

PROPAGAZIONE DI MICROCRICCHE IN FILI DI ACCIAIO EUTETTOIDICO

S. Beretta, S. Matteazzi
Politecnico di Milano - Dipartimento di Meccanica
Piazza Leonardo da Vinci 32
20133 Milano

Sommario

Recenti studi hanno mostrato che il cedimento per fatica dei fili in acciaio eutettoidico ha origine dai difetti superficiali indotti dal processo di trafilatura. In questa ricerca è stata analizzata la propagazione di microcricche su di un filo ad alta resistenza in acciaio eutettoidico. Lo studio ha portato alla descrizione del processo di fatica a partire dalle difettosità superficiali ed alla formulazione di un modello EPFM per il calcolo della velocità di propagazione delle microcricche.

Introduzione

In generale il processo del cedimento a fatica di pezzi lisci può essere diviso in tre differenti stadi: la nascita di una microcricca da microdifetti e punti tripli fino ad una dimensione comparabile con quella delle barriere microstrutturali (MFM), la propagazione (EPFM) fino alla formazione di una frattura il cui accrescimento è infine controllato dalla legge di Paris [1]. Nel quadro di questa descrizione generale i fili eutettoidici occupano un ruolo particolare poichè il loro danneggiamento per fatica è controllato dalla condizione superficiale dovuta al processo di trafilatura a freddo. Infatti, a fronte di elevatissime caratteristiche tensili ($R_m > 1300$ MPa), il limite di fatica dei fili è molto basso ($\sigma_f/R_m = 0.15-0.3$ [2]), suggerendo così la presenza di elevate concentrazioni di sforzo sulla superficie dei fili [3].

Verpoest et al. [4] per primi hanno presentato alcuni meccanismi di nucleazione a partire dalla superficie "a corteccia" di fili per fune ($\varnothing = 2$ mm). Descrivendo il limite di fatica come soglia di propagazione dei difetti superficiali, per mezzo del ΔK_{th} ricavato su cricche lunghe, gli autori hanno stimato dei difetti superficiali aventi dimensioni tra 5 e 25 μm .

LLorca e Sanchez-Galvez hanno analizzato l'effetto del rapporto di ciclo - R - sul ΔK_{th} e sulla *closure* [5] nel caso di barre in acciaio eutettoidico usate per il calcestruzzo precompresso ($\varnothing = 7$ mm), raccogliendo e raggruppando i risultati fino a quel momento raggiunti sulla fatica degli acciai eutettoidici. Essi hanno inoltre discusso l'applicazione della Meccanica della Frattura Elastica Lineare alla previsione di vita [6,7,8], trascurando così la nucleazione delle cricche, a partire da una popolazione di difetti (cavità e difetti associati alle inclusioni con profondità 30-70 μm) derivata dai risultati da essi raccolti.

I presenti autori hanno precedentemente studiato la legge di propagazione delle cricche e la soglia di propagazione nel caso di un filo per fune di dimensioni molto piccole. In quello studio è stato possibile ottenere una buona previsione dell'intero diagramma S-N,

avendo stimato la dimensione dei difetti iniziali (profondità tra 17 e 42 μm) per mezzo della legge di propagazione delle cricche ricavata sperimentalmente.

Considerando che la microstruttura dei fili eutettoidici ha una dimensione tipica di 5-10 μm , è possibile notare come i difetti superficiali causati dalla trafilatura siano più grandi della dimensione microstrutturale: ciò suggerisce che lo stadio iniziale della propagazione sia trascurabile. In questa ricerca abbiamo studiato il problema delle *short-cracks* in un acciaio eutettoidico ad alta resistenza, esaminando le soglie e la propagazione delle microcricche.

Esperimenti

I fili studiati sono fili non-cordati del diametro di 1.97 mm, usati nella formazione di funi per funivie. I fili, la cui composizione chimica è mostrata in tab. 1, sono stati ottenuti da una vergella $\varnothing=5.5$ mm soggetta ad 11 passaggi in trafilatura fino al diametro finale (riduzione totale di sezione=87.2%).

Le proprietà meccaniche del filo erano: $R_m=1855$ MPa; $R_{p0.2}=1540$ MPa; $A=1.61\%$. Le tensioni residue, misurate con diffrazione ai raggi X, sono risultate praticamente trascurabili (6-10 MPa). Lo snervamento ciclico è risultato 1200 MPa. Le proprietà meccaniche hanno mostrato un buon accordo con quelle riportate in [4] per un filo del diametro di 1.99 mm soggetto alla medesima riduzione in trafilatura.

La microstruttura del filo ha rivelato una fine struttura perlitica, orientata nella direzione longitudinale, con una spaziatura delle lamelle di circa 0.1 μm ed una dimensione media delle colonie di perlite tra 7 e 10 μm . La microstruttura è molto deformata e distorta tra colonie di perlite adiacenti, queste ultime possono essere distinte dall'orientazione delle lamelle. La microdurezza del filo, determinata con punzone Vickers (50 gr.), è risultata pari a 470 ± 30 HV.

