

STUDIO SPERIMENTALE SULLA PROPAGAZIONE A FATICA DI  
PICCOLE CRICCHE IN UN ACCIAIO 2½Cr1Mo.

S. Giamboni, G. Grisoni, Politecnico di Milano  
V. Bicego, CISE, Segrate-Milano

**Sommario.** Vengono descritti i contenuti di un'attività rivolta all'acquisizione di una metodologia sperimentale adatta a monitorare la propagazione di piccole cricche semiellittiche superficiali piane durante prove di fatica a temperatura ambiente e, in prospettiva, anche ad alta temperatura. I primi risultati testimoniano del buon grado di messa a punto delle procedure e delle tecniche sviluppate: in particolare si è potuto evidenziare la cinetica accelerata di crescita di una cricca su un acciaio 2½Cr1Mo, a partire da una profondità iniziale di 0.15mm.

## 1. INTRODUZIONE

Da un decennio si vanno intensificando a livello internazionale gli studi riguardanti il comportamento delle piccole cricche di fatica nei materiali strutturali. L'interesse è dovuto a diversi fattori di spinta:

- le piccole cricche, tipicamente quelle con profondità dell'ordine del decimo di mm per gli acciai e del centesimo di mm per le superleghe di Nickel e le leghe di Alluminio, sono anomale rispetto al comportamento a fatica delle grandi cricche tipiche degli studi di Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) (e in genere l'impiego di leggi di crescita valide per grandi cricche è non conservativo);
- la comprensione e quindi la possibilità di modellare il comportamento delle piccole cricche apre la strada all'applicazione di modelli per previsioni di vita dei componenti;
- nella pratica di laboratorio sono sempre più disponibili tecniche adeguate all'ottenimento di dati sperimentali riguardanti le piccole cricche;
- l'affinamento dei controlli non distruttivi (capacità di risolvere cricche sempre più piccole) rende le piccole cricche rilevanti per le filosofie di sicurezza;
- la produzione di componenti a difettosità controllata rende possibili analisi di "durability" (durata intesa in senso statistico, con implicazioni economiche) basata su calcoli di vita a propagazione dei difetti a partire dalla difettosità originaria.

Nel presente lavoro sono descritti i contenuti di una attività rivolta allo studio di piccole cricche semiellittiche superficiali su acciai. L'attività è stata resa possibile grazie a una collaborazione fra il CISE e il Politecnico di Milano, e ha costituito materia di tesi di laurea in Ingegneria Nucleare di due de-

gli autori di questa memoria. Il materiale in particolare considerato è l'acciaio per tubazioni 2½Cr1Mo (UNI 12CrMo910). Il lavoro ha inteso:

- sviluppare una tecnica (precricazione → creazione di una cricca lunga → asportazione di materiale superficiale) adatta all'ottenimento di piccole cricche in posizioni prefissate di un provino e con dimensioni volute (profondità minima 0.1mm);
- mettere a punto la metodologia di misura della profondità mediante la tecnica del Potential Drop (PD), tenendo conto anche di variazioni del fattore di forma della cricca (che influisce sulla calibrazione del PD);
- acquisire la capacità di rilevare curve di velocità di crescita di piccole cricche, da porre a confronto con le analoghe curve relative alle grandi cricche (queste ultime per i DK di interesse sono in zona di soglia).

## 2. IL PROBLEMA DELLE PICCOLE CRICCHE.

L'impiego del fattore DK come parametro di correlazione della velocità di propagazione a fatica delle grandi cricche tipiche degli studi di LEFM significa essenzialmente due cose:

- il parametro DK ha il significato di "driving force" per il processo di danneggiamento del materiale all'apice della cricca e per la propagazione;
- vale il cosiddetto "principio di similitudine" /1-3/, per cui cricche diverse e diversamente sollecitate propagano, a pari DK, con la stessa velocità.

I risultati sperimentali indicano per le piccole cricche dei comportamenti anomali, come schematizzato in fig.1. Tale comportamento è "anomalo" per tre motivi:

- la propagazione avviene anche per valori di DK sotto soglia,
- è invalidato il principio di similitudine, la velocità di crescita essendo maggiore di quella di una cricca lunga a pari DK,
- si osservano anche decelerazioni (pur in condizioni di DK crescente).

