio, metalli bcc). Le prove sperimentali sembrano essere le più convincenti per la formazione delle striature fragili, piuttosto che di quelle duttili, da parte di un meccanismo di scissione nei metalli soggetti a questi tipo di difetto.

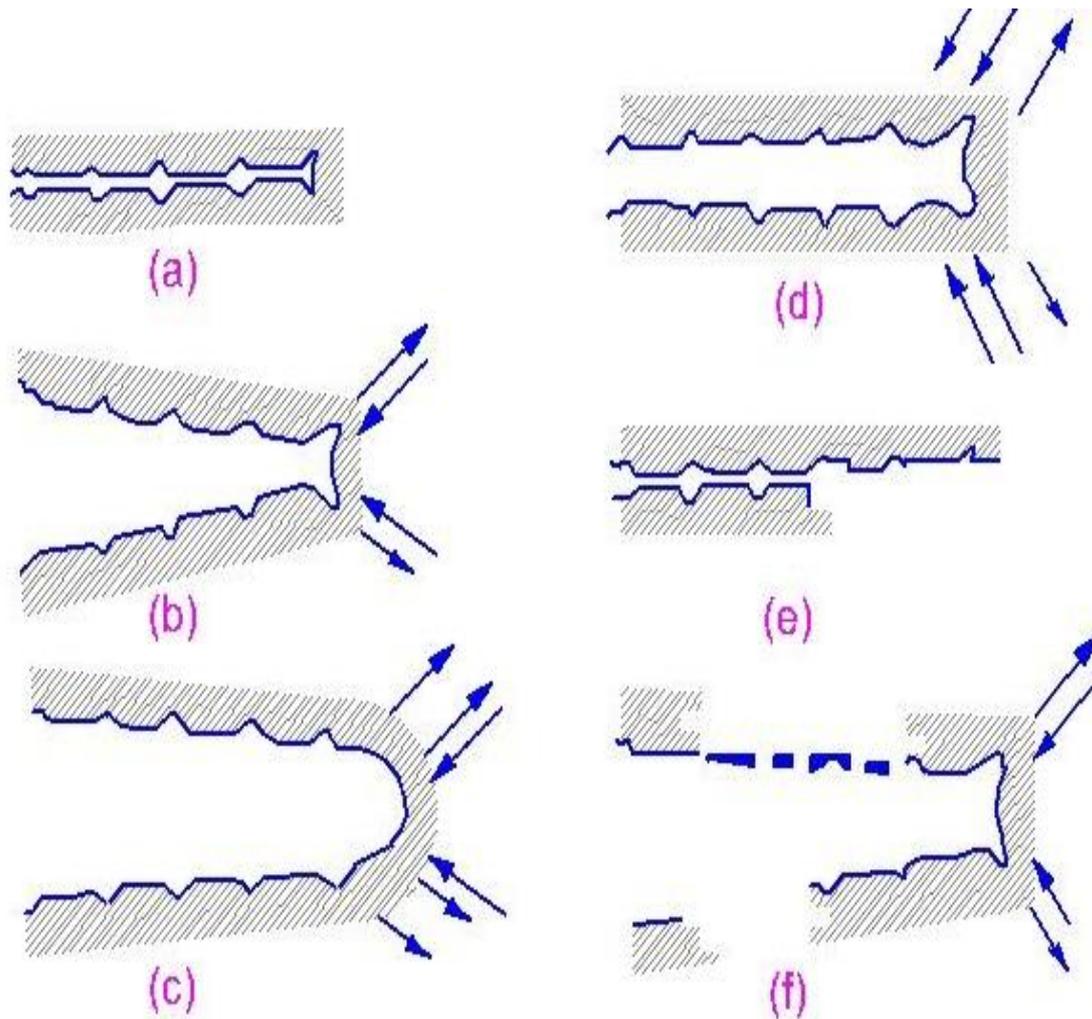


Figura 5.16: rappresentazione schematica del processo di smussamento plastico di propagazione della cricca di fatica nella fase II (a) carico pari a zero, (b) carico di trazione piccolo; (c) carico di trazione massimo del ciclo; (d) la chiusura, (e) carico di compressione massimo il ciclo (f), carico di trazione piccolo nel ciclo successivo. La doppia freccia in (c) e (d), significa che l'ampliamento delle bande di scivolamento alle cricche in queste fasi del processo.

Tipiche striature fragili sono mostrate in fig. 5.17. Gli esperimenti effettuati hanno portato alla seguente figura per l'inizio della scissione ad una cricca atomicamente appuntita: la tensione locale aumenta ad un tasso così elevato che la cricca non può essere smussata da una planata di dislocazione termicamente attiva. Questo porta alla scissione. Se d'altra parte, la tensione locale aumenta ad un tasso abbastanza basso, la cricca si scinde e rimane duttile. Si riporta che il rapporto tra l'avanzamento della cricca per ciclo e l'apertura della punta della cricca è sicuramente più elevato per una rottura quasi fragile (fino a un fattore di 5).

Le cricche quasi-fragili mostrano un piccolo angolo di punta della cricca, però, e questo indica che della plasticità accompagna la crescita della cricca. Resta estremamente difficile sviluppare teorie sulla crescita della cricca per tali complicati meccanismi.

Un obiettivo di una teoria di propagazione della cricca è di descrivere in modo accurato la cinetica di propagazione della cricca e ci sono stati molti studi teorici risultanti da equazioni nella forma

della relazione di Paris. In sostanza, ci sono due classi di problema da gestire: 1) il tasso di propagazione della cricca è proporzionale al quadrato dell'intervallo di intensità della tensione, che corrisponde alla crescita duttile di fase II, e 2) il tasso è proporzionale all'intervallo di intensità di potenza superiore a due, dei quali quattro è un valore popolare, ma valori ancora più alti sono stati osservati quando i meccanismi di difetto statico accompagnano meccanismi di crescita duttile.

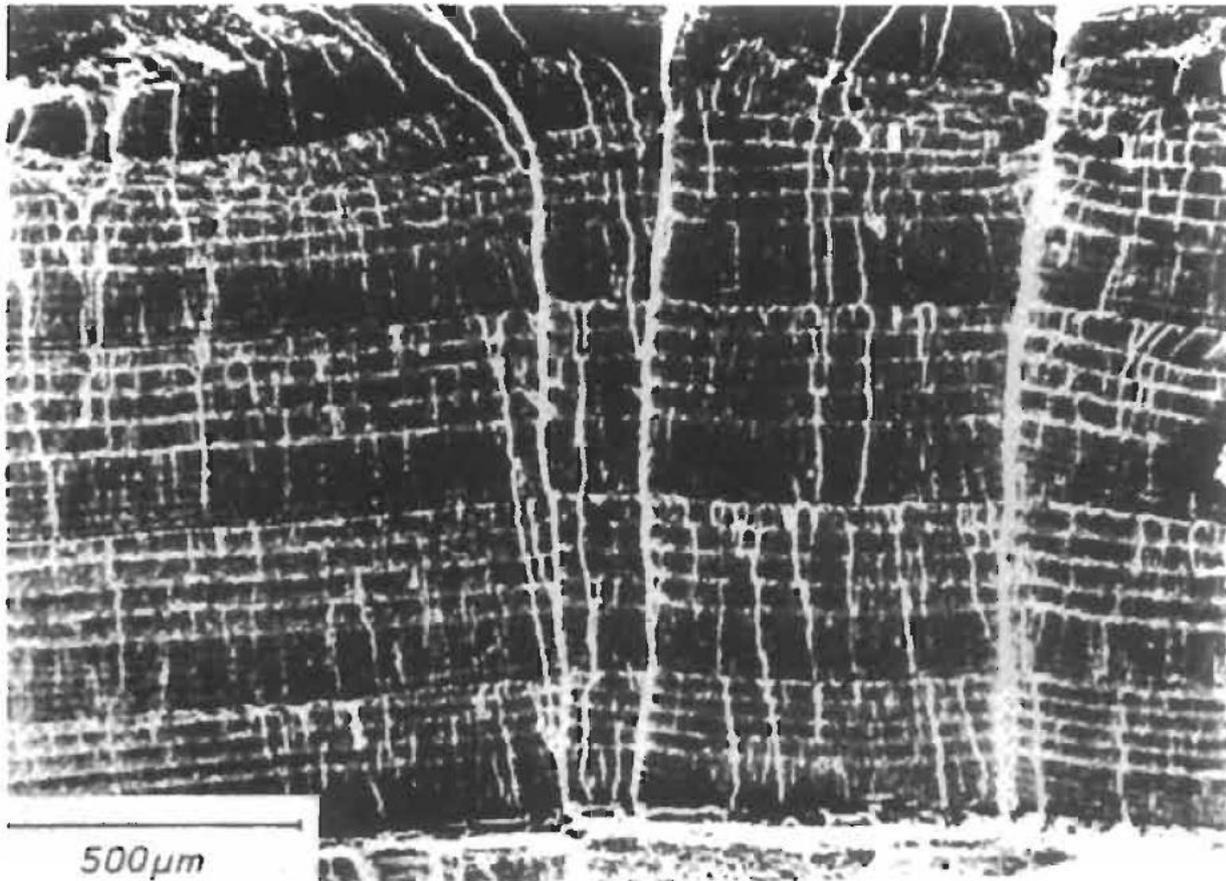


Figura 5.17: striature superficiali di fratture, di tipo fragile, ottenute da una propagazione della cricca quasi-fragile, con un carico programmato ad alta velocità di apertura della punta della cricca. Il programma consiste di cinque cicli a grande ampiezza di deformazione e dopo cinque cicli ad un'ampiezza di un terzo del valore precedente.

La legge quadratica deriva dal presupposto che la crescita della cricca per ciclo è proporzionale allo spostamento di apertura della cricca. Il problema è stato gestito anche da metodi ad elemento finito, e l'approccio continua ad essere applicato fino ad oggi.

Ottenere le relazioni Paris con una potenza superiore a due è un problema estremamente difficile. Molti studiosi assumono un approccio di esaurimento della duttilità per un legamento alla punta della cricca. Anche se un tale approccio può produrre risposte corrette per teorie sufficientemente ingegnose, è improbabile che possa essere molto vicino alla realtà. Altri studiosi si interrogano sul meccanismo, e ricavano relazioni basate sul concetto che il lavoro plastico deve essere fornito per far progredire la cricca .

I progressi ottenuti nella comprensione del comportamento dell' fatica negli ultimi dieci anni sono stato notevoli e nuove opportunità sono disponibili per nuove tecniche, come ad esempio il microscopio a forza atomica e il microscopio a tunnel a scansione per risolvere il difficile problema dell'apertura della cricca. Metodi dinamici non lineari e simulazioni numeriche offrono anche interessanti opportunità.

La propagazione della cricca per valori elevati di ΔK : In generale, la relazione 4.20 deve ritenersi valida solo in un intervallo intermedio di ΔK ; infatti, se si considera un intervallo sufficientemente ampio di ΔK (4 o 5 ordini di grandezza della velocità di avanzamento della cricca), l'andamento di da/dN assume la forma rappresentata nella Figura 5.18.

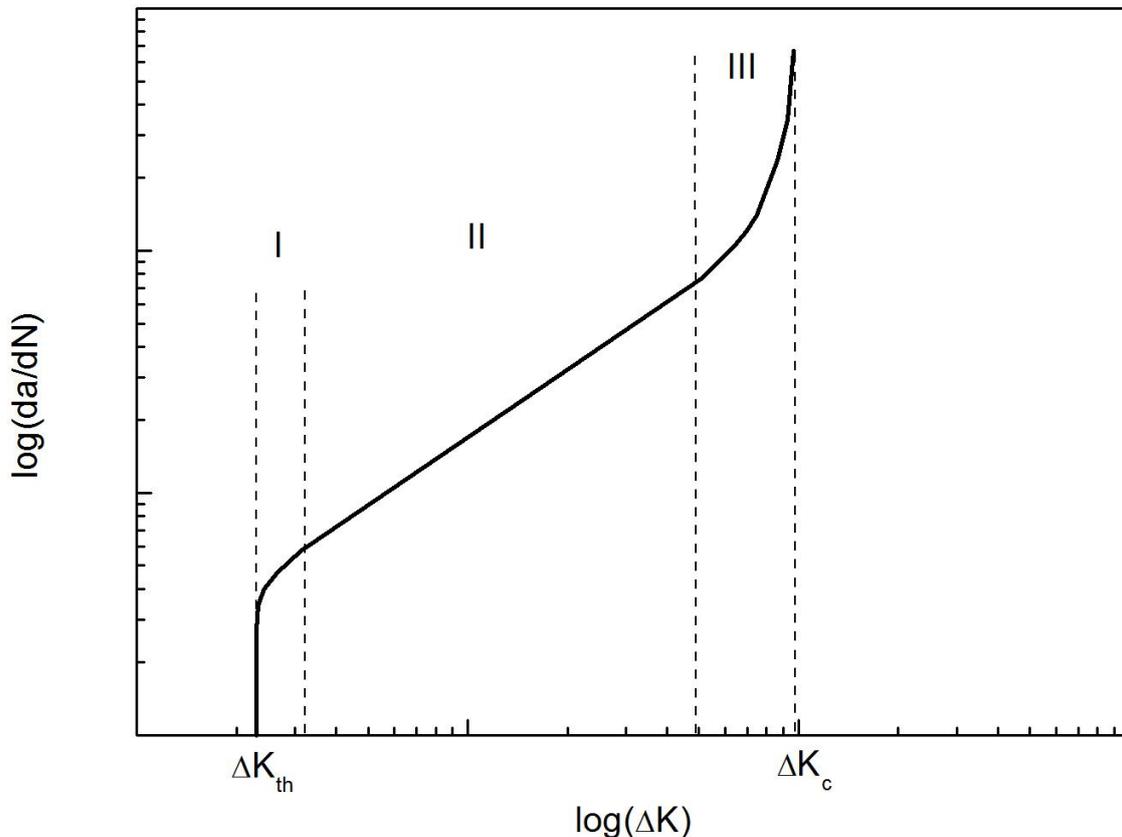


Figura 5.18: tipica curva da/dN - ΔK .

Anche se nel regime di ΔK elevato si deve tener conto dei fattori correttivi dovuti alla plasticizzazione all'apice della cricca, è pur vero che all'aumentare di ΔK il valore di K_{max} si avvicina a quello di K_C , e quindi a quello che porta alla frattura catastrofica. Questo effetto tende inoltre a diventare più rilevante all'aumentare della sollecitazione media, o anche del rapporto fra sollecitazione massima e sollecitazione minima.

Definendo $R=K_{min}/K_{max}$, si può scrivere, ad esempio,

$$\frac{da}{dN} = \frac{C\Delta K^n}{(1-R)K_C - \Delta K} \quad (5.6)$$

Ne deriva che aumentano R o diminuendo K_C , la velocità di avanzamento della cricca aumenta, per un dato valore di ΔK . La precedente, naturalmente, non è che una delle varie relazioni proposte per tener conto di questi effetti.

La propagazione della cricca per valori bassi di ΔK : All'altra estremità dello spettro di valori di ΔK , si osserva di nuovo una deviazione dalla linearità dell'andamento di $\log(da/dN)$ in funzione di ΔK . In particolare si può definire un valore di soglia ΔK_{th} al di sotto del quale praticamente non si ha propagazione della cricca.

Questo naturalmente rappresenta il valore di assoluta sicurezza, ma spesso non è applicabile in quanto troppo piccolo rispetto alla tenacità espressa come K_C . Ciò comporterebbe l'utilizzo di

materiali virtualmente esenti da difetti, o sollecitazioni di esercizio estremamente basse (comportando, ad esempio nel caso di una struttura di un aereo, pesi del tutto inaccettabili).

La tabella mostra un esempio della variazione di ΔK_{th} per vari materiali; si osserva ancora una volta l'importanza del valore di R. Sia in questo regime, come in quello degli alti ΔK , la dipendenza da R può essere spiegata tenendo conto che durante una parte del ciclo, anche nei casi in cui $R > 0$, la cricca viene a chiudersi parzialmente (si tratta di effetti dovuti alla propagazione della cricca e a spostamenti residui di carattere tensile). Ne deriva che un vero e proprio danneggiamento si verifica soltanto durante quella parte del ciclo che opera con la cricca aperta.

materiale	R	ΔK_{th} [MPa m ^{0.5}]
acciaio da bonifica	0.25	6.1
	0.9	3.3
Ti-6Al-4V	0.15	6.6
	0.33	4.4
acciaio austenitico 18/8	0	6.1
	0.33	5.9
	0.62	4.6
	0.74	4.1
Rame	0	2.5
	0.33	1.8
	0.56	1.5
	0.80	1.3
ottone 60/40	0	3.5
	0.33	3.1
	0.51	2.6
	0.72	2.6
Nichel	0	7.9
	0.33	6.5
	0.57	5.2
	0.71	3.6
2024-T3	0.8	1.7
2218-T8	0.1	3
	0.5	1.7
A356	0.1	6.1
	0.8	2.4

Un aspetto interessante è l'analogia fra il limite di fatica, introdotto nella trattazione tradizionale della fatica, e ΔK_{th} ; si consideri il caso della propagazione di una piccola cricca passante in un pannello di grandi dimensioni, per il quale $\Delta K = \Delta \sigma \pi a$. Quando $\Delta K = \Delta K_{th}$, il valore di $\Delta \sigma_{th}$ varierà con l'inverso di a ; in base a tale considerazione, se a tende a zero, $\Delta \sigma_{th}$ assumerà valori estremamente grandi, molto più grandi del valore sperimentale della resistenza a fatica ricavato da campioni senza intagli. In realtà la sperimentazione ha dimostrato che per valori della lunghezza della cricca a molto piccoli, $\Delta \sigma_{th}$ tende asintoticamente al limite di fatica $\Delta \sigma_f$. Un tale comportamento può essere descritto da una relazione come la

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi(a - a_0)} \tag{5.7}$$

nella quale a_0 è una “lunghezza intrinseca della cricca”; se a tende a zero, sarà:

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{\pi \Delta \sigma_l^2} \quad (5.8)$$

nella quale ΔK_{th} è ricavato da prove con componenti precriccati ($a \gg a_0$) e $\Delta \sigma_l$ è il limite di fatica ricavato da componenti non criccati.