Per misurare e valutare le fessurazioni superficiali e le disomogeneità responsabili delle fratture per fatica, è stata osservata al microscopio la superficie del filo per mezzo di sezioni lappate longitudinali. Tale operazione, identica a quella proposta da Murakami per l'analisi delle inclusioni negli acciai ad alta resistenza [11,12], ha rivelato una grande quantità di fessurazioni, ripiegature ed inclusioni sub-superficiali. Le morfologie di tali difetti sono simili a quelle descritte in [4], pur se punti tripli come quello di fig. 2.a non sono stati mai descritti. Va comunque ricordato come nel caso dei fili per funi di piccolo diametro le inclusioni giochino un ruolo minore che nel caso delle barre esaminate da LLorca [5], a causa delle minori dimensioni e della posizione subsuperficiale. A causa della notevole quantità di difetti, si è deciso di registrare solo i difetti maggiori rilevati su un'area di controllo di (S_0) di 0.0014 mm^2 . I difetti così campionati appartengono ad una distribuzione *largest extreme value* [12] avente una profondità media di 8.7 μm . La stima della profondità del difetto massimo che può essere trovato su un filo può essere calcolata come la cricca avente periodo di ritorno pari a S_{tot}/S_0 : si ricava una cricca avente una profondità di 32.5 ± 10 μm .

Prove di fatica

Sui fili furono eseguite diverse serie di prove di fatica assiale pulsante ($R=0.1$) per determinare: il diagramma S-N completo, la forma delle cricche propaganti, la velocità di accrescimento delle cricche e le soglie di propagazione. Le prove di fatica furono eseguite

su un pulsatore da 3000 N alla frequenza di 30 Hz. I provini usati, lunghezza totale 200 mm e tratto utile 100 mm, sono stati rullati alle estremità per evitare rotture in corrispondenza degli afferraggi.

Le tecniche precedentemente adottate per ottenere la velocità di propagazione delle cricche sono il metodo della caduta di potenziale [4] su provini lisci ed i metodi della colorazione con riscaldamento della superficie di avanzamento e della cedevolezza su provini profondamente precriccati. Il metodo della caduta di potenziale in corrente alternata permette di rivelare avanzamenti di cricca dell'ordine dello 0.05% dell'area del provino [13], ma la velocità del metodo è controbilanciata dalla non trascurabile dispersione dei risultati e dall'impossibilità di individuare le microcricche nelle fasi iniziali della vita a fatica: i siti di nucleazione possono essere analizzati solo dopo la prova e così i meccanismi di formazione della cricca possono solo essere ipotizzati [4]. D'altro canto gli altri due metodi sono precisi ma necessitano di provini profondamente criccati: i dati ottenuti si riferiscono quindi solo al campo delle cricche lunghe.

Per osservare direttamente la nucleazione delle cricche a partire dai difetti superficiali, si è deciso di adottare, per l'indagine sulla velocità di accrescimento delle cricche, il metodo delle repliche plastiche. A causa dell'impossibilità pratica di esaminare l'intera superficie dei provini, i fili per la determinazione della propagazione sono stati completamente rullati, eccetto una zona centrale di 20 mm, su cui le repliche sono state eseguite.

Risultati

Il diagramma S-N completo del filo esaminato è riportato in fig. 3. Il limite di fatica, ottenuto con il metodo stair-case ed un numero di cicli di interruzione prove pari a $5 \cdot 10^6$, è risultato pari a 500 ± 95 MPa: tale risultato è in ottimo accordo con i dati di [2].

La superficie di frattura dei fili rotti nelle prove di fatica ha mostrato la tipica morfologia detta TTS [14]: a causa dell'anisotropia della microstruttura l'avanzamento di cricca è accompagnato dalle formazioni di strappi interlamellari perpendicolarmente alla direzione principale di propagazione. Tale meccanismo è amplificato ai livelli intermedi di ΔK ($\Delta K \approx 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) portando alla formazione di strappi tra le colonie di perlite.

L'osservazione delle repliche plastiche ha permesso di seguire diverse cricche originate naturalmente da difetti e striature longitudinali. In fig. 4 è mostrata una cricca nucleata da una cavità tra le colonie di perlite. Nei primi stadi della propagazione le microcricche sono influenzate dalla morfologia a "corteccia" della superficie del filo, essendo soggette a deviazioni e salti passando attraverso i solchi longitudinali e le cavità.

La misura della geometria sulla superficie ossidata di provini soggetti a prove di fatica interrotte ha mostrato una forma della cricca semicircolare fino ad una profondità di 200 μm . Aumentando la profondità le cricche si allargano, più rapidamente di quanto previsto in [8,15]. Considerando che tutte le cricche esaminate mostrano un meccanismo di nucleazione simile a quello di fig.4, si è assunto che la forma della cricca sia semicircolare nei primi stadi di accrescimento. E' stato quindi possibile calcolare agevolmente la profondità delle cricche sulla base dell'assunzione precedente e della relazione lineare tra a - e la lunghezza circonferenziale s -. Per descrivere adeguatamente la reale evoluzione di forma delle cricche durante l'accrescimento abbiamo adottato, per il calcolo del fattore

d'intensificazione degli sforzi all'apice della cricca, la formulazione di Astiz [16], con la quale è stato possibile calcolare ΔK per la forma variabile piuttosto che interpolare il fattore di forma di cricche aventi geometria assegnata [9,17].