Una cricca che possiede tali comportamenti si definisce "piccola" indipendentemente dalle sue reali dimensioni: essa cessa di essere piccola nel momento in cui, durante la propagazione a fatica, la sua cinetica cessa di essere anomala. Esistono anche delle "sotto-definizioni" di cricca piccola:

- cricche **microstrutturalmente piccole**, cioè di lunghezza confrontabile con il diametro del grano cristallino (inapplicabilità della meccanica del continuo);
- cricche di **lunghezza confrontabile con il raggio plastico** (inapplicabilità della LEFM);
- cricche **piccole nel senso comune del termine** (piccole rispetto alle zone plasticamente deformate alla radice di intagli, o piccole rispetto alle capacità di risoluzione dei CND).

In tutti i casi risulta violata la corrispondenza con le leggi che regolano la crescita delle grandi cricche. Una visione d'insieme è fornita dai tipici diagrammi di Kitagawa-Takahashi /4, 5,6/, fig.2. Sul diagramma è distinguibile il campo delle cricche microstrutturali (Microstructurally Short Cracks, MSC), da quello

delle cricche fisicamente piccole (Physically Small Cracks, PSC). In tali campi sia l'approccio classico di Wöhler, sia l'approccio LEFM conducono a sovrastime della vita totale a fatica. La fenomenologia di una piccola cricca varia a seconda del regime in cui essa rientra poiché diversi sono i fattori che presiedono alla propagazione. Un'ampia rassegna di tali aspetti è contenuta in /1,2,3/. Essenzialmente avviene che nel regime MSC la crescita è dominata dall'interazione della cricca con la struttura fine del materiale, mentre nel regime PSC l'anomalo comportamento a fatica può essere dovuto alla violazione delle condizioni di limitato snervamento del materiale e/o all'intervento di fenomeni di crack-closure variabili con la lunghezza della cricca.

### 3. MATERIALE E PROCEDURE.

L'obiettivo dell'attività sperimentale qui descritta è costituito essenzialmente nella messa a punto di una tecnica di laboratorio, applicabile a campioni di materiale metallico, adatta:

- ad ottenere piccole cricche superficiali piane semiellittiche, di dimensione prestabilita e controllabile;
- a monitorarne la propagazione a fatica, anche in condizioni di elevata temperatura.

In una prima fase dello studio la fattibilità della procedura è stata verificata in prove preliminari su un acciaio comune da costruzione, permettendo di identificare soluzioni operative ottimali. Successivamente la procedura è stata applicata ad un acciaio 2½Cr1Mo, con composizione e proprietà tensili riportate in tab.1.

Per questioni di modellazione teorica (formule per il K e calibrazione PD) per lo studio delle piccole cricche si sono utilizzati campioni tensili a sezione rettangolare. Le relative prove FCG si sono svolte in aria, a 25°C e R=0,05.

L'applicabilità della tecnica di monitoraggio anche ad elevata temperatura non è ancora stata verificata. Tale applicabilità è importante perché tra gli obiettivi futuri di questo lavoro rientra anche lo studio dell'influenza della temperatura e del livello di danno microstrutturale diffuso sulla crescita delle piccole cricche. A questo scopo sono già state effettuate, su 2½Cr1Mo, alcune prove di creep a rottura, in condizioni accelerate, per individuare i valori più adatti di carico, temperatura e tempo in grado di produrre in tempi brevi nel materiale un livello di danno prefissato, secondo gli stessi meccanismi fisici del danno in esercizio (in valori dei parametri emersi da questo studio sono: T = 650°C,  $\sigma$  = 100 MPa, t = 112,6 h, corrispondenti a un consumo di vita del 50%).

Lo studio del comportamento a fatica di grandi cricche in regime di soglia è stato condotto con tecnica Load-Shedding (ASTM E647) a controllo manuale su campioni C(T), in aria, a temperatura ambiente, in controllo di carico con un segnale sinusoidale (R=0,05) di frequenza pari a 10 Hz. Il valore di soglia del DK per le grandi cricche è risultato pari a 11,6 MPa√m.