E' interessante notare che i ricercatori che hanno introdotto a_0 non gli hanno attribuito nessun particolare significato fisico. Altri ricercatori hanno invece correlato a_0 alla dimensione del grano e al particolare meccanismo di chiusura dell'apice della cricca.

Influenza delle variazioni del carico: Tutte le considerazioni fin qui fatte si riferiscono a prove condotte sotto carichi sinusoidali, senza che avvenissero fluttuazioni del carico stesso. Una semplice alterazione di un ciclo sinusoidale consiste nel sovrapporre al ciclo in questione un singolo picco di sovraccarico in trazione

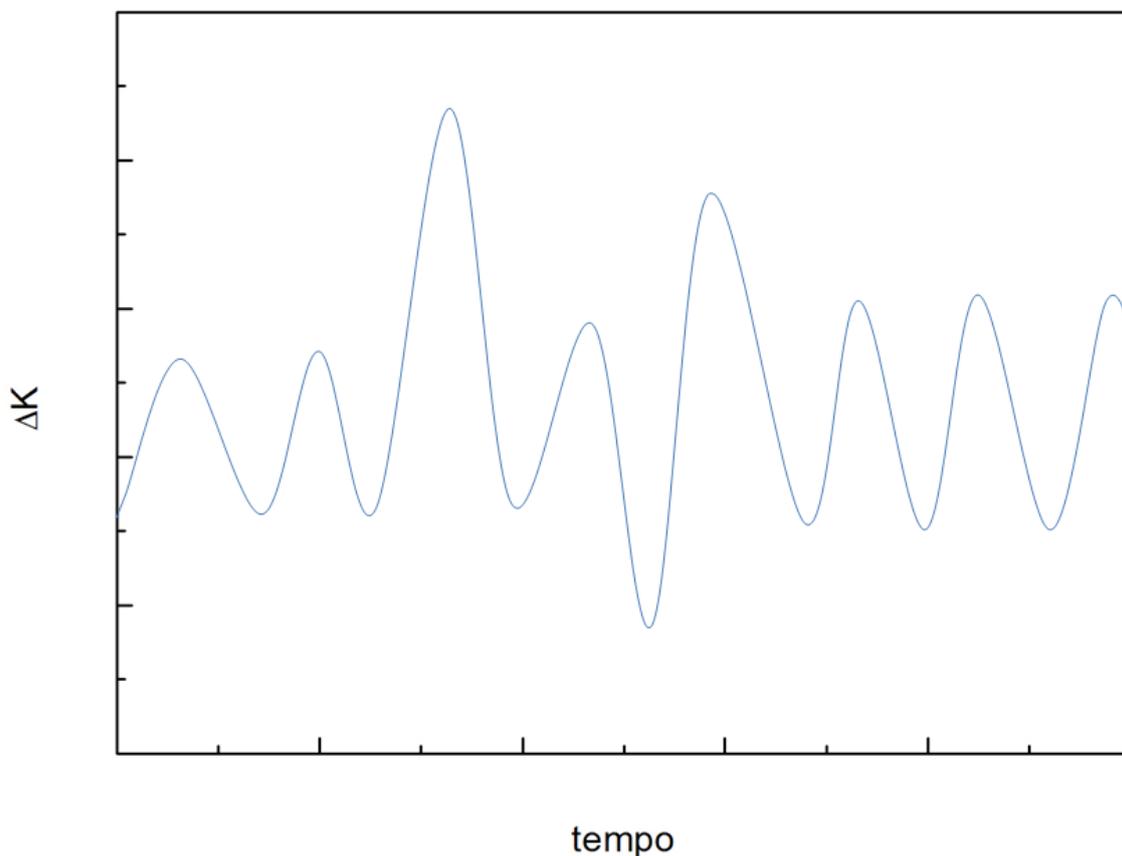


Figura 5.19: variazione di ΔK nel tempo in maniera casuale.

In maniera piuttosto sorprendente, è stato dimostrato che in presenza di picchi di sovraccarico di questo tipo si ha un ritardo della propagazione della cricca che è tanto più rilevante quanto più elevati sono il numero e l'ampiezza dei picchi stessi

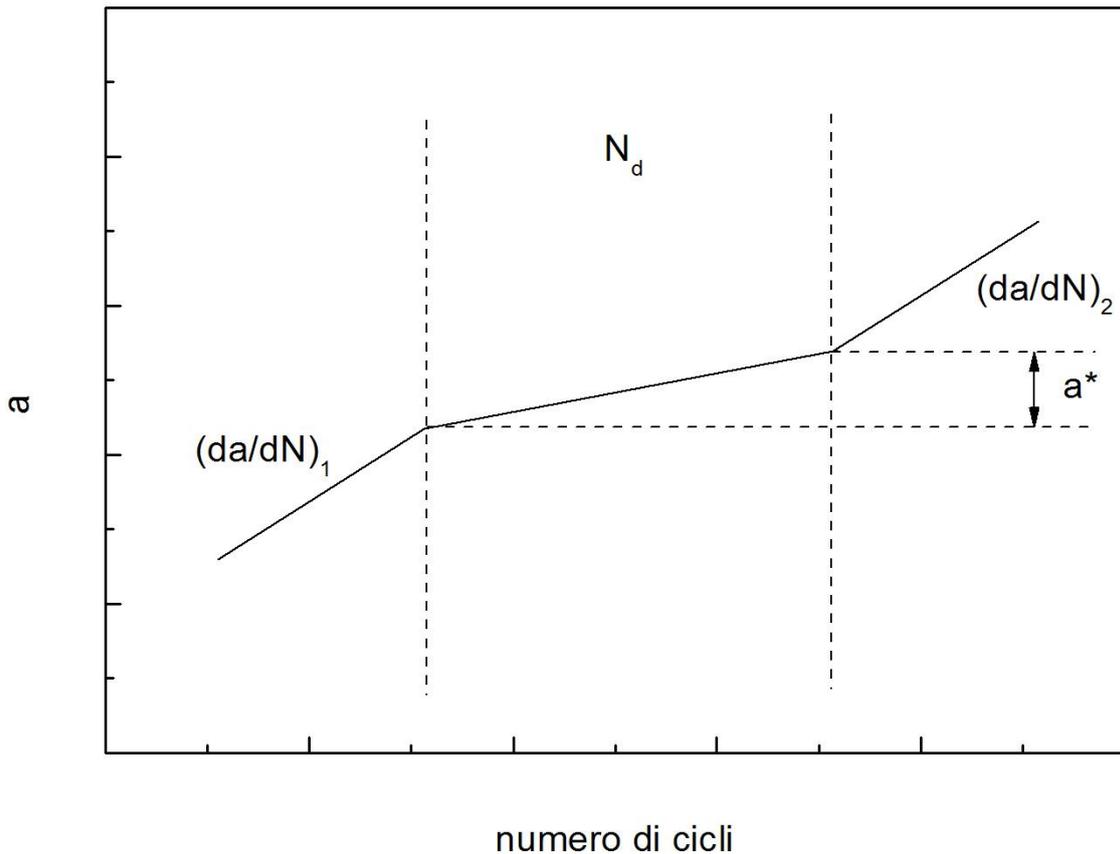


Figura 5.20: effetto del sovraccarico sulla velocità di propagazione.

Per un dato valore di ΔK si ha una velocità di avanzamento della cricca costante, e pari alla pendenza p_1 ; applicando un picco di sovraccarico, la velocità di avanzamento della cricca diminuisce per un numero di cicli N_d (corrispondenti ad un avanzamento pari ad a^* rispetto al punto in cui il sovraccarico è stato applicato), per poi tornare ad aumentare fino al valore iniziale che aveva prima dell'applicazione del sovraccarico.

La distanza a^* in realtà corrisponde all'ampiezza della zona plasticizzata all'atto dell'applicazione del sovraccarico. Una volta che la cricca si sia propagata fino a superare la zona plasticizzata, si torna ad una velocità di avanzamento uguale a quella iniziale.

Fenomenologia di nucleazione e propagazione

La formazione delle cricche di fatica è ancora argomento non del tutto compreso; si ritiene che alcuni grani posti sulla superficie del pezzo possano essere in condizioni più sfavorevoli di altri, a causa della particolare orientazione del loro reticolo cristallino, sicché diventano sede di numerosi movimenti di dislocazioni che portano allo slittamento di interi piani cristallini rispetto ai piani vicini. Questi movimenti provocano delle irregolarità superficiali con formazione di sporgenze e rientranze, nelle quali ultime si origina la cricca per effetto d'intaglio. Comunque, la durata della fase iniziale, detta di *nucleazione* non può essere prevista e da questo nasce la forte dispersione delle durate delle prove a fatica; invece la fase seguente, detta di *propagazione*, è del tutto deterministica. La propagazione della cricca di fatica è una propagazione stabile, detta così per differenziarla dalla propagazione instabile studiata in meccanica della frattura. La crescita della cricca è energeticamente sfavorita e può avvenire solo per la presenza delle forze esterne variabili, dal lavoro delle quali viene prelevata l'energia necessaria. La cricca in assenza di forze è chiusa;

quando le forze sono di trazione si allarga e si arrotonda all'apice senza allungarsi; quando la forza diventa di compressione si richiude allungandosi (Figura 5.21).

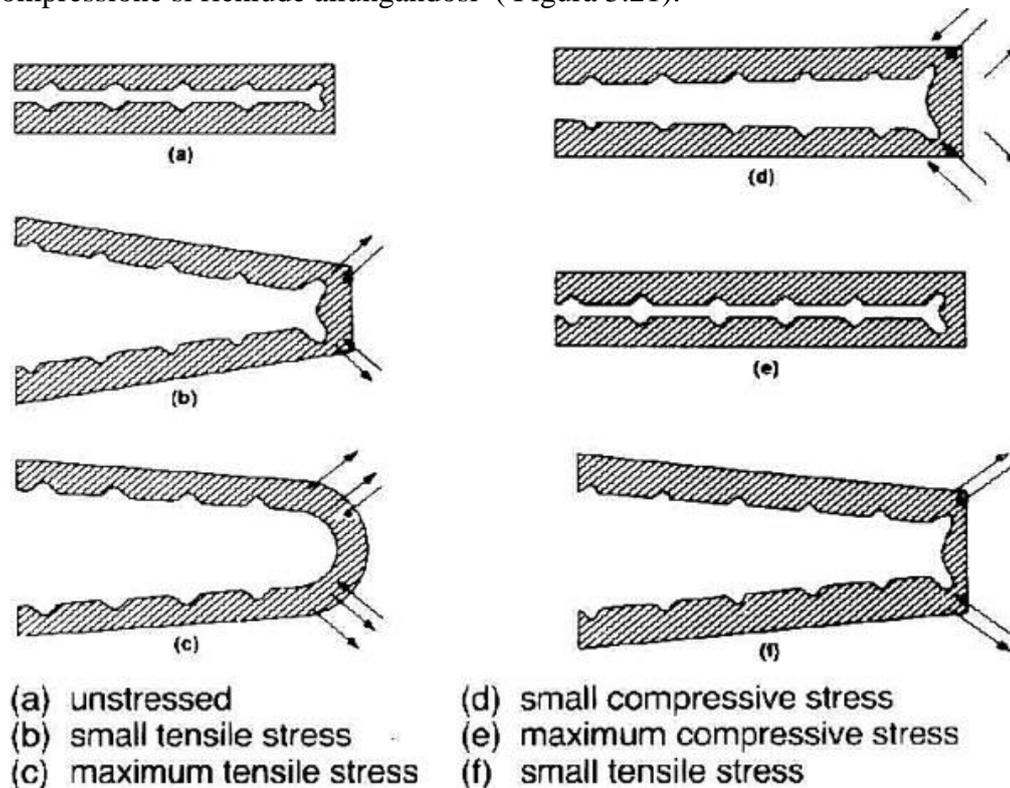


Figura 5.21: apertura e chiusura di una cricca durante i semicicli di sollecitazione.

Quando un componente meccanico o un'intera struttura vengono caricati con forze esterne ciclicamente o casualmente variabili, può avvenire una *rottura a fatica*, sebbene nessuno dei cicli di carico applicati possa apparentemente danneggiare il componente. Nella maggior parte dei casi, l'intensità delle forze esterne che costituiscono la storia di carico è tale che la loro singola applicazione non produce nessun danneggiamento apprezzabile. Infatti, ciò che causa la rottura per fatica è una complessa sequenza di cambiamenti nella struttura del metallo a livello mesoscopico che conducono ad un danneggiamento localizzato.

Il danneggiamento dovuto a fenomeni di fatica si può dividere in tre fasi successive:

1. Incrudimento plastico del materiale, dipendente dallo stato iniziale del materiale e dall'ampiezza degli sforzi e delle deformazioni a cui è sottoposto. Questa fase è caratterizzata dai cambiamenti nella microstruttura del metallo che interessano l'intero volume caricato.

2. Nucleazione della cricca a livello microscopico, ovvero una criccazione del materiale che prende luogo in una piccola parte del volume totale e specificamente nello strato superficiale. Pertanto, risulta particolarmente importante conoscere la concentrazione degli sforzi sulla superficie che provoca l'apertura della cricca.

3. Propagazione della cricca fino alla rottura finale, controllata da un parametro che è la deformazione plastica concentrata nella zona che si trova alle estremità della cricca stessa.

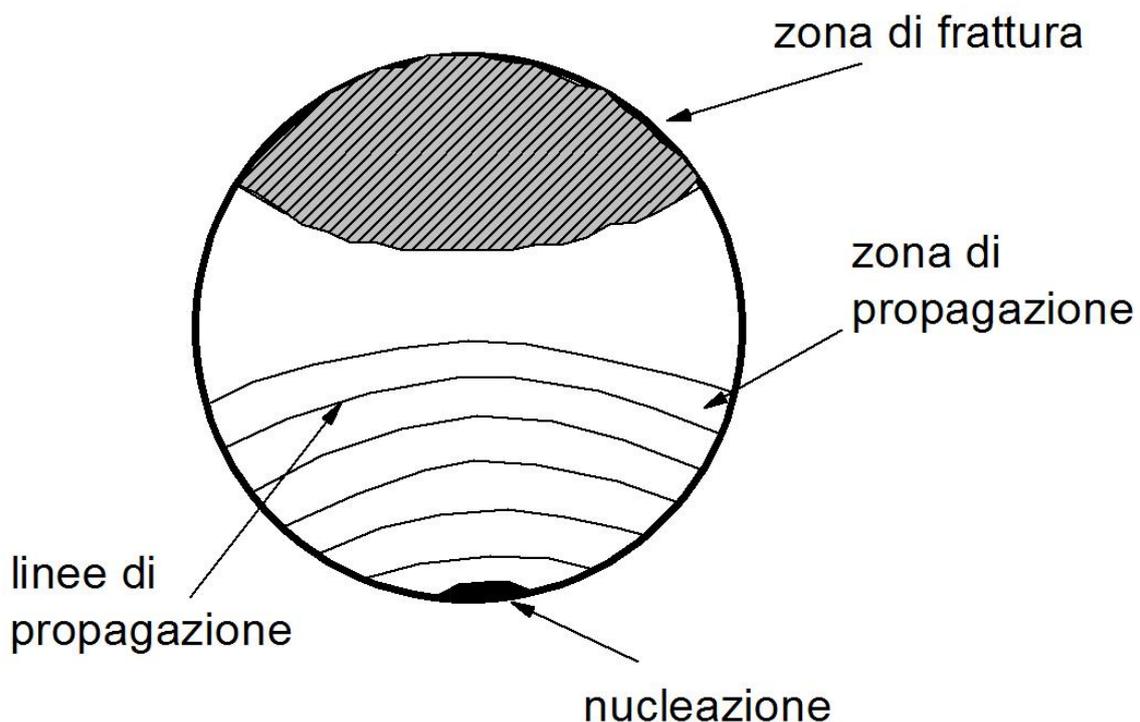
Nella pratica, non è possibile definire con certezza il momento della transizione da una fase alla successiva, in quanto il numero di cicli necessari a completare ciascun passo del processo di danneggiamento dipende fortemente dal materiale, dalla geometria del pezzo, dalla modalità di

carico e dalle condizioni ambientali di servizio. Pertanto, descrivere analiticamente il processo di danneggiamento a fatica è un'operazione molto complessa.

Prende sempre origine in una zona critica della struttura o del componente, corrispondente alla regione dove si ha la massima concentrazione degli sforzi, dovuta ad una discontinuità causata da un cambiamento della sezione, ad una finitura superficiale particolarmente scabra e così via. Esistono quindi numerosi punti di possibile enucleazione della cricca, ma soltanto in uno di essi la cricca evolve verso la condizione critica di propagazione e causa la rottura del provino. L'indeterminazione della zona di rottura delle prove di laboratorio viene superata nelle applicazioni reali dove, a causa della morfologia del componente e della condizione di carico, è generalmente evidente qual è la sorgente di nucleazione che diventa predominante per la rottura. In questa maniera la dispersione dei risultati delle prove di vita a fatica viene sensibilmente ridotta.

Fasi secondo cui si articola un processo di rottura per fatica:

1. *formazione* della cricca,
2. *propagazione* della cricca,
3. *rottura* del pezzo.