Le misure delle lunghezze circonferenziali delle cricche originantesi dai difetti naturali ha portato alla determinazione, conoscendo la forma delle cricche durante l'avanzamento, della legge di propagazione. Per investigare la presenza di un effetto short crack, gli esperimenti sono stati condotti a differenti livelli di sforzo. I dati della propagazione, in termini di velocità di accrescimento contro ΔK sono riportati in fig. 6 ove sono inoltre riportati i dati relativi a cricche lunghe. L'insieme dei punti di propagazione aventi $da/dN > 10^{-8}$ m/ciclo sono stati interpolati con l'equazione:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (1)$$

dove $C = 7.1121 \cdot 10^{-11}$ ed $m = 2.1336$.

Le repliche hanno anche permesso di misurare la *closure* ai differenti livelli di ΔK . I risultati di tab.II mostrano chiaramente che la *closure ratio* -U- possa essere assunta costante nell'intero campo dei dati di propagazione. Questa considerazione, unita al fatto che i valori di U sono molto prossimi all'unità, può giustificare gli approci dei precedenti autori [4-9], che avevano trascurato i fenomeni della closure. Va inoltre notato come, a causa dell'elevato valore del carico di snervamento, il ruolo principale nella closure sia giocato dalla rugosità superficiale dovuta al TTS. Infatti considerando la morfologia della sopracitata "macro-rugosità" i valori del rapporto K_{op}/K_{max} sono risultati in accordo con quelli previsti in [18,19]. Sulla base dell'effettiva variazione del fattore d'intensità degli sforzi la (2) può essere riscritta come:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot \Delta K_{eff}^{m'} \quad (2)$$

con coefficienti $C' = 9.1198 \cdot 10^{-11}$ ed $m' = 2.1336$.

Modello di propagazione delle cricche

Le soglie di propagazione sono state ottenute sia usando il metodo del ΔK -decescente sia il metodo sviluppato in [9]. Il ΔK_{th} medio per le cricche lunghe ($a > 400 \mu m$) è risultato pari a $4.5 \text{ MPa}\sqrt{m}$: tale risultato è in ottimo accordo con i risultati sperimentali in [4].

I risultati sperimentali relativi alle soglie sono riassunti nel cosiddetto "diagramma di Kitagawa" di fig.7. Considerando che il limite di fatica teorico corrisponde allo snervamento ciclico ($\sigma_{cyc} = 1200 \text{ MPa}$) [1], è possibile apprezzare la presenza di difetti dalla diminuzione drastica del limite di fatica fino a 500 MPa . La variazione del ΔK_{th} con la profondità di cricca è stata descritta, ottenendo un buon accordo con i dati sperimentali, tramite il modello di El-Haddad:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,lc} \cdot \sqrt{\frac{a}{a + a_0}} \quad (3)$$

I dati di fig. 7 mostrano come i livelli di sforzo del diagramma S-N cadano nel campo di applicazione dell' EPFM. Inoltre va considerato che i difetti sopracitati hanno una dimensione comparabile con quella delle colonie di perlite, che sono le barriere microstrutturali influenzanti la propagazione nei primi stadi di propagazione. In base a tali considerazioni si è assunto che le microfratture superficiali del filo saltino la fase microstrutturale della propagazione (MFM) e che la propagazione delle short cracks possa essere modellata con un approccio EPFM. Il modello adottato per descrivere la propagazione delle microcricche è una versione del modello in [20], modificata per tener conto del contributo della plasticità [21]:

$$\frac{da}{dN} = C' \cdot (\Delta K_{p, \text{eff}}^{m'} - \Delta K_{th, \text{eff}}^{m'}) \quad (4)$$

in cui il fattore d'intensità degli sforzi con la correzione plastica è stato calcolato considerando la profondità di cricca $a' = a + r_p$ (deformazione piana) [22].

Poiché la closure si sviluppa completamente quando la cricca ha la dimensione di alcune colonie si è assunta, per ottenere un diagramma simile a quelli in [22], la seguente espressione per la closure ratio:

$$r_p(a) = 0.89 \cdot \left[1 + 0.11 \cdot \exp\left(-\frac{a}{20}\right) \right] \quad (5)$$

I risultati della legge di propagazione sono mostrati in fig. 8. L'accordo con i risultati sperimentali è molto buono, pur se ovviamente il modello non può descrivere l'interazione delle cricche con le solcature superficiali responsabili dell'irregolare velocità di propagazione.

L'eq. (4) ha permesso di ottenere, calcolando ai diversi livelli di sforzo la profondità media delle cricche aventi $\Delta K > \Delta K_{th}$ tramite la distribuzione *extreme value* dei difetti superficiali, una previsione del diagramma S-N in buon accordo con i risultati sperimentali.