Nella fig.3 è illustrata la successione delle fasi previste per l'attività completa. In questa sede si ritiene opportuno sottolineare solo alcuni aspetti salienti del lavoro svolto (cfr. anche /3,7/).

### 3.1 Ottenimento della piccola cricca.

Le piccole cricche superficiali semiellittiche di dimensione e posizione prefissata sono state ottenute per asportazione di sovrametallo dopo precricatura del provino contenente un intaglio semicircolare (spessore pari a 0,2 mm) realizzato per elettroerosione con utensile di rame. L'impiego della tecnica elettroerosiva, indispensabile per realizzare intagli semicircolari di limitato spessore, ha consentito di minimizzare le alterazioni microstrutturali derivanti dalle perturbazioni termiche del materiale nonché di evitare l'introduzione di rilevanti sforzi residui. Mediante monitoraggio anche in fase di precricatura è stato possibile stimare, con sufficiente precisione, la quantità adeguata di materiale da asportare sul campione per ottenere una cricca semiellittica di profondità dell'ordine di  $0,1 \div 0,3$  mm. La posizione della piccola cricca è stata rivelata con tecnica magnetoscopica, e la relativa larghezza superficiale mediante microscopio ottico a basso ingrandimento.

### 3.2 Evoluzione geometrica della piccola cricca.

Per caratterizzare la cinetica di difetti semiellittici è necessario seguire l'evoluzione di due dimensioni caratteristiche: in genere si fa riferimento alla profondità del difetto "a" e alla sua semiestensione superficiale "c": la configurazione geometrica della cricca è definita, ad ogni istante, dal cosiddetto "fattore di forma"  $a/c$ . Esiste evidenza sperimentale /8/ (per riferimenti bibliografici ulteriori cfr. /3/) di un preciso modo di evolvere del parametro  $a/c$  durante la propagazione in un qualunque acciaio, dipendente unicamente dalla configurazione geometrica iniziale. Il complesso problema di modellare tale evoluzione, indispensabile per poter monitorare correttamente la propagazione del difetto, è suscettibile di approcci diversificati; per il presente lavoro ci si è basati su un modello di tipo "ingegneristico" /3,9/, che coniuga accuratezza dei risultati e semplicità di applicazione. In concreto lo strumento adottato è una legge  $c=c(a)$  teorica, di validità generale ed espressa in forma chiusa, dovuta a Wu Shang-Xian /10/ (da talune misure condotte in quest'attività è emerso un valore massimo per l'errore nella stima di "c" attorno al 5% /3/).

### 3.3 Formule di calibrazione K (a, a/c, $\sigma$ )

Per la geometria del difetto in studio (cricche semiellittiche superficiali) non esistono calibrazioni che forniscano in termini esatti il valore di K sul fronte di propagazione. Per la presente attività si sono utilizzate le formule approssimate di Newman e Raju /11/, che possono ormai essere considerate "di riferimento" nel campo degli studi di fatica su cricche bidimensionali. In fig.4 è illustrato il confronto fra i valori di K per una "sh1-

low crack" (basso  $a_0/c_0$ ) ottenuti attraverso Newman-Raju (con  $c=c(a)$  calcolato in base alla legge di Wu) e una formula molto più semplice, dovuta a Dowling /12/, talora usata in letteratura. Il grafico evidenzia l'importanza di poter disporre di una buona relazione di calibrazione (quale appunto si ritiene essere quella di Newman-Raju), specie nelle prime fasi di propagazione del difetto (in cui i valori di K possono differire anche di un fattore 1.5 dalla stima più grezza).

### 3.4 Monitoraggio della propagazione.

Le caratteristiche salienti richieste alla tecnica di monitoraggio della cricca durante le prove di fatica sono:

- applicabilità anche in temperatura,
- grande sensibilità.

Si è scelto di impiegare la tecnica **Reverse Direct Current Electrical Potential Drop** (RDCEPD, General Electric /13/), basata su misure di caduta del potenziale elettrico a cavallo del difetto, in corrente continua con polarità ciclicamente invertita. Tale tecnica è da alcuni anni estesamente impiegata nei laboratori del CISE /14/ in prove anche in temperatura su vari materiali (prove di tenacità, di propagazione di cricche per fatica, corrosione e creep).