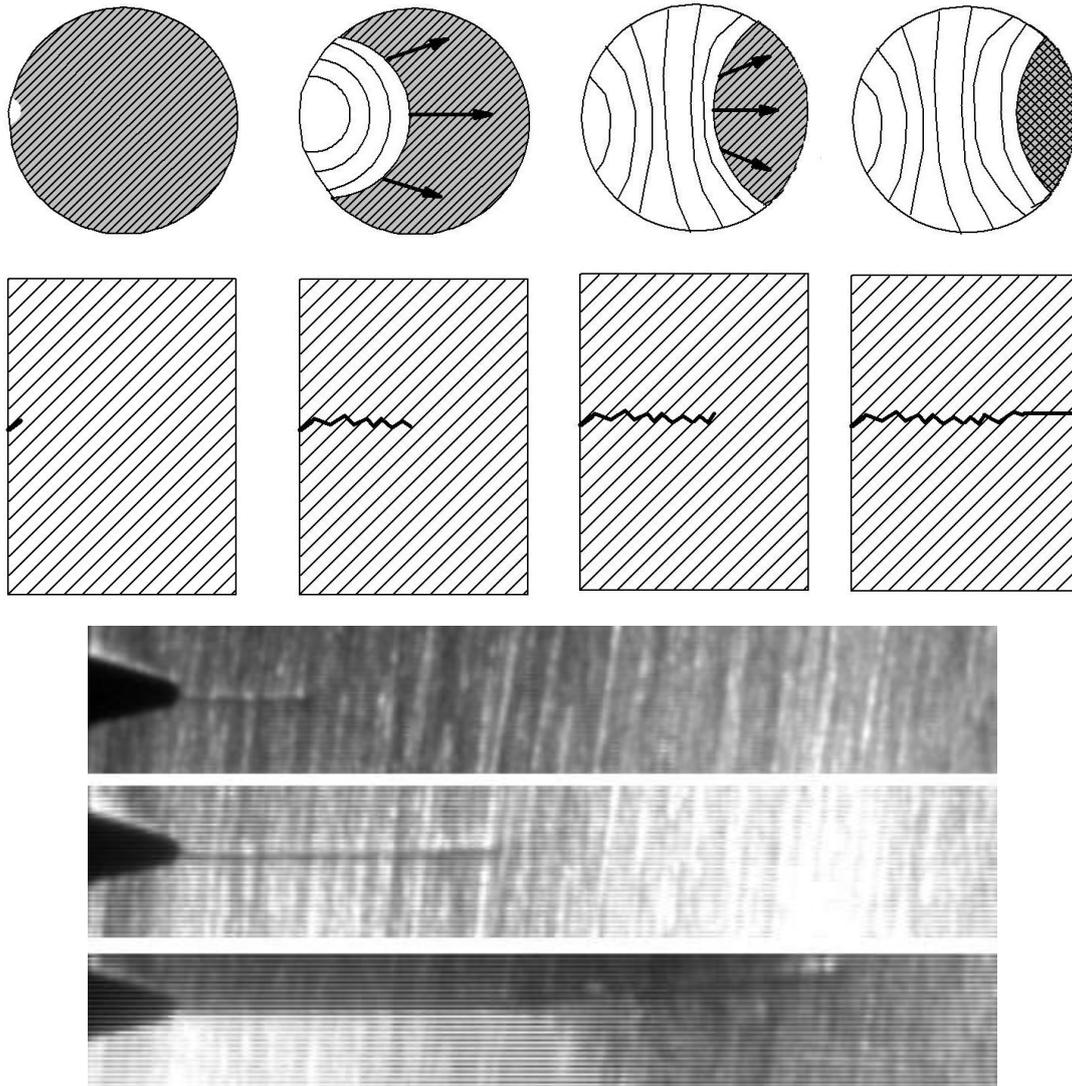


Figura 5.22: sviluppo della cricca durante la propagazione.

- Formazione di una cricca sulla superficie del materiale (La formazione della cricca avviene solitamente sulla superficie del pezzo, dove i cristalli godono di una maggiore libertà di movimento. Inoltre, in questa zona, sono presenti, a causa della geometria, le concentrazioni di sforzo più gravose e le imperfezioni superficiali dovute ai processi tecnologici subiti) .
- la cricca propaga lentamente in una direzione perpendicolare allo sforzo principale applicato
- quando la superficie rimasta è troppo piccola per reggere allo sforzo il pezzo si spacca

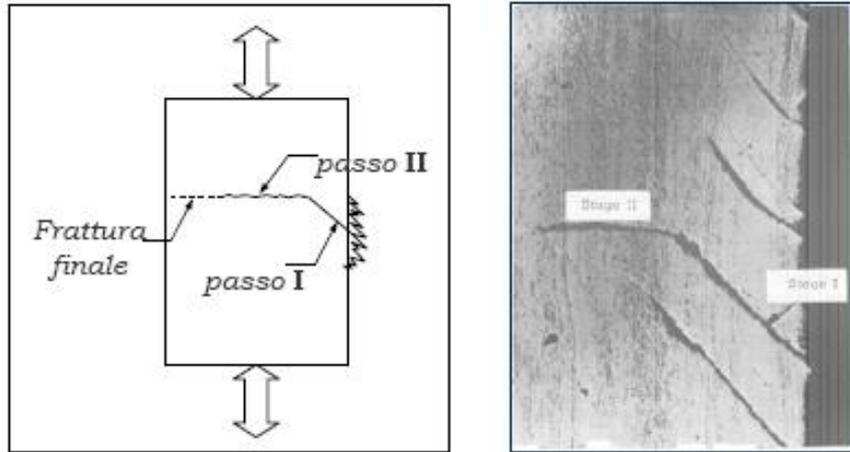


Figura 5.23: formazione di piccole cricche sulla superficie di un componente sollecitato ciclicamente.

Micromeccanismi di nucleazione:

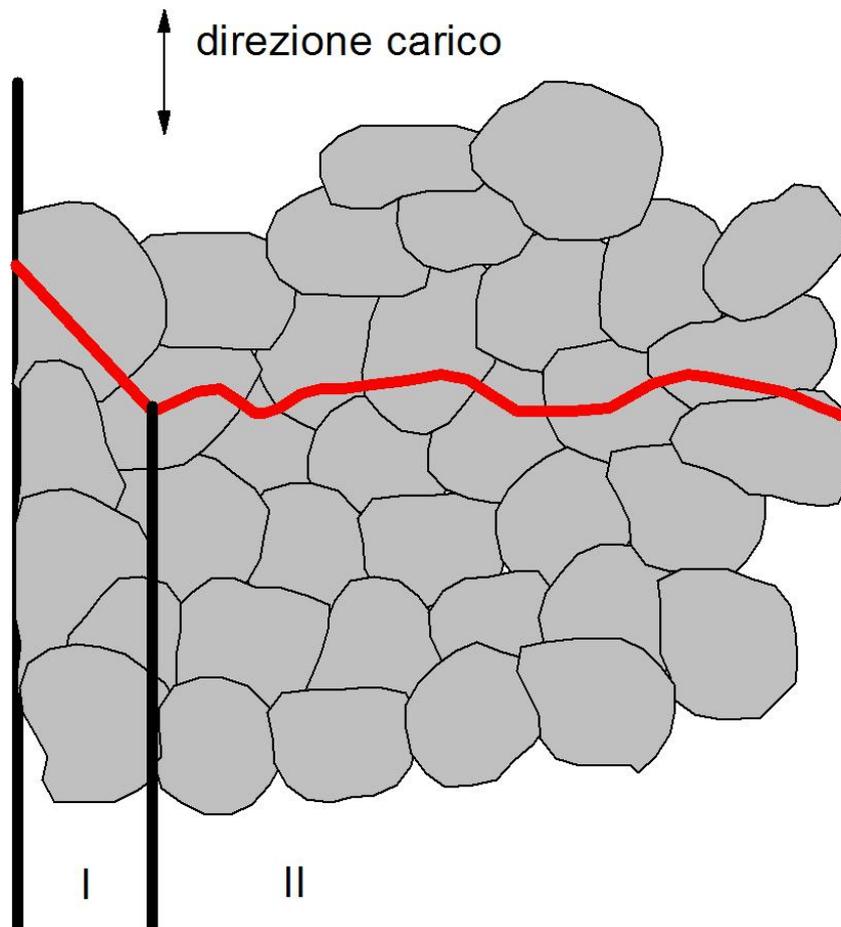


Figura 5.24: propagazione della cricca all'interno dei singoli grani.

Sulla superficie libera si nuclea la cricca, che, ciclo dopo ciclo, propaga all'interno del materiale (fra i grani o a bordo grano) fino a indebolire la sezione al punto che si rompe "staticamente" perché lo sforzo, a causa dell'area ridotta, è diventato pari al carico di rottura.

La cricca di fatica si innesca in corrispondenza di bande di scorrimento ed inizialmente tende a crescere in un piano caratterizzato dal massimo sforzo di taglio. Questa crescita è piuttosto ridotta, solitamente dell'ordine di alcuni grani. Con il proseguire della sollecitazione ciclica, le varie cricche tendono a coalescere ed a crescere secondo un piano di massimo sforzo a trazione.

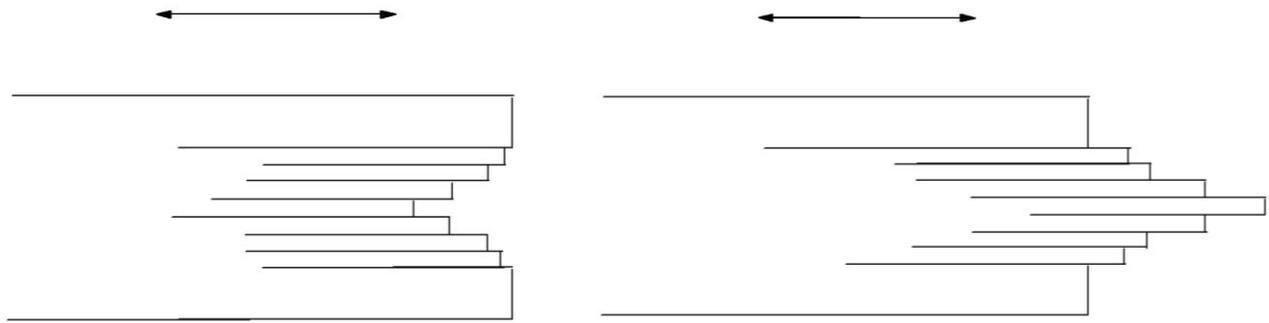
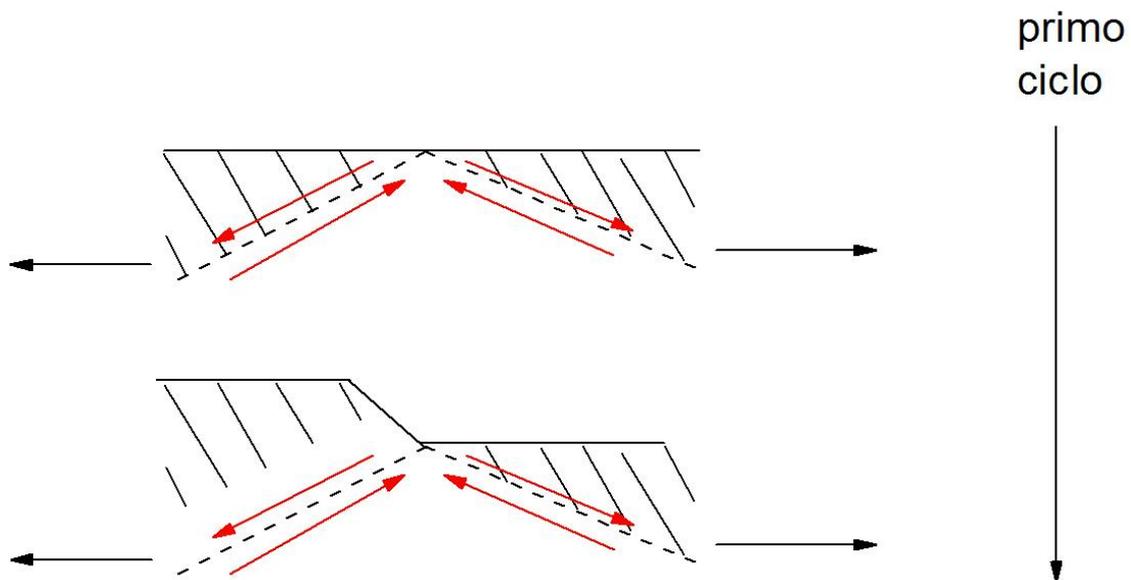


Figura 5.25: intrusione ed estrusione di materiale.

Il meccanismo, schematicamente, è quello dello scorrimento irreversibile di piani cristallini spessi circa $0,1 \mu\text{m}$, che, con cicli di carico successivi, producono in superficie un piccolo intaglio che diventa una cricca di fatica, che poi si propagerà.



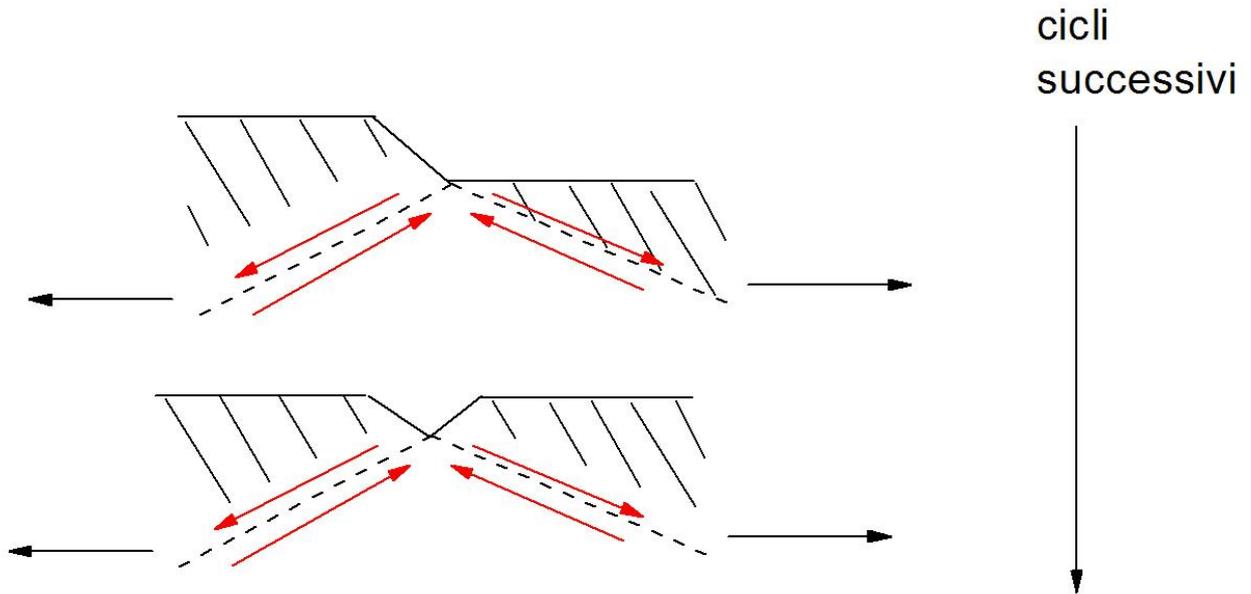


Figura 5.26: scorrimento di diversi piani nei pressi della superficie libera.

La maggior parte delle cricche di fatica procede in modo transcristallino, sebbene si possano anche avere a volte avanzamenti di tipo intercristallino.

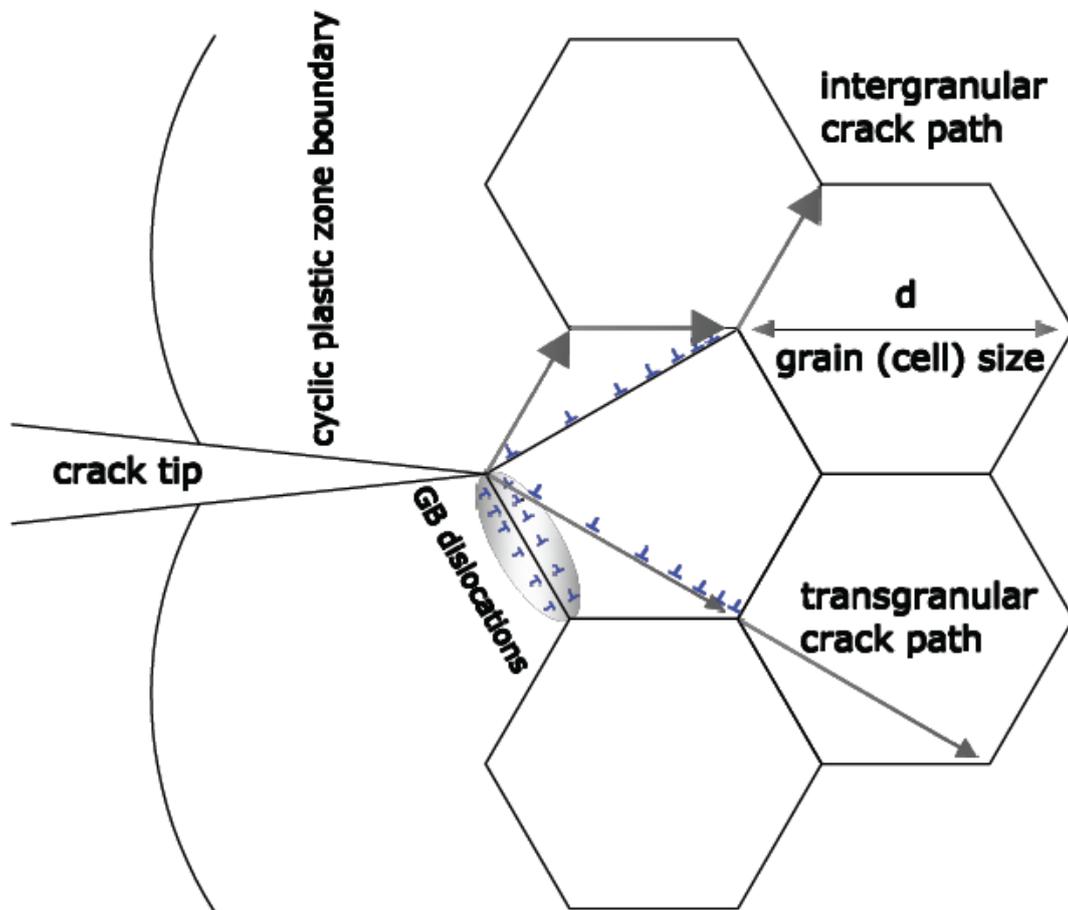


Figura 5.27: propagazione della cricca in maniera trans granulare, le dislocazioni scorrono all'interno dei grani.