Conclusioni

In questa ricerca è stato analizzato il comportamento a fatica di un filo per funi in acciaio eutettoidico. Usando il metodo delle repliche plastiche è stato possibile seguire l'accrescimento di cricche originate naturalmente dai difetti superficiali causati dal processo di trafilatura. I dati di propagazione delle cricche sono stati con successo descritti da un modello EPFM. Tramite tale modello è stato possibile ottenere previsioni del diagramma S-N in buon accordo con i risultati sperimentali.

Ringraziamenti

La ricerca è stata condotta con fondi MPI 40% 92-93 del Prof. G. Paolini. Si ringrazia la Redaelli Tecna S.p.A., specialmente l'ing. F. Clerici, per la fornitura del filo e la Mazzucchelli S.p.A. per la fornitura del materiale per le repliche.

Bibliografia

- [1] K.J. Miller (1993) The Two Thresholds of Fatigue Behaviour. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** **16**, pp. 931-939.
- [2] K. Becker (1978) On the fatigue resistance ability of rope wires. **Wire Ind.** **7**, pp. 531-536.
- [3] Po-We Kao, J.G. Byrne (1982) Fatigue Initiation Study of TMT Eutectoid Steel. **Met. Trans. A** **13**, pp. 855-864.
- [4] Verpoest I., Arnouldt E., Deruyttere A., De Bondt M (1985) The fatigue threshold, surface condition and fatigue limit of steel wire. **Int. J. Fatigue** **4** (1985) 199-214.
- [5] J. Llorca, V. Sanchez-Galvez (1987) Fatigue Threshold Determination in High Strength Cold Drawn Eutectoid Steels. **Engng. Fracture Mechanics** **26**, pp. 869-882.
- [6] J. Llorca, V. Sanchez-Galvez (1989) Fatigue Limit and fatigue Life Prediction in High Strength Cold Drawn Eutectoid Steel Wires. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** **12** pp. 31-45.
- [7] J. Llorca, J.M. Varona, V. Sanchez-Galvez, F. Gutierrez Solana (1989) Fatigue behaviour of wire ropes. **Materials and Structures**, **22**, pp. 411-419.
- [8] M. Elices, J. Llorca, M.A. Astiz (1994) Fatigue of steels for concrete reinforcement and cables. **Handbook of Fatigue Crack Propagation in Metallic Structures** (A. Carpinteri Ed.), Elsevier Science, pp. 191-220.
- [9] S. Beretta, M. Boniardi, S. Matteazzi (1994) Fatigue Behaviour of Rope Eutectoid Steel Wires. **Z. Metallkunde** **85**, pp. 282-287.
- [10] R.J.H. Wanhill (1986) Short Cracks in Aerospace Structures. **The Behaviour of Short Fatigue Cracks** (K.J. Miller and E.R. De Los Rios Eds.), MEP, London, pp. 27-36.
- [11] Y. Murakami, M. Endo (1994) Effect of defects, inclusion and inhomogeneities on fatigue strength. **Int. J. Fatigue** **16**, pp. 163-182.
- [12] Y. Murakami, T. Toriyama, E.M. Coudert (1994) Instructions for a new method of inclusion rating and correlations with the fatigue limit. **J. Testing and Evaluation** **22**, pp. 318-326.
- [13] I. Verpoest, E. Arnouldt, A. Deruyttere, M. Neyrink (1981) An Improved A.C. Potential Drop Method for Detecting Surface Microcrack During Fatigue Tests of Unnotched Specimens. **Fatigue Engng. Mater. Struct.** **3**, pp. 203-217.

- [14] G.T. Gray III, A.W. Thompson, J.C. Williams (1985) Influence of Microstructure on Fatigue Crack Initiation in Fully Pearlitic Steels. **Met. Trans. A**, **16**, pp. 753-760.
- [15] A. Carpinteri (1993) Shape Change of Surface Cracks in Round Bars under Cyclic Axial Loading. **Int. J. Fatigue** **15**, pp. 21-26.
- [16] M.A. Astiz (1986) An incompatible singular elastic element for two and three dimensional crack problems. **Int. J. Fracture** **31**, pp. 195-224.
- [17] E. Si (1990) Stress intensity factors for edge cracks in round bars. **Eng. Fract. Mechanics** **37**, pp. 805-812.
- [18] S. Suresh (1992) **Fatigue of Materials**. Cambridge University, Cambridge.
- [19] J. Llorca (1992) Roughness-induced fatigue crack closure: a numerical study. **Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.** **15**, pp. 655-669.
- [20] Y. Nakai, K. Ohji (1992) Predictions of growth rate and closure of short fatigue cracks. **Short fatigue Cracks**, ESIS 13 (K.J. Miller Ed.), MEP, London, pp. 169-189.
- [21] A.J. McEvily, Z. Yang (1992) An analysis of the rate of growth of short fatigue cracks. **Short fatigue Cracks**, ESIS 13 (K.J. Miller Ed.), MEP, London, pp. 439-448.
- [22] J.C. Newman Jr. (1992) Fracture mechanics parameters for Small Fatigue Cracks. **Small-Crack Test Methods**, ASTM STP 1149 (J. Larsen and J.E. Allison Eds.), ASTM, Philadelphia, pp. 6-33.
- [23] E.J. Gumbel (1957) **Statistics of Extremes**. Columbia University Press, New York.