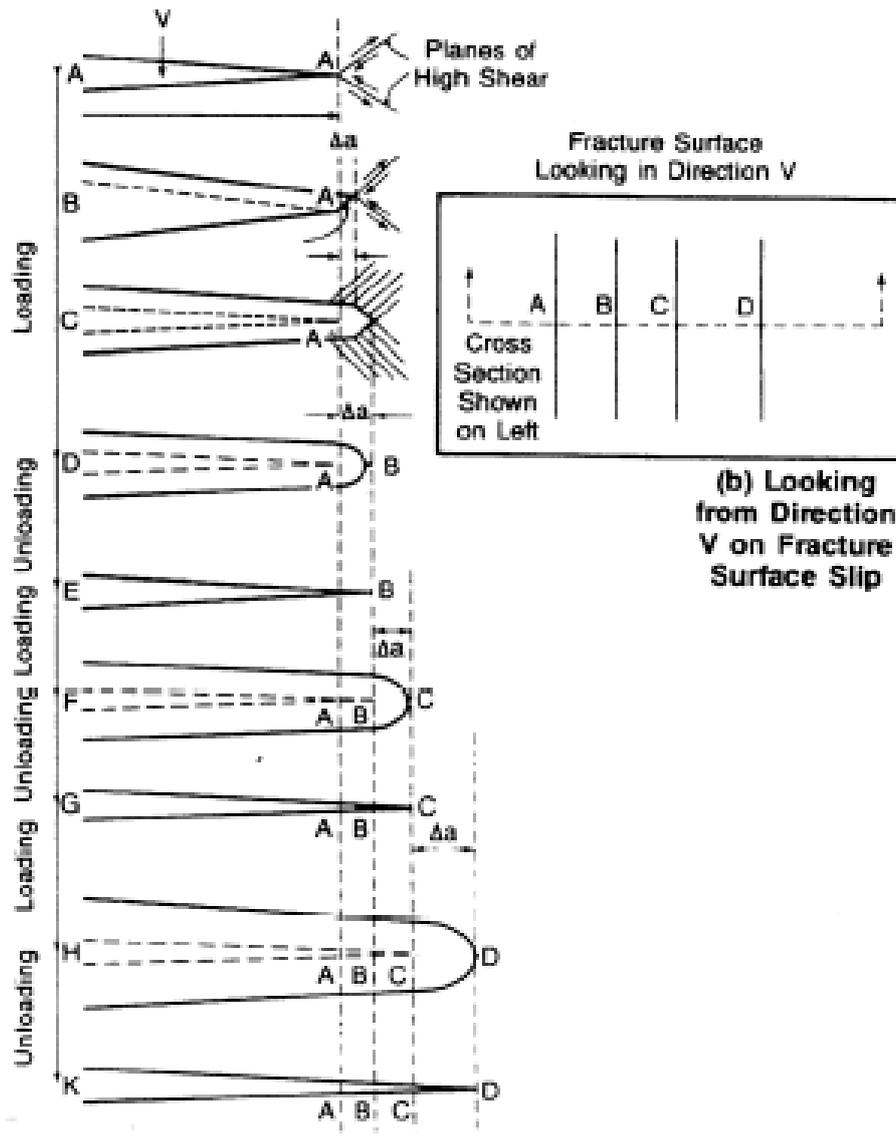


Figura 5.28: variazione della lunghezza della cricca a causa della variazione di ampiezza della zona plastica.

Dopo la nucleazione, per effetto del carico variabile nel tempo la cricca propaga all'interno del materiale, in direzione all'incirca ortogonale al piano dello sforzo principale massimo. La propagazione avviene ciclo dopo ciclo, ed ogni ciclo fa avanzare la cricca di una piccola quantità che può essere rilevata sulla superficie della frattura.

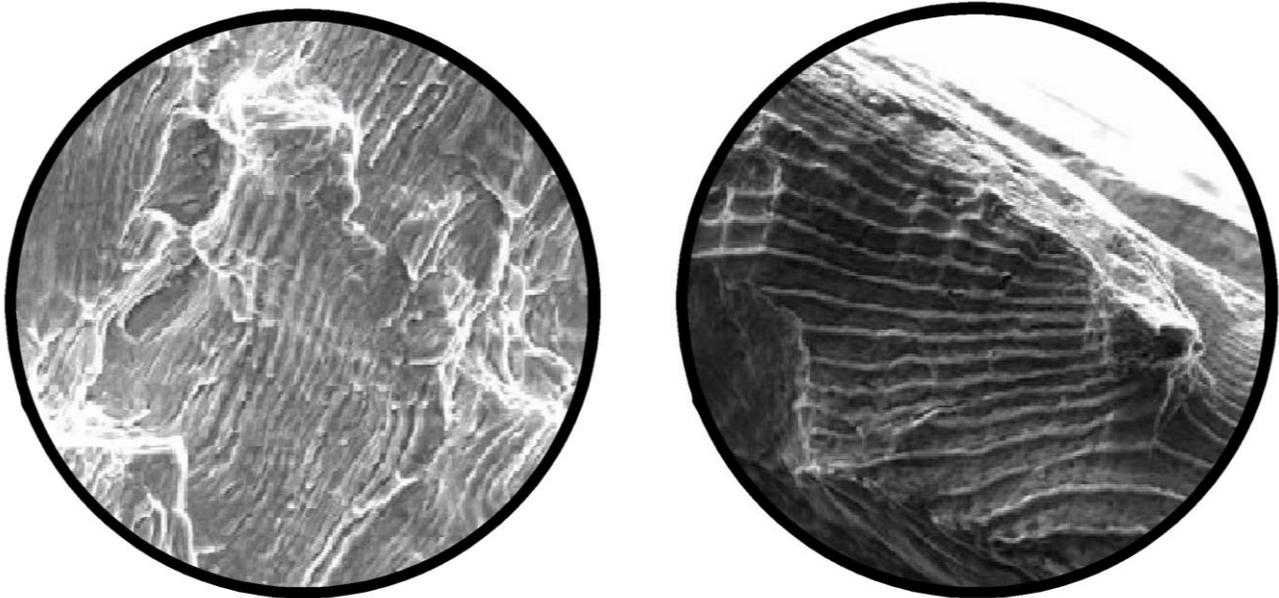


Figura 5.29: tipiche striature di fatica.

Cricche di piccole dimensioni

Il fenomeno della fatica è molto complesso e tipicamente viene diviso in tre fasi fondamentali: nucleazione, propagazione e rottura finale. Di questi la fase più difficile da descrivere è sicuramente quella iniziale, quando le cricche non sono ancora visibili e che, temporalmente, è la più estesa. Per questo motivo lo studio della crescita delle piccole cricche è di fondamentale importanza per la comprensione dei fenomeni legati alla fatica.

La propagazione di cricche di piccole dimensioni ($< 5\text{mm}$) è di fondamentale importanza dal momento che la vita totale a fatica dei materiali metallici è spesso controllata dal comportamento di tali cricche.

Le short cracks sono definite in letteratura in modo diverso a seconda degli aspetti su cui si pone l'attenzione:

1. ***Microstructurally Short-Cracks*** : cricche di dimensioni $2a \leq 2a_m$, dove $2a_m$ rappresenta la lunghezza di transizione oltre la quale non si rilevano ritardi o arresti nella propagazione dovuti all'interazione con la microstruttura del materiale;
2. ***Mechanically Short-Cracks*** : cricche di dimensioni $2a_m < 2a < 2a_{sc}$, dove $2a_{sc}$ rappresenta la lunghezza di cricca oltre la quale il rateo di crescita è uguale a quello relativo alle long-cracks;
3. ***Physically Short-Cracks*** : cricche che, pur essendo fisicamente corte nel senso dimensionale, si comportano come le cricche lunghe.

La caratteristica principale delle short-cracks consiste nel fatto che questo tipo di cricche, a differenza delle long-cracks, non seguono le leggi classiche della meccanica della frattura elastico-lineare, per cui sono necessari dei modelli matematici differenti che posano descriverne i fenomeni di nucleazione e propagazione.

I dati sperimentali sulla propagazione delle short-crack, comparati con le curve relative alla crescita di long-cracks, hanno mostrato comportamenti diversi:

- A parità di variazione di fattore di intensificazione degli sforzi ΔK , si può rilevare che la velocità di crescita delle cricche corte è maggiore di quella delle cricche lunghe.
- E' stata osservata la propagazione delle cricche a valori ben al di sotto del valore di soglia del ΔK , il ΔK_{th} , zona dove non si ha propagazione delle long-cracks.

Nucleazione delle short-crack: La nucleazione della cricca a livello microscopico, ovvero la criccazione del materiale, ha luogo in una zona estremamente ridotta del volume totale, qualificabile in non più di due-cinque grani, e in particolar modo nello strato superficiale. E' un fenomeno tipicamente superficiale per due motivi:

- I grani superficiali non hanno grani circostanti che possano interagire con loro e quindi impedire il movimento di affioramento di piani cristallini;
- I grani superficiali sono in contatto con l'ambiente di lavoro e quindi c'è la possibilità che ossigeno, umidità ed altri fattori cooperino con i difetti superficiali che si sono venuti a creare per la enucleazione di una cricca.

Un'eccezione fondamentale riguarda le leghe di alluminio e gli acciai ad alta resistenza, nei quali la enucleazione di una cricca per fatica può innescarsi anche dalle inclusioni intermetalliche presenti sulla superficie del grano.

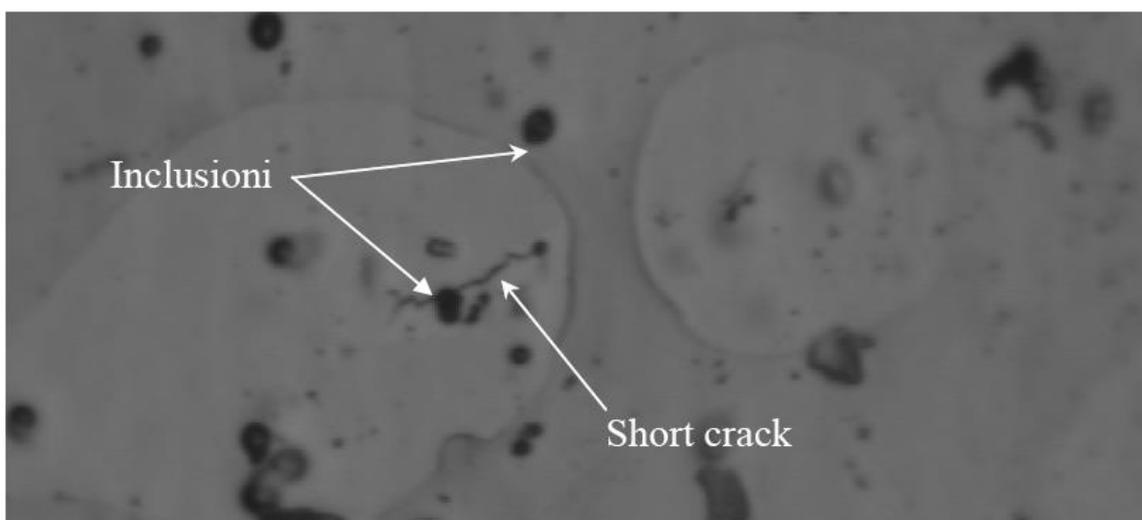


Figura 5.30: cricca propagatasi da un'inclusione.

Accrescimento delle short-cracks : Le short-crack non seguono la meccanica della frattura lineare elastica. La propagazione della cricca in questo nel campo può interessare una parte piuttosto grande della vita a fatica della struttura; la cricca risulta, infatti, individuabile ad occhio nudo solo in un momento avanzato nella vita della struttura, quando è già nel campo delle long-cracks. Questo fatto fa sì che siano di fondamentale importanza le condizioni locali del materiale, la finitura della superficie e i trattamenti a cui è stata sottoposta, aspetti che determinano in modo fondamentale la vita a fatica.

Accrescimento delle long-crack: Lo stadio di propagazione di fatica è la fase in cui la cricca si propaga nel materiale, generalmente lungo una direzione differente rispetto al piano di enucleazione e perpendicolarmente alla direzione di applicazione del carico. La transizione tra short e long cracks non avviene, ovviamente, ad una lunghezza fissa, ma dipende da diversi fattori quali le dimensioni dei grani, il carico medio applicato, il rapporto R, la presenza o meno di intagli. In via del tutto originale, è possibile affermare che la propagazione delle cricche lunghe non dipende dalla microstruttura del materiale e che, orientativamente, si può parlare di long-cracks quando la lunghezza delle cricche ha dimensioni maggiori di 1mm.

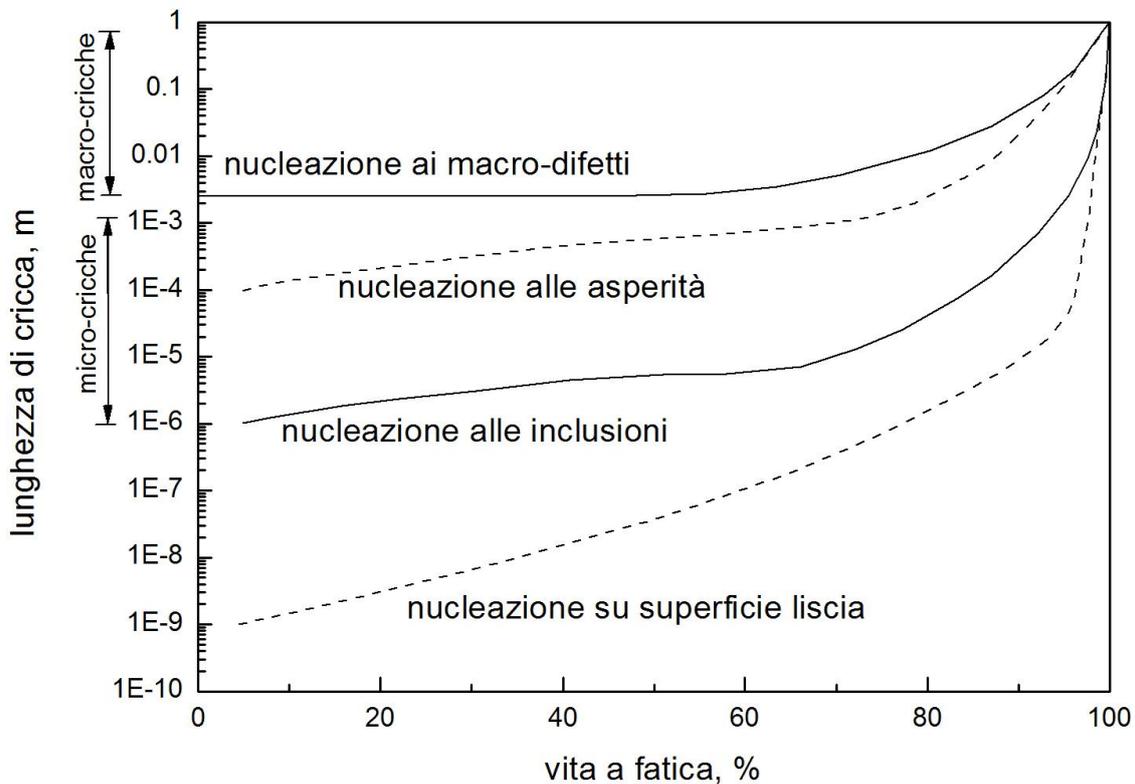


Figura 5.31: vita residua a differenti lunghezze di cricca.

Collasso finale: Quando la cricca raggiunge la dimensione critica si ha una propagazione incontrollata della cricca fino al danneggiamento della struttura al punto tale che la sezione residua non è più sufficiente a sopportare il carico applicato e, quindi, il componente cede di schianto. La modalità di frattura può essere sia duttile che fragile, a seconda del materiale, del livello di stress, dell'ambiente circostante ecc.