Tab. I Composizione chimica del filo

C	Mn	Si	S	P	Al	Cr	V	Mo	Ni	Cu	N	Sn
0.76	0.66	0.26	0.007	0.0019	0.026	0.020	0.001	0.001	0.015	0.008	0.006	0.001

Tab. II. Closure ratio ai differenti livelli di ΔK

ΔK [MPa \sqrt{m}]	Closure ratio U
4.5	0.88
7.9	0.88
8.7	0.91
15	0.89

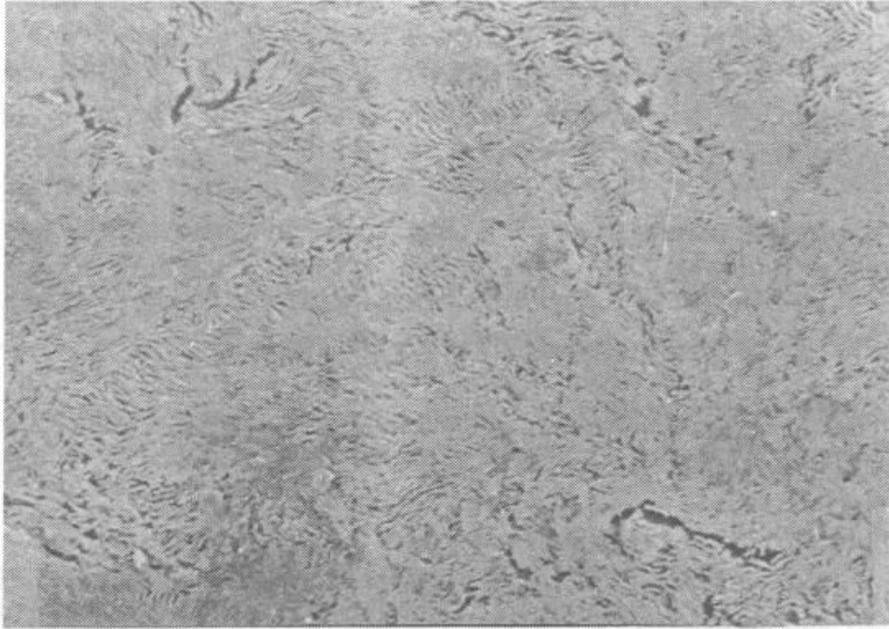


Fig. 1 Microstruttura del filo in un piano trasversale (x 7300).

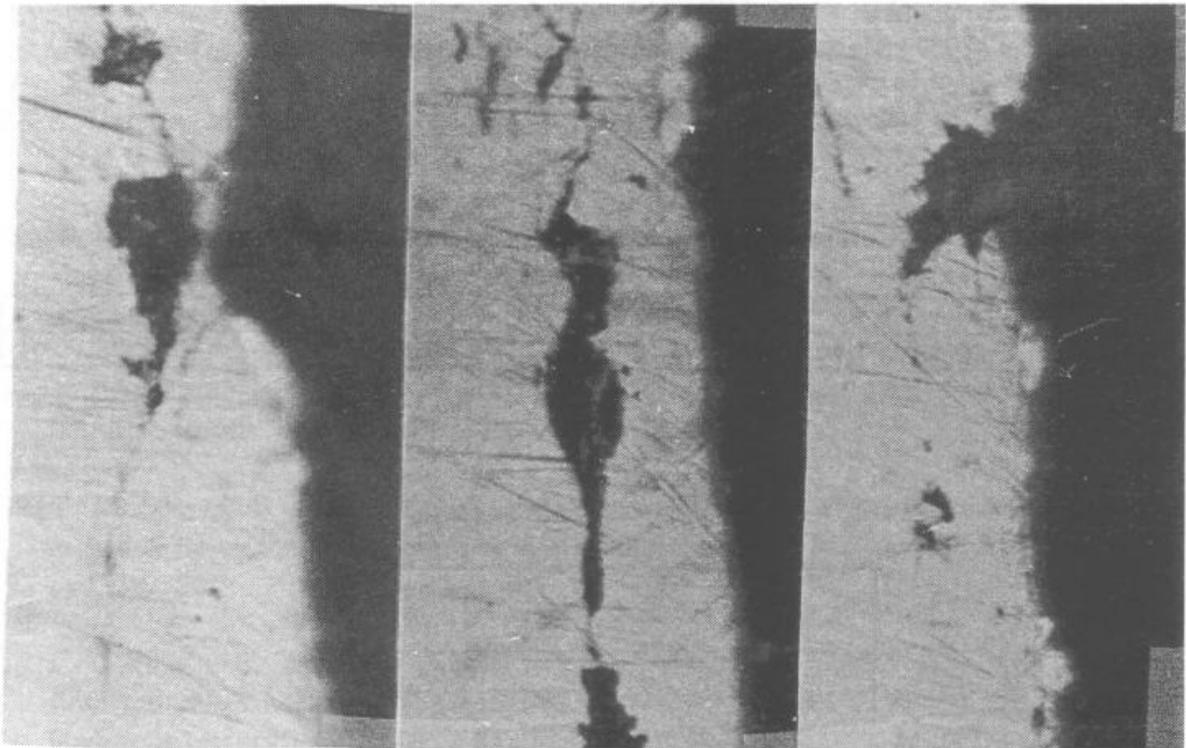


Fig. 2 Tipiche morfologie dei difetti risultanti da sezioni longitudinali (x 2000):
a) punto triplo; b) ripiegatura; c) cavità.