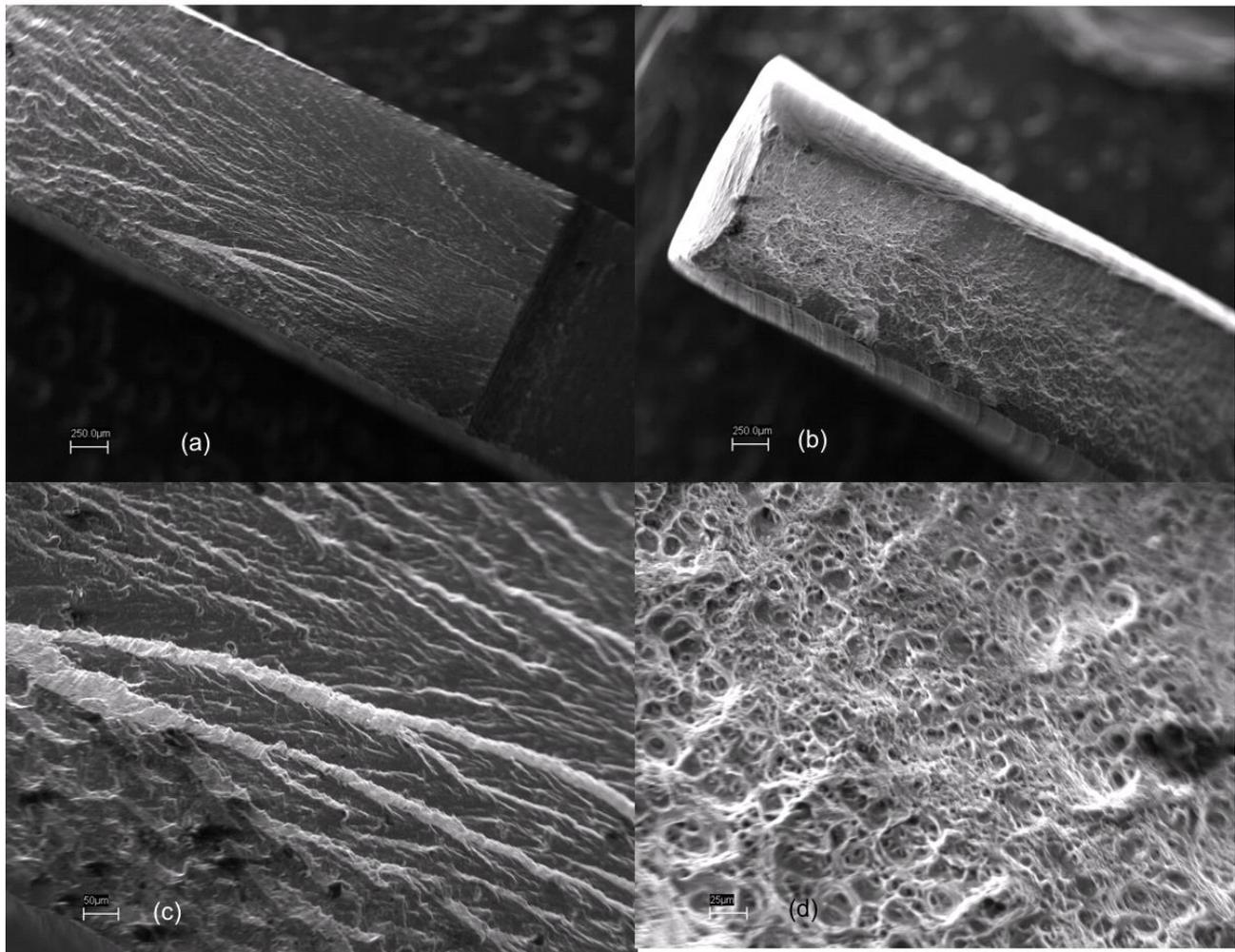


Figura 5.32: diverse zone di una superficie di frattura di un provino rotto a fatica.

Meccanica della frattura per cricche di piccole

Le cricche corte rappresentano una limitazione nel concetto di similitudine della meccanica della frattura. Esse possono essere definite nei seguenti modi:

- Cricche di dimensioni comparabili con la scala della microstruttura (esempio: dimensioni grani);
- Cricche di dimensioni comparabili con la dimensione della zona plasticizzata;
- Cricche fisicamente corte (comprese fra 0,5 ed 1 mm).

Il concetto di similitudine implica che cricche di differente lunghezza sottoposte al medesimo ΔK hanno la stessa dimensione della zona plasticizzata e quindi la medesima da/dN .

Uno schema del comportamento della propagazione per fatica delle cricche, secondo quanto è previsto dalla frattura lineare elastica, è mostrato nella figura 5.33, dove la velocità di crescita è plottata in funzione di ΔK in scala logaritmica.

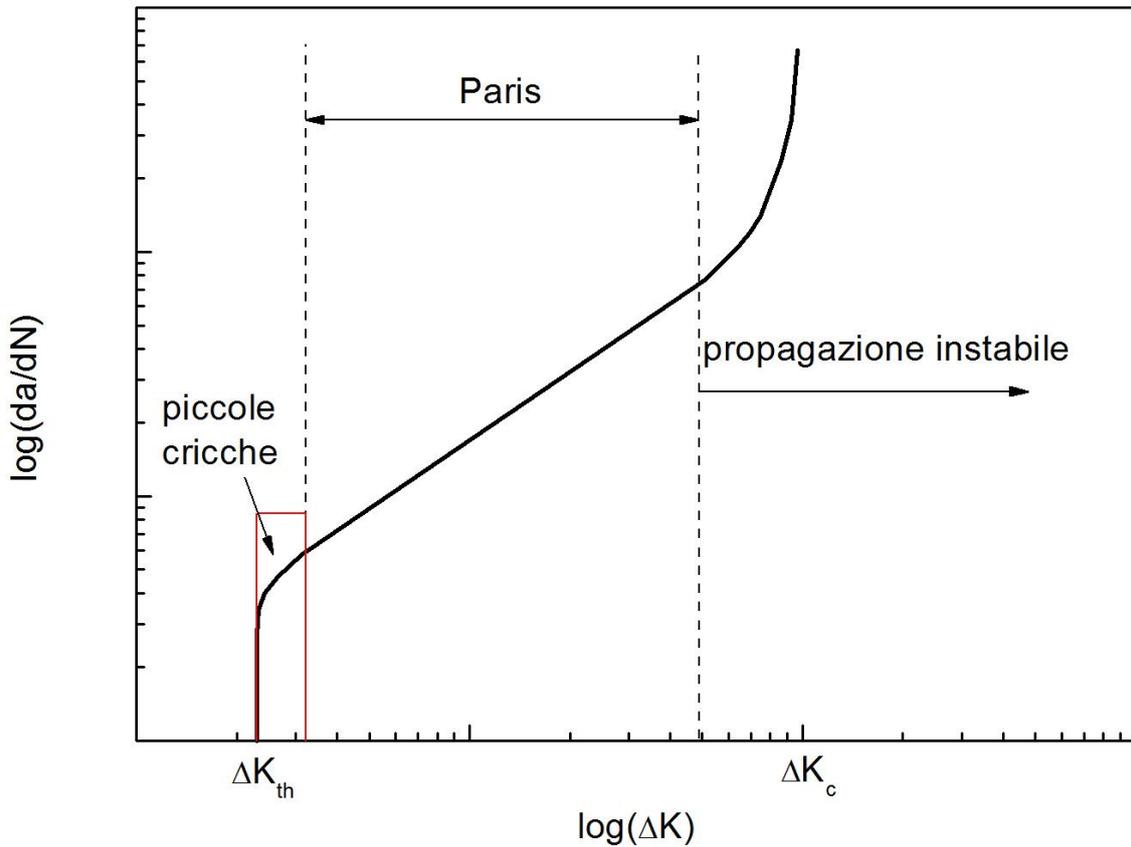


Figura 5.33: velocità di crescita di una cricca in funzione di ΔK .

La crescita della cricca può essere divisa in tre fasi. La prima fase mostra un valore di soglia, al di sotto del quale non si dovrebbe avere propagazione, e un rapido aumento della velocità, da / dN , al crescere della variazione del fattore di intensificazione degli sforzi, ΔK . La fase intermedia, chiamata regime di Paris, mostra una relazione lineare tra la velocità e il fattore di intensificazione degli sforzi. Prendendo spunto da questa relazione, Paris sviluppò la formula 1 che lega la velocità di propagazione della cricca, da / dN , a ΔK , facendo uso di due parametri empirici (C e m):

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$$

Equazione 1 : Legge di Paris

La terza fase è quella in cui si ha la propagazione instabile della cricca.

Ora globalmente il fenomeno di nucleazione e crescita può essere legato ai livelli di sollecitazione indicati nella figura 5.34,

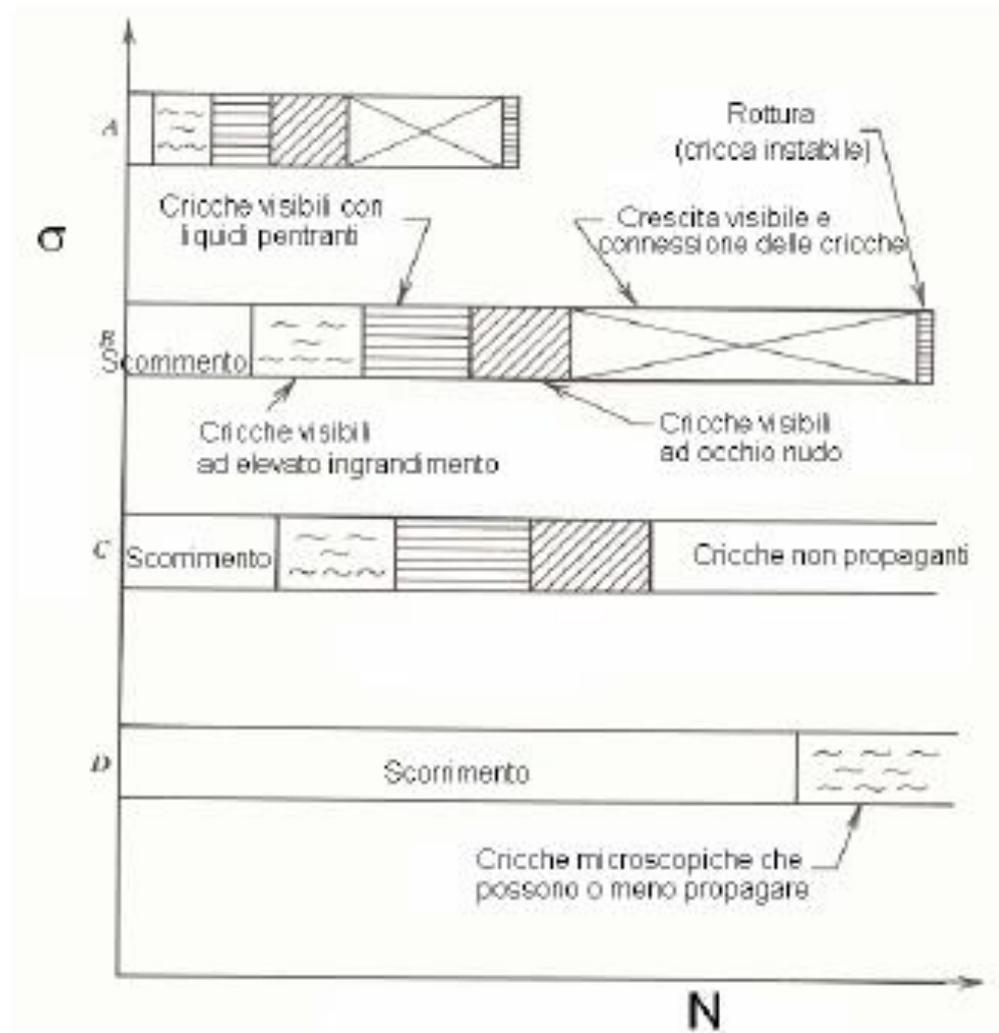


Figura 5.34: *Stadi di sollecitazione al variare del numero di cicli*

Si ha inizialmente lo scorrimento delle bande, seguito da cricche microscopiche visibili solo ad elevato ingrandimento. Queste cricche continuano a crescere ed, eventualmente, divengono visibili ad occhio nudo. Le cricche tendono a combinarsi in modo che solo alcune crescono. Queste cricche infine raggiungono la dimensione critica. Più è elevata la sollecitazione, più sono rapidi i fenomeni sopra elencati.

Fin dai primi anni '70, però, è stato osservato il comportamento diverso dell'accrescimento delle short cracks rispetto a quello delle long cracks. Sulla base degli studi, che hanno riguardato la propagazione delle short crack in un range da $10\ \mu\text{m}$ a $1\ \mu\text{m}$, è stato possibile disegnare la relazione tra la velocità di crescita da/dN , e variazione del fattore di intensificazione degli sforzi, ΔK , come determinato dalla LEFM; la relazione è visualizzata in Figura 5.35.

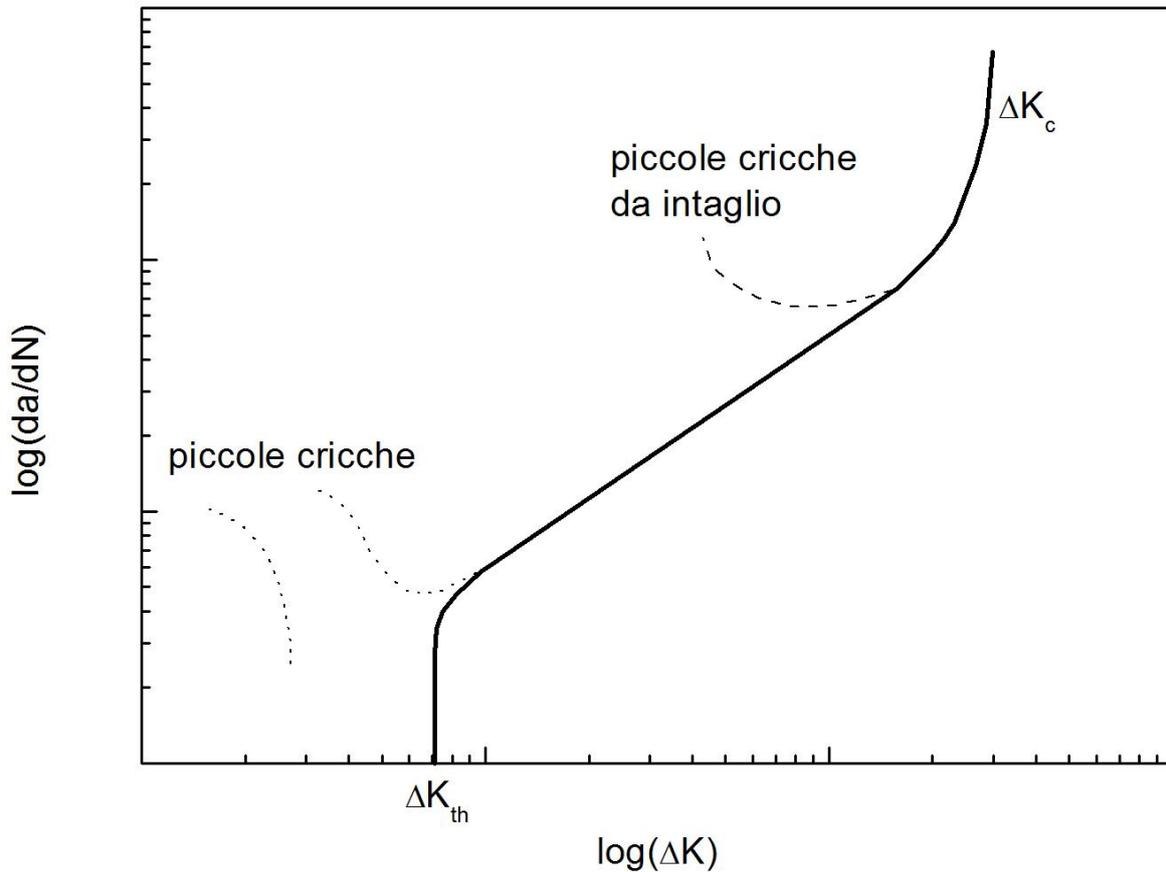


Figura 5.35: andamento tipico della propagazione di cricche corte e lunghe.

La curva continua rappresenta i risultati tipici per cricche lunghe (oltre circa 2 mm) per un dato materiale sotto carichi ad ampiezza costante; i risultati per le cricche corte sono, invece, rappresentati con linee tratteggiate. Le differenze tra il comportamento delle short cracks e le long cracks sono evidenti: le cricche lunghe mostrano un valore di soglia del fattore di intensificazione degli sforzi, ΔK_{th} , al di sotto del quale non si ha propagazione. Le cricche piccole, invece, spesso non mostrano un valore di soglia di ΔK e possono crescere anche per valori ben inferiori al ΔK_{th} delle long cracks. La velocità di propagazione delle short cracks, inoltre, a parità di ΔK , è spesso significativamente più alta di quella prevista dalla meccanica della frattura lineare elastica. L'accrescimento, infine, non è continuo, ma mostra rallentamenti e pause dovute all'interazione della cricca con la struttura cristallina del materiale. Questo tipico andamento è chiamato "effetto short-crack". Come mostrato in figura 5.35, le short cracks presentano un valore iniziale di da/dN piuttosto alto e una riduzione del tasso di crescita in funzione del carico applicato. Dopo aver raggiunto un valore minimo, la velocità di propagazione aumenta fino a raccordarsi con il tasso di crescita previsto dalla LEFM. Le differenze nella velocità di propagazione sono più pronunciate per bassi valori di ΔK e per valori negativi di R . Al crescere del valore ΔK , le differenze tra long e short cracks diminuiscono fino ad avere la stessa velocità di crescita. Altro aspetto interessante, nel comportamento delle short cracks, è il fatto che non esiste un unico valore del ΔK di soglia. Nel caso delle cricche lunghe questo dipende, come mostrato in figura 5.36, solo dal valore di R e non dalla lunghezza della cricca; nelle cricche piccole, invece, è stato rilevato che il ΔK_{th} , dipende anche dalla dimensione della cricca tramite parametri che derivano dal tipo di materiale.