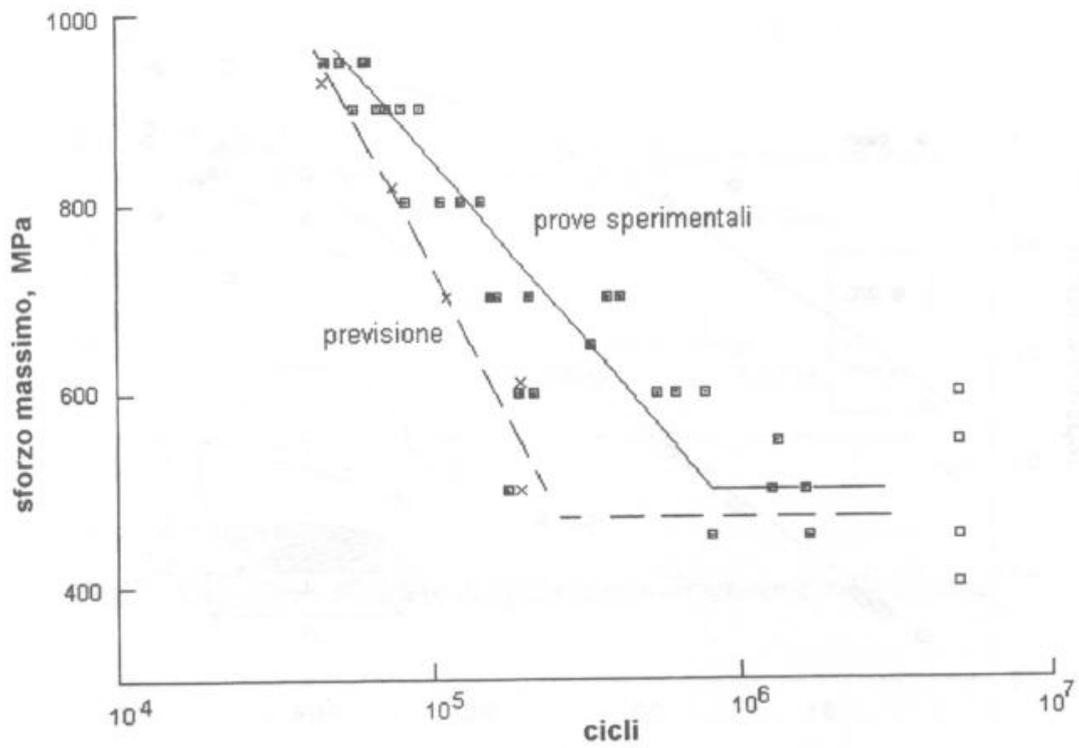


Fig. 3 Diagramma S-N sperimentale e previsione con il modello di propagazione.

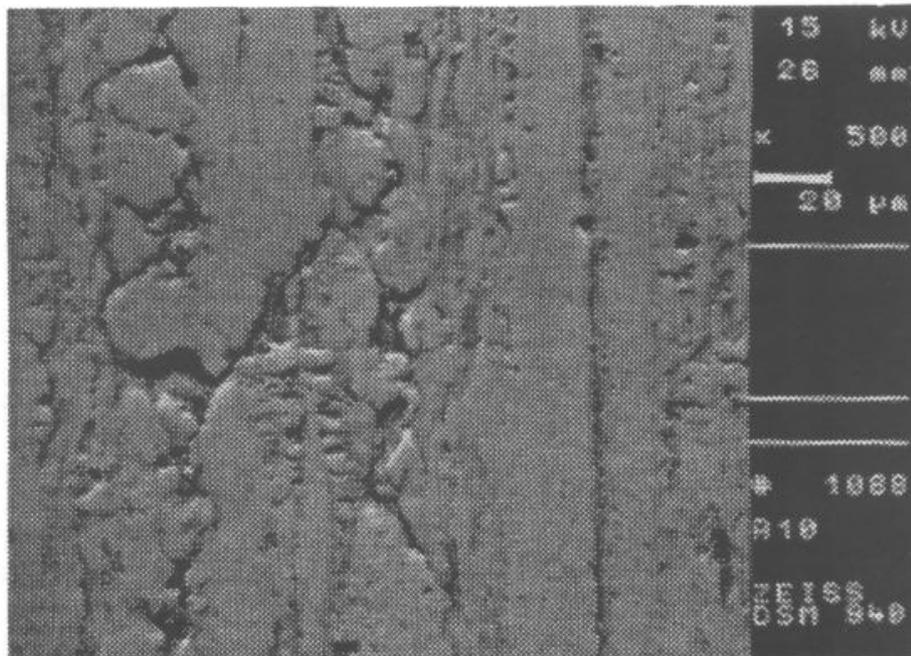


Fig. 4 Una cricca nucleata da una cavità osservata su una replica (x 500).