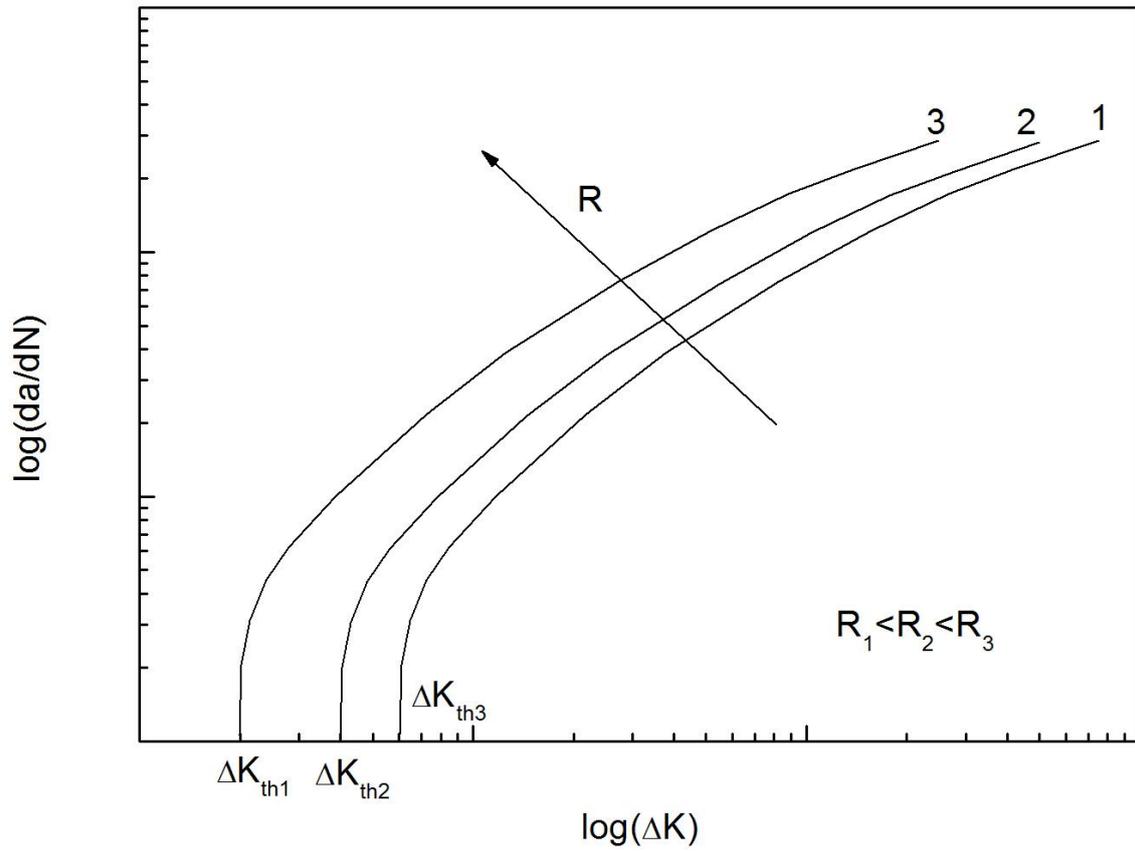


Figura 5.36: variazione per cricche lunghe del ΔK_{th} in funzione di R.

Un esempio di comportamento di propagazione di cricche di piccole dimensioni e' riportato in figura 5.37:

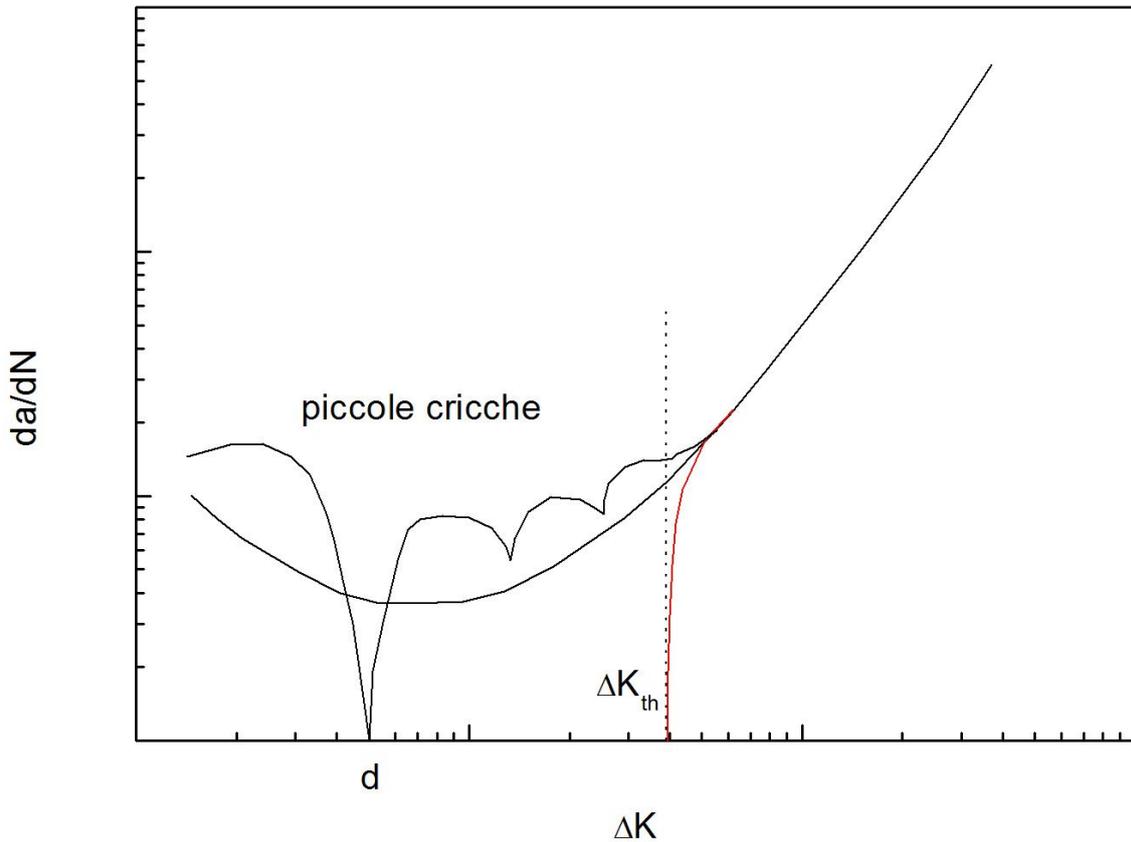


Figura 5.37: andamento di propagazione delle piccole cricche.

Il valore di soglia ΔK_{th} e' calcolato diminuendo gradualmente l'ampiezza di sollecitazione in provini precriccati fino a che non si formano o propagano cricche (vita infinita).

Il valore di soglia e' dato da:

$$\Delta K_{th} = K_{max} - K_{min}$$

dove K è funzione della geometria dell'intaglio e del carico applicato.

Generalmente le cricche di piccole dimensioni si formano ai carichi piu' elevati

Nel seguente diagramma (Kitagawa-Takahashi) e' possibile visualizzare la tensione di soglia alla quale si formano le piccole cricche rispetto all'ampiezza di sollecitazione e alle dimensioni della cricca:

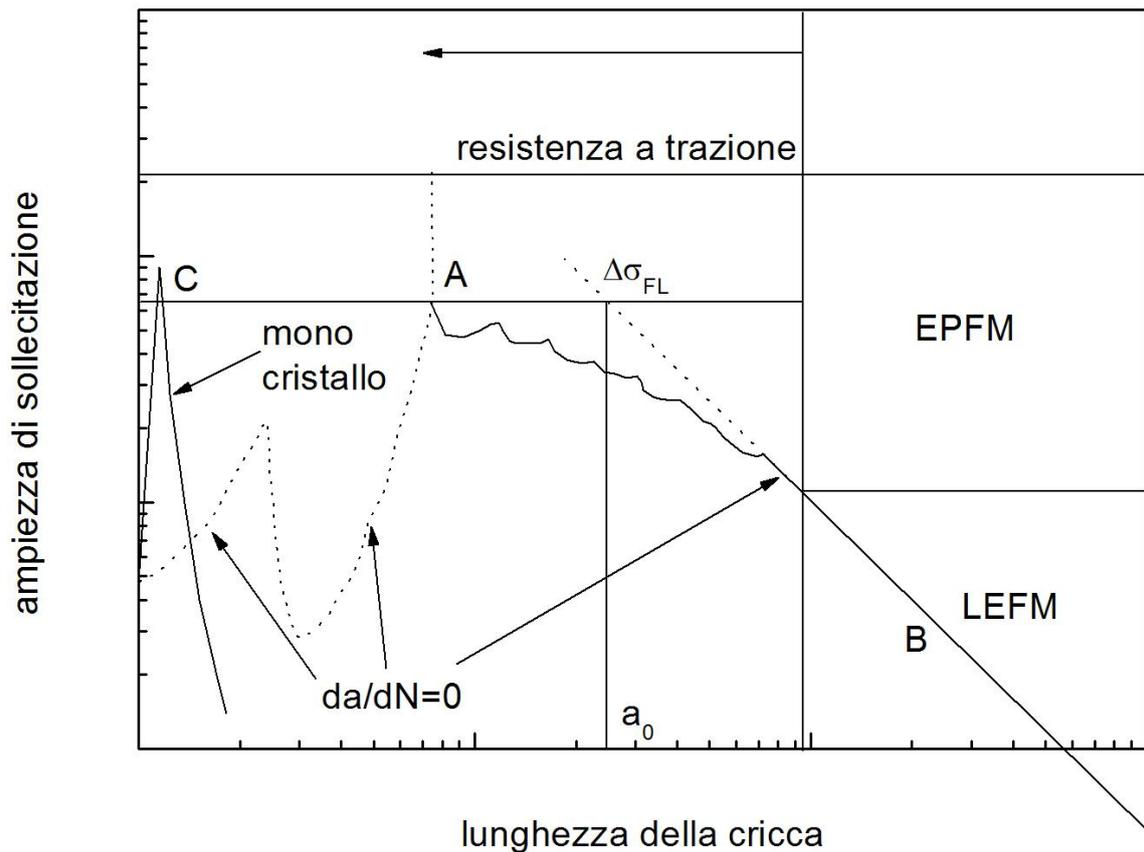


Figura 5.38: diagramma di Kitagawa-Takahashi.

Si possono notare in figura due diverse regioni:

- Zona di propagazione (in alto a destra)
- Zona di non-propagazione (in basso a sinistra).

Il limite di fatica e' descritto dalla linea orizzontale $\Delta\sigma_{fl}$

La linea B e' descritta dalla seguente equazione:

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}}$$

Legata al ΔK di soglia e ad i soliti fattori geometrici.

La dimensione critica a_0 dopo la quale la cricca si propaga e' data da:

$$a_0 = \frac{\Delta K_{th}^2}{Y^2 \Delta\sigma_{FL}^2 \pi}$$

Ed e' rappresentata dal punto di incontro tra B e $\Delta\sigma_{fl}$.

Un esempio per superleghe di nichel e' dato in figura 5.39:

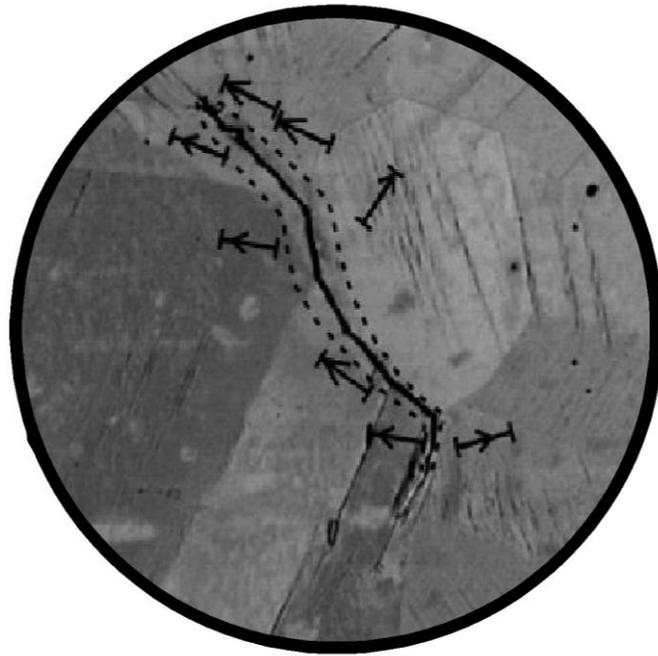


Figura 5.39: propagazione di una piccola cricca in maniera intergranulare.

Si può notare che le cricche partono nelle zone di discontinuità in particolare nei punti tripli tra bordi di grano.

Per ciò che riguarda la propagazione si sono formulate diverse ipotesi, la prima è legata alle dimensioni microstrutturali:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta\gamma^\beta (d - a)$$

La velocità di propagazione si annulla quando le dimensioni della cricca divengono comparabili con quelle della microstruttura.

Dal momento che le micro-cricche si propagano in microstrutture localmente di diversa dimensione e diversa orientazione si utilizza un'equazione empirica che tiene conto dell'ampiezza di deformazione ciclica:

$$v_1 = \frac{da}{dN} = C(\varepsilon_{pa})^m \text{ per } a < a_t$$

La relazione empirica, calcolata per esempio per un acciaio 316L da:

$$\frac{da}{dN} = v_{g0}(\varepsilon_{pa})^{0.76} \text{ con } v_{g0} = 6.4 * 10^{-7} \text{ mcycle}^{-1}$$

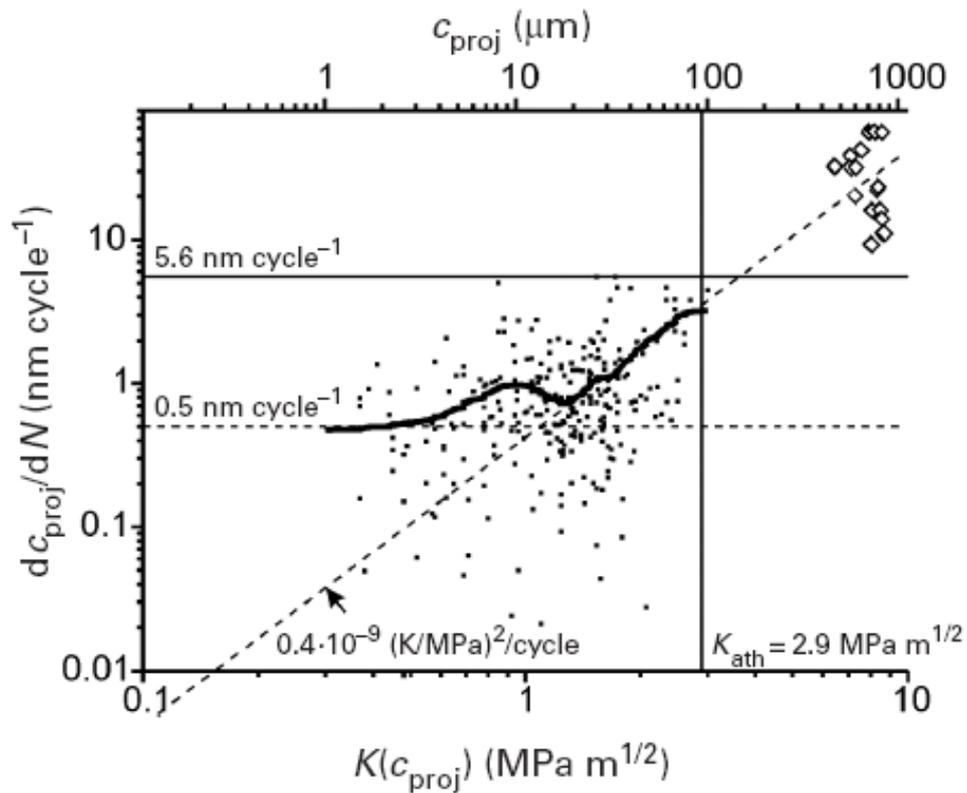


Figura 5.40: propagazione di una piccola cricca in un acciaio AISI 316L.

Per cricche con dimensioni maggiori delle precedenti sono state formulate diverse equazioni empiriche:

$$\frac{da}{dN} = B(\Delta\varepsilon_p \sqrt{\pi a})^m - D$$

Dove D e' la condizione funzione del tipo di materiale e delle condizioni di carico.

In figura e' mostrato cosa accade per il rame puro. La propagazione e' descritta da:

$$K_a = 0.71\sigma_a \sqrt{\pi a}$$

Nella prima parte della curva la propagazione e' indipendente dalle dimensioni della cricca.