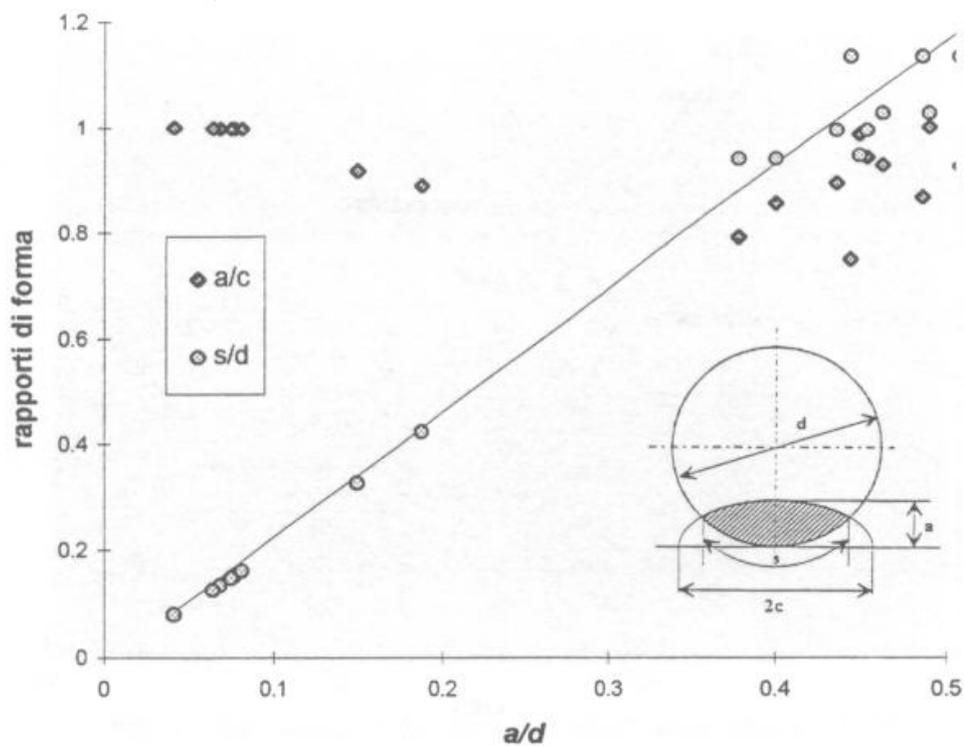


Fig. 5 Evoluzione di forma della cricca.

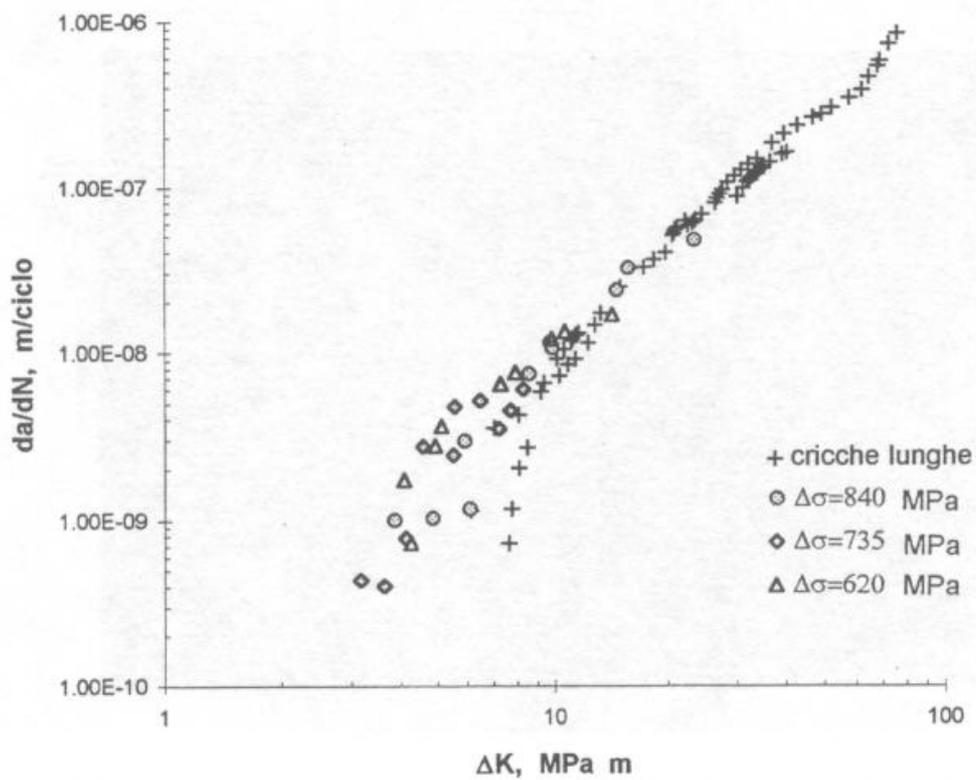


Fig. 6 Velocità di propagazione delle cricche al variare del ΔK .