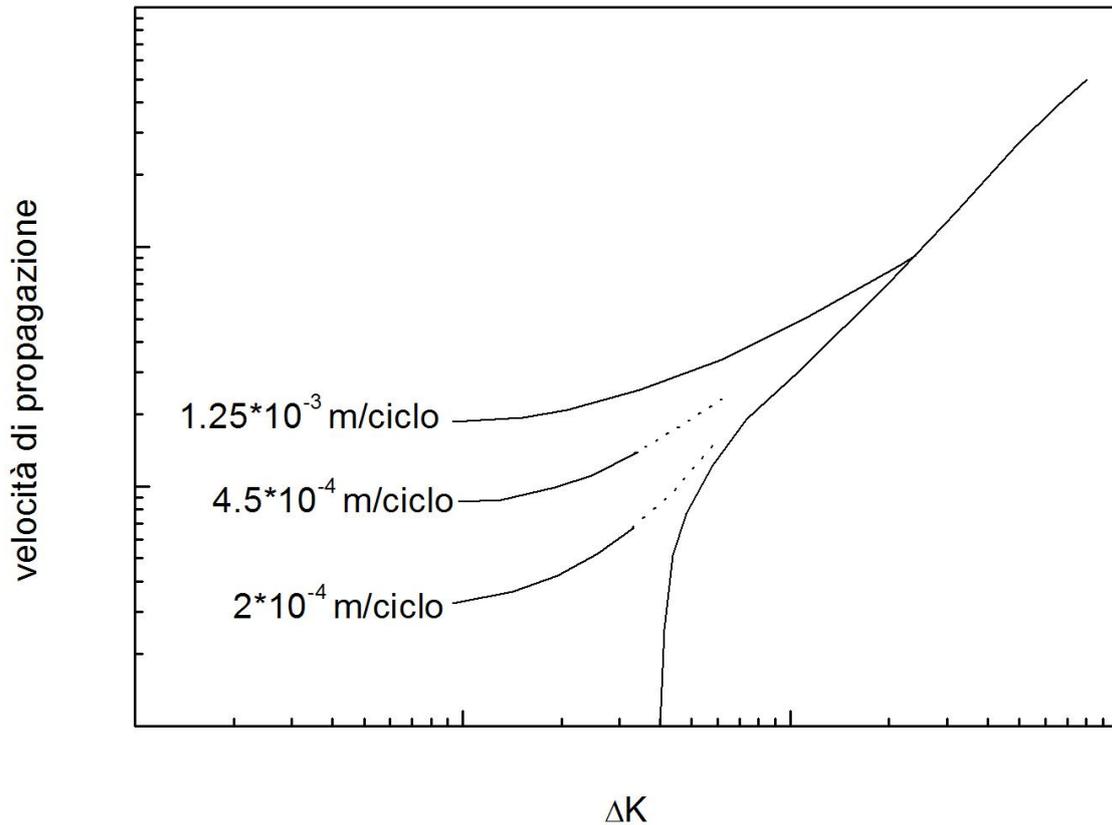


Figura 5.41: velocità di propagazione ΔK per diverse lunghezze.

Questo comportamento continua finché non si raggiunge un valore critico della dimensione della cricca e a tal punto la cricca propaga con velocità proporzionale alla sua lunghezza istantanea (comportamento esponenziale):

$$\frac{da}{dN} = v_1 \text{ per } a < a_t$$

e

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{v_1}{a_t} \right) a \text{ per } a > a_t$$

Per l'acciaio 316L per esempio la legge che descrive tale comportamento è data da:

$$\frac{da}{dN} = B \sigma_a^2 a$$

Quindi in generale funzione delle caratteristiche meccaniche del materiale, ampiezza di sollecitazione e dimensioni della cricca.

Una parte essenziale della vita a fatica dei materiali metallici è spesa dalla propagazione di cricche in maniera trans-granulare lungo i piani di scorrimento maggiormente sollecitati.

Per analizzare tale comportamento è utile studiare l'effetto sul rame mono-cristallino.

In tale materiale si è osservato una rapida crescita di cricche con dimensione inferiore a 10 mm, una seconda fase in cui queste crescono ad una velocità di circa 1 nm/ciclo e successivamente una rapida accelerazione che dipende dall'ampiezza di sollecitazione.

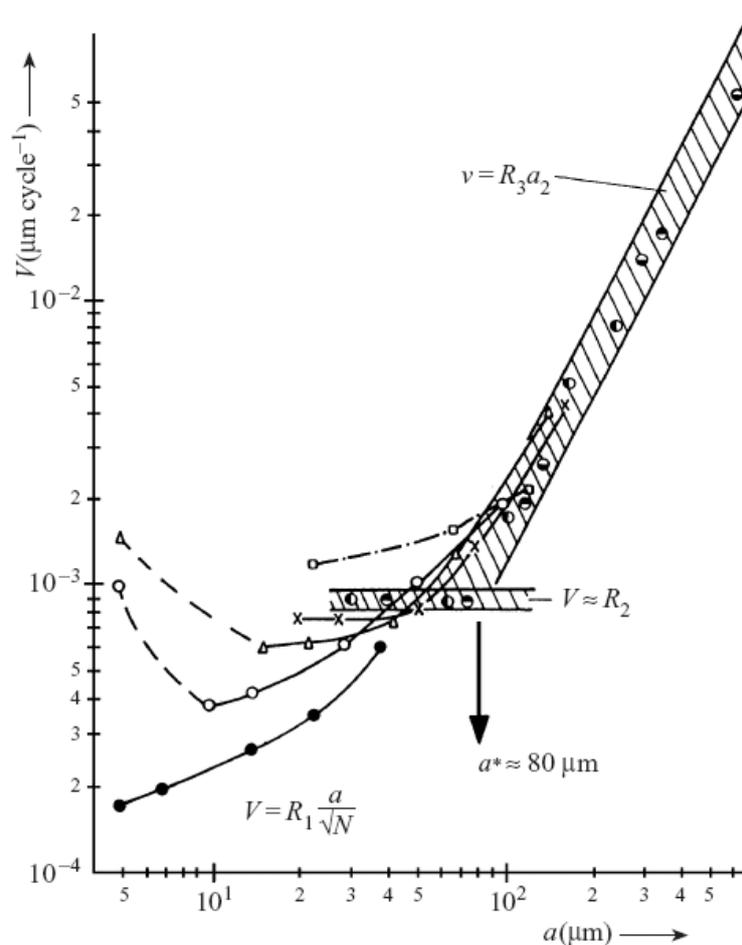


Figura 5.42: propagazione di piccole cricche nel rame puro monocristallino.

Le proprietà delle cricche di piccole dimensioni sono influenzate, come visto, dalle condizioni di sollecitazione.

In particolare, confrontando cricche di piccole e grandi dimensioni, per le prime la condizione:

$$\Delta K \propto \sigma \sqrt{\pi a}$$

risulta più elevata.

Quindi la zona plastica all'apice della cricca risulta più elevata per le cricche di piccole dimensioni.

Per esempio per una lega di alluminio con 400 MPa di snervamento con un carico applicato di 364 MPa, per una cricca di 60 mm la zona plastica all'apice della cricca risulta 4 volte superiore rispetto al caso di una cricca lunga con lo stesso K applicato.

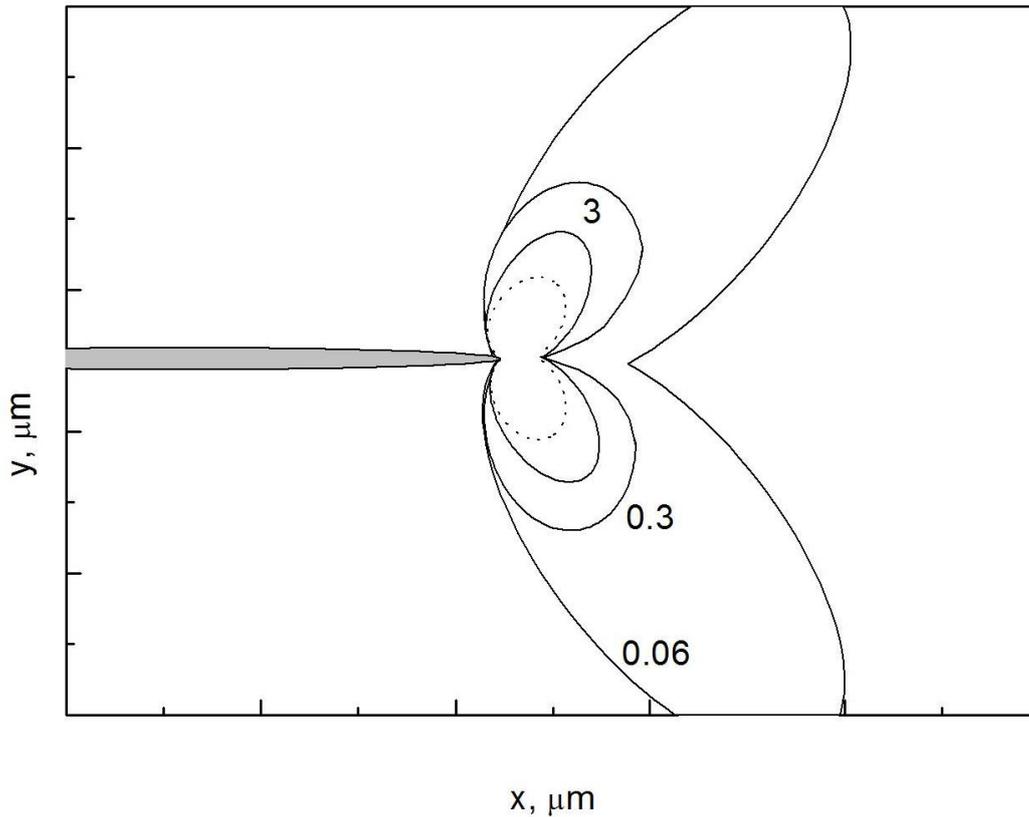


Figura 5.43: ampiezza della zona plastica nel caso di piccole cricche.

Quindi in definitiva le cricche di piccole dimensioni sono pericolose per la loro difficile possibilità di visualizzazione e per l'effetto di amplificazione delle condizioni plastiche a parità di sollecitazione applicata.

In tal caso non vale più la teoria lineare elastica ma bisogna introdurre dei criteri energetici per prevedere il comportamento all'apice degli intagli o dei difetti in generale.

Gli studi, compiuti fin dalla metà degli anni '80 su vari materiali, hanno mostrato che l'effetto short crack è molto forte per leghe di alluminio e leghe di titanio con carichi che passano dalla fase di trazione a quella di compressione, mentre, per gli acciai ad alta resistenza, si ha una buona corrispondenza tra il comportamento delle cricche corte e quello delle cricche lunghe senza variazioni significative legate allo spettro di carico.

A tale proposito, esiste una lunghezza di cricca di transizione, $2a_m$, oltrepassata la quale, la crescita della cricca avviene in maniera continua; tale valore dipende, come il ΔK_{th} , sia dal valore massimo della tensione applicata che dal valore R , rapporto tra tensione massima e minima. Possiamo, inoltre, definire un valore di lunghezza di cricca, $2a_{sc}$, superato il quale la velocità di propagazione delle short cracks è uguale a quello delle long crack. Per la lega di alluminio 2024 T3, i valori $2a_m$ e $2a_{sc}$ sono riportati in tabella 1.

R	S_{\max} [MPa]	$2a_m$ [μm]	$2a_{sc}$ [μm]
0,5	225	200-210	(*)
	205	90-100	(*)
	195	60-70	(*)
0	145	140-150	430
	120	90-100	430
-1	80	200-210	980
	70	100-110	470

(*) nessun effetto short crack

Tabella 1.1: Valori tipici di $2a_m$ e $2a_{sc}$ per vari valori di R [6]

Le irregolarità sul fronte di avanzamento della cricca e le inclusioni possono influenzare lo stadio di tensione locale e quindi l'avanzamento stesso della cricca è descritto da equazioni del tipo:

$$\sigma(r, \theta) = f(\theta) \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \text{ per } r \rightarrow 0$$

essendo K il fattore di intensità degli sforzi calcolato con la tensione all'infinito σ_0 .

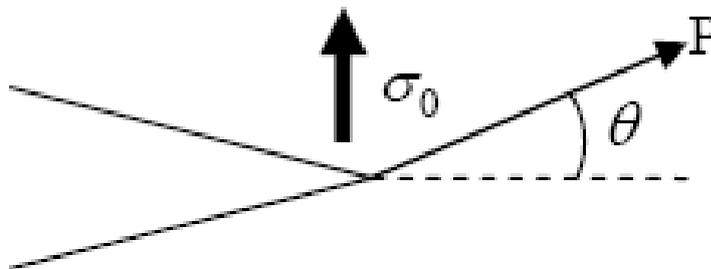


Figura 5.44: apice della cricca

Dato che per le short crack sono risultate non valide le equazioni della LEFM, sono state proposti modelli alternativi che ne descrivono il comportamento. Hutchinson e Rice hanno proposto delle leggi valide in campo elastico non lineare, che descrivono il campo di tensioni con formule del tipo :

$$\sigma(r, \theta) = \left(\frac{E' J}{\sigma_0^2 r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \sigma_0 f(\theta, n) \text{ per } r \rightarrow 0$$

dove il parametro che regola il processo è l'integrale J, analogo al "K" usato nella LEFM. E' è il valore del modulo elastico locale; se la zona elasticizzata è piccola, vale la relazione:

$$J = \frac{K^2}{E'}$$

Il J-integral è ampiamente accettato come un parametro della meccanica della frattura per risposta del materiale lineare e non lineare.

E' collegato al rilascio di energia associato con la crescita della cricca ed è una misura dell'intensità di deformazione nei confronti di un intaglio o apice della cricca, specialmente per materiali non lineari. Se la risposta del materiale è lineare, può essere correlato al fattore di intensità degli stress. A causa dell'importanza del J-integral nell'accertamento di difetti, la sua accurata valutazione numerica è di importanza vitale all'applicazione pratica della meccanica della frattura nei calcoli progettuali.

I software agli elementi finiti (come Abaqus) forniscono una procedura per tali valutazioni del J-integral, basata sui metodi di estensione/dominio integrale di una cricca virtuale (Parks,1977 e Shih, Moran, e Nakamura, 1986).

Nel contesto dell'analisi quasi statica, il J-integral è definito in due dimensioni come

$$J = \lim_{\Gamma \rightarrow 0} \int_{\Gamma} n \cdot H \cdot q d\Gamma \quad (4.1)$$

dove Γ è un contorno che inizia sulla superficie inferiore della cricca e finisce sulla superficie superiore (in verso contrario al senso orario) come mostrato in figura 5.45. Il limite $\Gamma \rightarrow 0$ indica che Γ si restringe sull'apice della cricca; q è un vettore unitario nella direzione di estensione virtuale della cricca; ed n è la normale uscente a Γ . Inoltre H è dato da:

$$H = WI - \sigma \cdot \frac{\partial u}{\partial x} \quad (4.2)$$

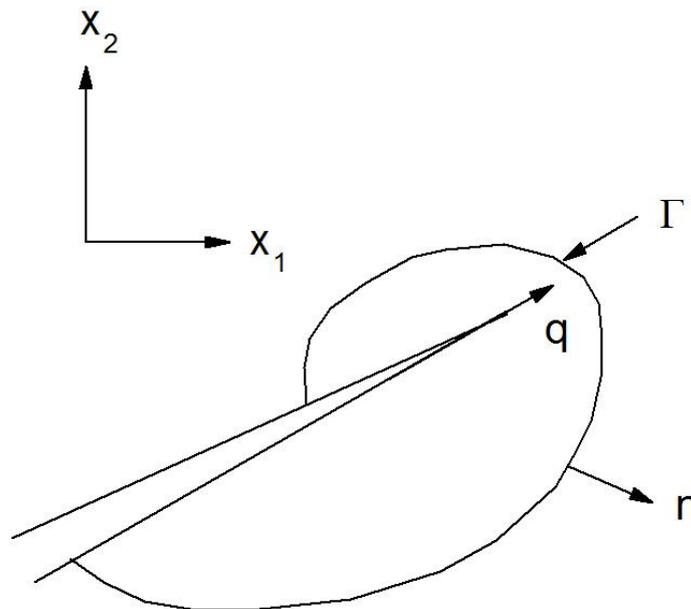


Figura 5.45: contorno per la valutazione del J-integral

Nel contesto di problema piano, assumendo un sistema di riferimento cartesiano con l'asse x coincidente con la direzione della cricca l'espressione del J-integral scritta in una forma equivalente conduce a:

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds) \quad (4.3)$$

dove:

\mathbf{T} è il vettore di tensione definito in accordo alla normale uscente lungo Γ , $T_i = \sigma_{ij}n_j$,

u è lo spostamento nella direzione x ,

ds è un elemento di Γ .

Ovviamente, W è l'energia di deformazione per unità di volume e può essere mostrato che $J = 0$ lungo ciascun contorno chiuso.

Il J-integral è una quantità di energia rilasciata. Si noti che i due termini nell'integrando, chiamati W e $T\partial u/\partial x$, hanno entrambi la dimensione di $\sigma\varepsilon$, che è l'energia di deformazione.

Rice ha mostrato che il J-integral come definito lungo un contorno intorno l'apice della cricca (figura 5.46) è il cambiamento nell'energia potenziale per una virtuale

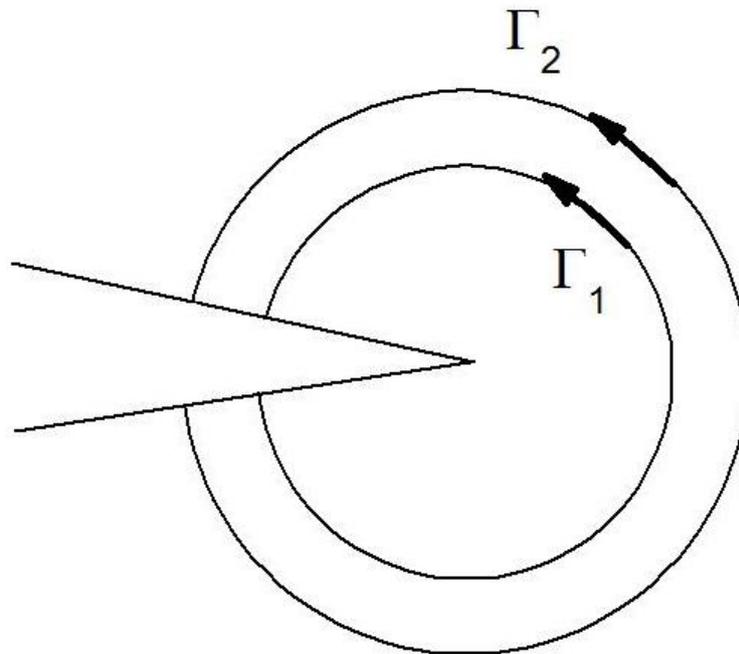


Figura 5.46: percorsi integrali intorno all'apice della cricca.

estensione della cricca data da:

$$J = - \frac{\partial V}{\partial a} \quad (4.4)$$

dove V è l'energia potenziale.