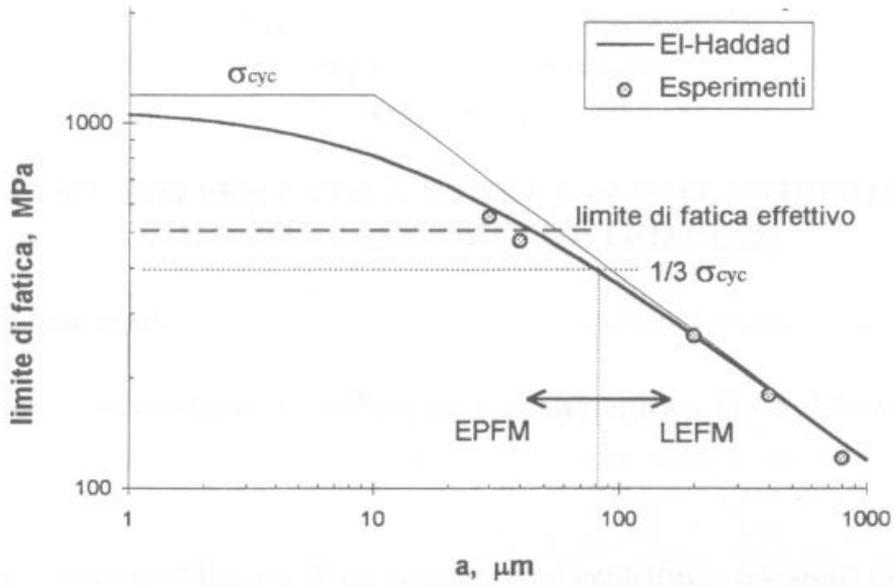


Fig. 7 Variazione del limite di fatica con la dimensione delle cricche.

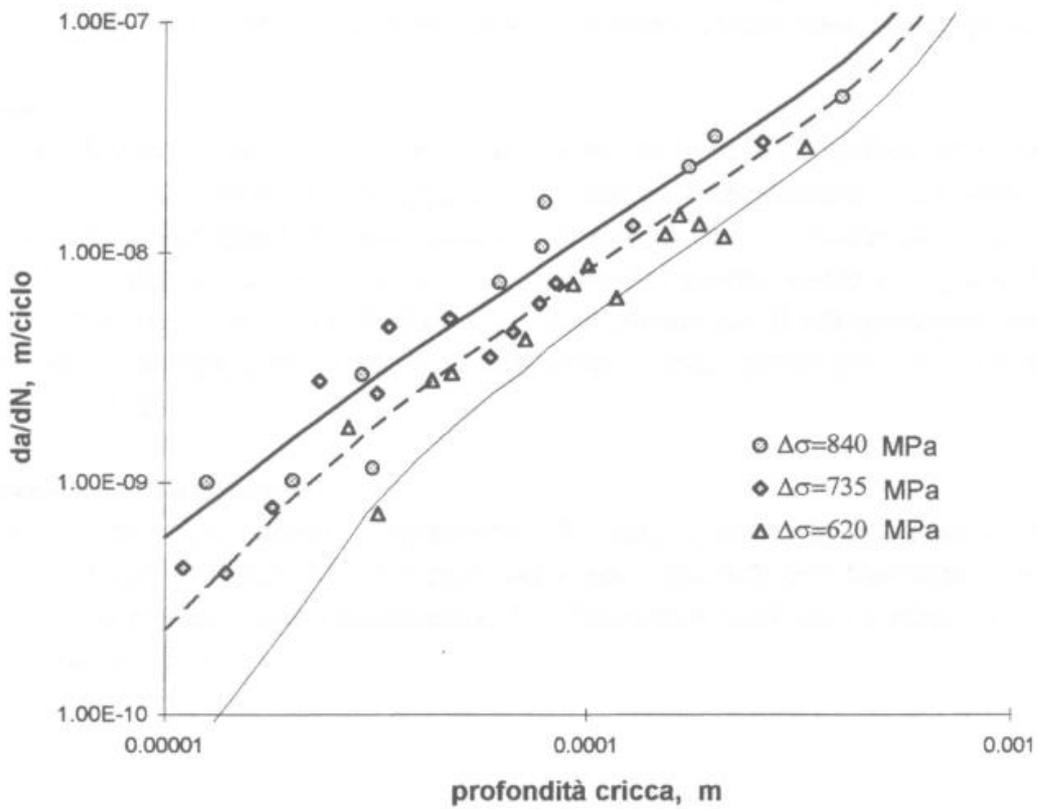


Fig. 8 Confronto tra previsione della velocità di propagazione e dati sperimentali ai diversi livelli di sforzo.