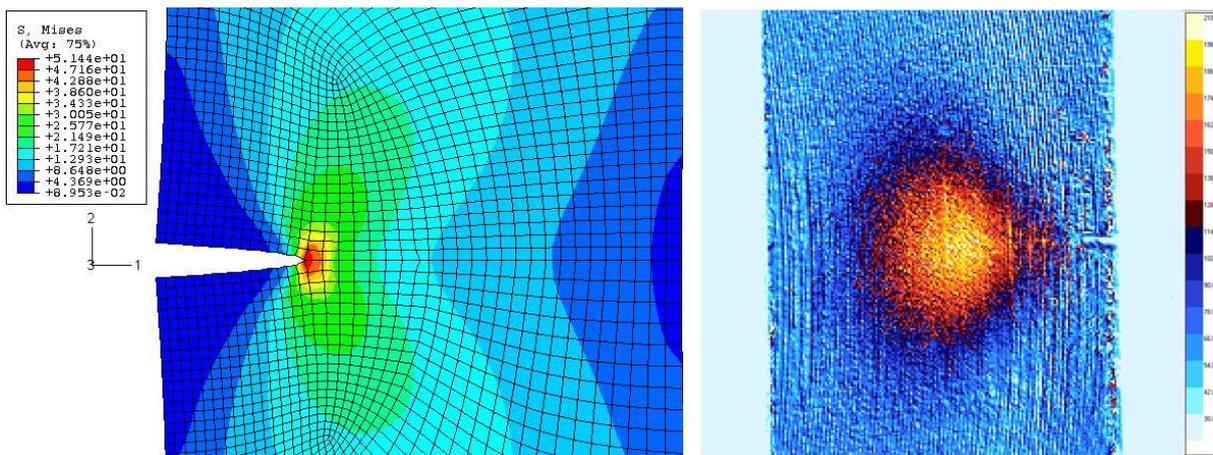


Figura 5.47: zona plastica durante l'apertura di una cricca.

Dowling e Bowling & Begley hanno proposto di legare la velocità di propagazione delle short cracks all'integrale J invece che al ΔK , ottenendo in tale modo risultati apprezzabili. L'equazione del Paris diventa, quindi:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta J)^m$$

Purtroppo anche questa teorizzazione ha fallito nel dare un quadro unitario della propagazione di short e long cracks. Ciò, probabilmente, è dovuto all'interazione della cricca con la zona elasticizzata al suo apice. Nel caso delle long cracks ($> 1\text{mm}$), la zona plasticizzata ha un raggio, in condizioni di stato piano di sollecitazione, pari a:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right)^2$$

Questa zona è funzione del massimo fattore di intensificazione degli sforzi e della tensione di rottura del materiale. Per le cricche lunghe, trascurando la zona elasticizzata nell'analisi della propagazione, commettiamo errore relativo più piccolo che per le cricche corte. Un motivo fondamentale, per cui le cricche corte crescono più velocemente di quelle lunghe, potrebbe essere la differenza della deformazione plastica residua intorno all'apice della cricca. Nel caso di short cracks, con una piccola zona plasticizzata, più estesa. La minore deformazione per le cricche corte è dovuta all' "effetto chiusura", per il quale la tensione, e quindi il "K", a cui i bordi della cricca si aprono, K_0 , è maggiore della tensione minima applicata durante il ciclo di carico; questo a causa delle tensioni residue di compressione agli apici della cricca.

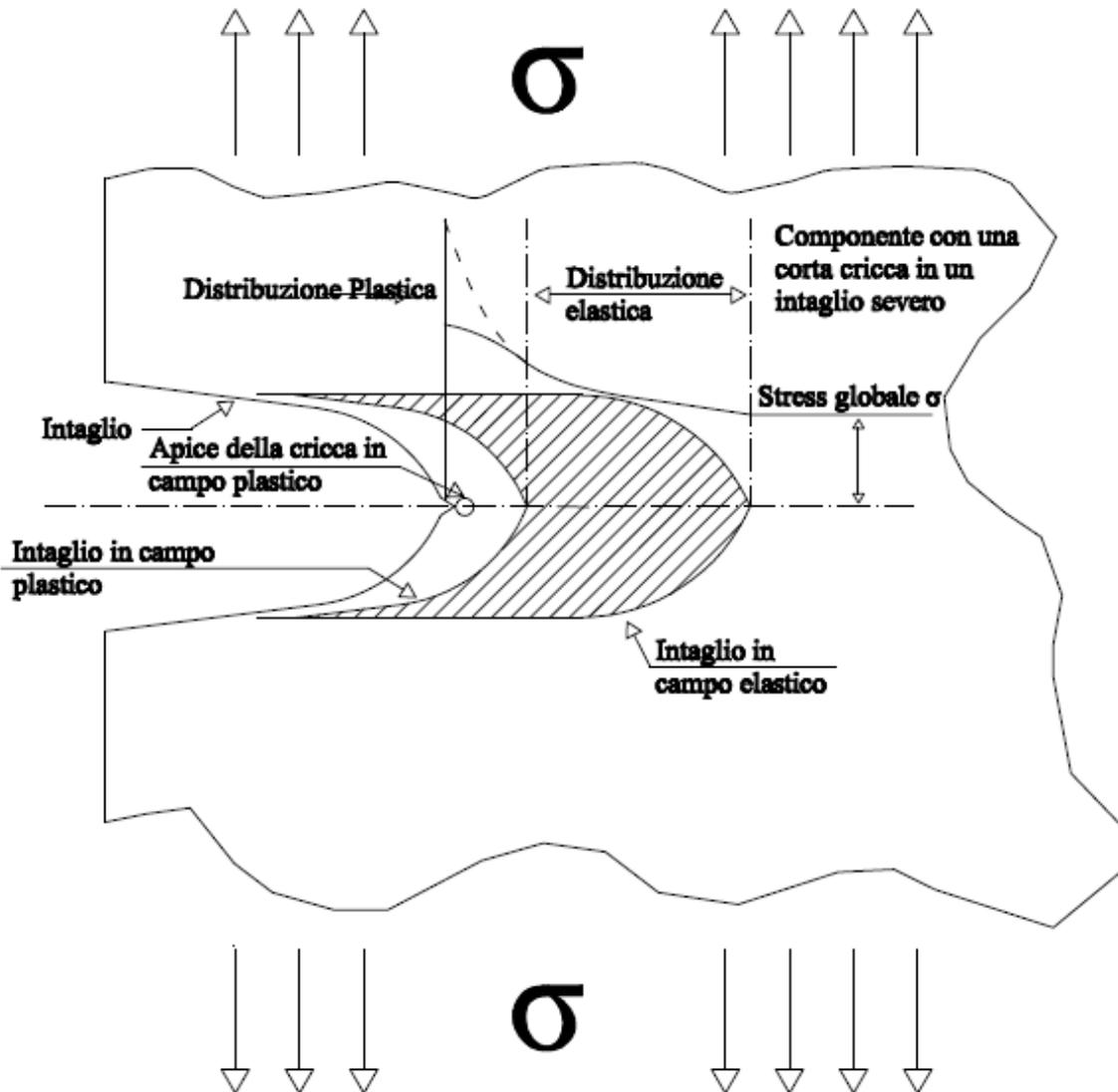


Figura 5.48: zona in campo plastico e zona in campo elastico all'apice di una cricca corta.

La differenza tra il K_{\max} e il K_0 viene chiamato K_{eff} , ed è stato dimostrato che è esso che regola il meccanismo di propagazione delle rotture per fatica. E' stato verificato che le cricche lunghe spesso presentano una chiusura della cricca prima che il carico applicato sia completamente rimosso; ciò può essere dovuto a vari fattori come rugosità del bordo o impurità all'interno della cricca. Morris, James & Buck hanno dimostrato, con test su provini in lega di titanio, che l' "effetto chiusura" cresce a crescere della dimensione della cricca, sino a raggiungere asintoticamente il valore relativo alle long crack. Questi fattori sono legati alla lunghezza della cricca e, quindi, più influenti per le cricche lunghe che per quelle corte.

La prematura chiusura della cricca fa sì che una parte del carico applicato serva ad aprire la cricca e solo una certa percentuale alla propagazione di questa. Si ha perciò :

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\max} - K_{\text{apert}}$$

La riduzione del fattore di intensificazione degli sforzi è stata verificata solo per $K_{\min} \leq K_{\text{apert}}$ e pertanto l'effetto della chiusura anticipata della cricca è significativa solo per i carichi che hanno una fase di compressione significativa. Essendo quindi, a parità di ΔK , il ΔK_{eff} maggiore per le short crack che per le long cracks, la velocità di crescita delle prime risulterà maggiore di quella delle seconde. E' fondamentale, quindi per lo sviluppo dei metodi matematici per la predizione dell'avanzamento della cricca, la conoscenza del fattore di intensificazione degli sforzi.

Determinazione del fattore di intensificazione degli sforzi

Newman in un suo lavoro ha proposto la seguente formula per la determinazione del fattore di intensità degli sforzi nel caso di short cracks:

$$K = S_i \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F_i$$

Essa è stata ricavata da fattori di intensificazione degli sforzi calcolati con metodi agli elementi finiti e con metodi con funzioni peso per cricche superficiali e d'angolo, dove:

S_i = tensione uniforme asintotica,

Q = fattore di forma della cricca,

F_i = fattore di correzione che tiene conto di varie condizioni al contorno.

Più in particolare, il calcolo del fattore di intensificazione degli sforzi assume che la "surface crack", semiellittica, sia collocata al centro della radice dell'intaglio e che la "corner crack" sia posizionata allo spigolo. Per calcolare il fattore di intensificazione degli sforzi nel punto dove la cricca interseca la superficie dell'intaglio ($\Phi = \pi / 2$), è necessario conoscere le dimensioni "a" (o L), lunghezza della cricca, e "c", profondità della stessa come mostrato in figura 5.49.

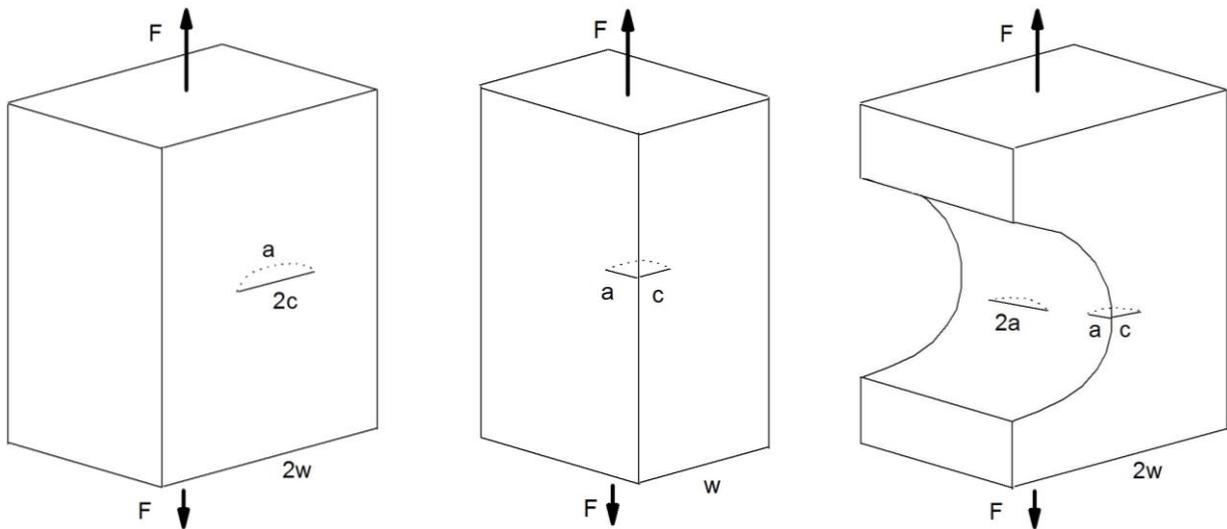


Figura 5.49: tipi di provino utilizzati per le prove su short crack.

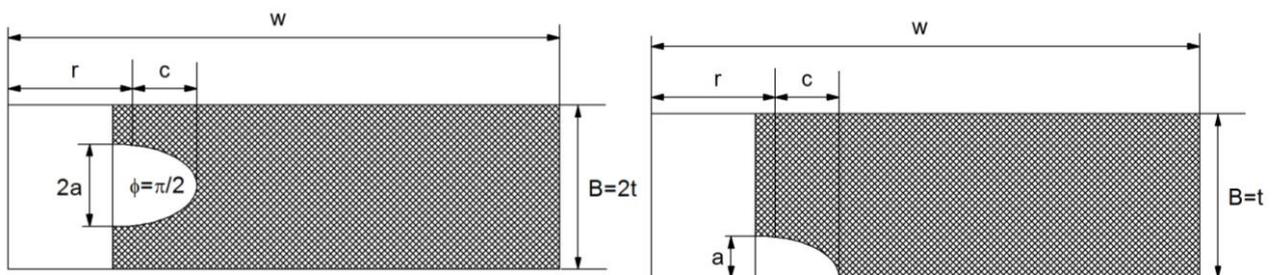


Figura 5.50: definizione delle dimensioni a e c relativamente a surface-crack e corner-crack.

La profondità della cricca “c” è calcolata tramite la seguente equazione

$$\frac{c}{a} = 0.9 - 0.25 \left(\frac{a}{t} \right)^2 = 0.9 - 0.25 \left(\frac{L}{B} \right)^2$$

sia per una cricca superficiale che di spigolo.

L’equazione su scritta, approssima bene la relazione tra “a” e “c” per cricche nucleatesi spontaneamente; dato che le cricche studiate si sono propagate da un innesco e che non seguivano bene l’equazione precedente, è stato deciso di utilizzare per il rapporto c/a una legge lineare tra i valori iniziali e finali. L’equazione per la variazione del fattore di intensificazione degli sforzi per una “surface crack” sita al centro dell’intaglio è

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F_{SH}$$

per

$$0.2 \leq \frac{a}{c} \leq 2 \text{ e } \frac{a}{t} < 1$$

La variazione di sforzo (ΔS) è la variazione di carico ($S_{\max} - S_{\min}$).

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65} \text{ se } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$Q = 1 + 1.464 \left(\frac{c}{a} \right)^{1.65} \text{ se } \frac{a}{c} > 1$$

Per le cricche superficiali alla radice di un intaglio semicircolare si ha:

$$F_{sn} = \left[M_1 + M_2 \left(\frac{a}{t} \right)^2 + M_3 \left(\frac{a}{t} \right)^4 \right] g_1 g_2 g_3 g_4 g_5 f_\phi f_w$$

Dove, per $\frac{a}{c} \leq 1$,

$$M_1 = 1$$

$$M_2 = \frac{0.5}{0.11 + \left(\frac{a}{c} \right)^2}$$

$$M_3 = \frac{0.29}{0.23 + \left(\frac{a}{c} \right)^2}$$

$$g_1 = \frac{\left(\frac{a}{r} \right)^4 \left(2.6 - 2 \frac{a}{t} \right)^{\frac{1}{2}}}{1 + 4 \left(\frac{a}{c} \right)} |\cos \phi|$$

$$g_2 = \frac{1 + 0.358\lambda + 1.452\lambda^2 - 1.578\lambda^3 + 2.156\lambda^4}{1 + 0.08\lambda^2}$$

$$\lambda = \frac{1}{1 + \frac{c}{r} \cos(0.9\phi)}$$

$$g_3 = 1 + 0.1(1 - \cos \phi)^2 \left(1 - \frac{a}{t} \right)^{10}$$

$$g_4 = 1.14 - \frac{0.1}{1 + \left(\frac{c}{r}\right)^{\frac{1}{2}}}$$

$$f_w = 1 - 0.2\gamma + 9.4\gamma^2 - 19.4\gamma^3 + 27.1\gamma^4$$

Dove

$$\gamma = \frac{c+r}{w}$$

La funzione f_ϕ è data da

$$f_\phi = \left[\left(\frac{a}{c}\right)^2 \cos^2 \phi + \sin^2 \phi \right]^{\frac{1}{4}}$$

Per $\frac{a}{c} > 1$

$$M_1 = \left(\frac{c}{a}\right)^{\frac{1}{2}}$$

$$f_\phi = \left[\left(\frac{c}{a}\right)^2 \sin^2 \phi + \cos^2 \phi \right]^{\frac{1}{4}}$$

mentre $M_2, M_3, g_1, g_2, \lambda, g_3, g_4$ e f_w rimangono quelli precedentemente esposti.

Per le cricche d'angolo alla radice di un intaglio semicircolare, l'equazione cambia in:

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} F_{en}$$

per

$$0.2 \leq \frac{a}{c} \leq 2 \text{ e } \frac{a}{t} < 1$$

$$F_{en} = F_{sn} \left(1.13 - 0.09 \frac{a}{c} \right) \text{ se } \frac{a}{c} \leq 1$$

$$F_{en} = F_{sn} \left(1 + 0.04 \frac{c}{a} \right) \text{ se } \frac{a}{c} > 1$$

Il calcolo della velocità di crescita per una sollecitazione ad ampiezza costante è dato dalla relazione:

$$\frac{dc}{dN} = \frac{\Delta c}{\Delta N} = \frac{c_{i+1} - c_i}{N_{i+1} - N_i}$$

La corrispondente variazione del fattore di intensificazione degli sforzi è calcolata alla lunghezza media:

$$c = \frac{c_i + c_{i+1}}{2}$$

E' possibile, quindi, creare i grafici che mostrano l'avanzamento della cricca in funzione dei cicli di carico effettuati e della velocità di propagazione in funzione della lunghezza della cricca o della variazione del fattore di intensificazione degli sforzi.