Per gli scopi attuali ragioni di carattere sperimentale /15/ impongono l'uso di una relazione di calibrazione teorica; l'unica disponibile in letteratura per la geometria in studio è il cosiddetto "Potenziale di Roe-Coffin", sviluppato in ambito General Electric /15,16/. Per il calcolo del valore di lunghezza di cricca a partire dai valori di potenziale elettrico acquisiti durante la prova si è provveduto a realizzare un programma di calcolo che esegue l'inversione per via numerica della complessa relazione funzionale ricavata da Roe e Coffin. Tale programma è descritto in /3/. Vale la pena segnalare due aspetti:

- è possibile eseguire l'inversione solo se si è previamente modellata l'evoluzione del fattore di forma della cricca (legge  $c=c(a)$ );
- nelle formule in letteratura si è riscontrata la presenza di errori, facili da identificare ma tutt'altro che banali da rimuovere: il lettore interessato è rimandato alla lettura del "manuale tecnico" del programma realizzato /17/.

## 4. RISULTATI E DISCUSSIONE.

In fig.5 è mostrato il risultato saliente della sperimentazione condotta su  $2\frac{1}{2}$ Cr1Mo. Le curve che definiscono i livelli inferiori di significatività per i dati sono state ricavate da un'analisi semplificata (per i dettagli si rimanda a /3/) che tiene conto dell'effettivo potere di risoluzione della tecnica PD impiegata.

Il diagramma consente di rilevare chiaramente l'anomalia di comportamento della piccola cricca (Small Crack, SC) rispetto alla cricca lunga (Long Crack, LC); il "limite di piccola cricca",

cioè la dimensione in corrispondenza della quale i dati di SC si adagiano sulla curva di riferimento LEFM per la LC, si ha per una lunghezza del difetto pari a circa 2.5 mm ( $DK=12.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ; cfr. anche fig.6b). Poiché il difetto realizzato rientra nel campo delle cricche fisicamente piccole (e quindi la sua propagazione non è influenzata da interazioni con la microstruttura del materiale), la causa più probabile dell'anomalia è da imputare a effetti di "crack closure" e di plasticità locale anomala all'apice del difetto. Il calcolo del limite inferiore per il soddisfacimento delle condizioni di limitato snervamento (Small Scale Yielding, SSY) del materiale, cioè del più piccolo valore di "a" che soddisfa la relazione:

$$a \geq 15 r_p = 15 \frac{1}{6\pi} \left[ \frac{K_{\max}}{\sigma_y} \right]^2 \quad (1)$$

( $r_p$  è il raggio plastico di plain strain,  $K(\sigma_{\max})$  è espresso dalla calibrazione di Newman-Raju, calibrata secondo Wu, con  $\sigma_{\max} = 218 \text{ MPa}$ ), fornisce tuttavia un valore  $a_{SSY}$  pari a 1 mm. Quando cioè la cricca, propagando, supera tale lunghezza, sono raggiunte le condizioni di SSY nelle quali le perturbazioni indotte dalla presenza del campo plastico all'apice del difetto non influenzano più, apprezzabilmente, la propagazione a fatica. Ciò nonostante i dati sperimentali, fig.5 e fig.6b, indicano che la piccola cricca viola il principio di similitudine fino alla lunghezza limite di 2,5 mm.

La discrepanza potrebbe essere interpretata in base a fattori fisici diversi da semplici considerazioni di SSY (ad esempio, riduzione - assenza di crack-closure legato a ridotta rugosità superficiale della superficie di frattura della piccola cricca); è necessario però anche chiedersi se le dimensioni limite qui identificate (1mm; 2,5mm) debbano essere ritenute significativamente diverse o non siano invece da considerarsi sostanzialmente coincidenti, entro l'incertezza dell'analisi. Occorre infatti tenere presente che:

- la valutazione sperimentale di  $a_{ijm}$  è basata sui dati di un'unica prova;
- la determinazione dei valori  $da/dN$  è affetta da piccole incertezze, che possono però indurre sensibili imprecisioni sul valore  $a_{ijm}$ , essendo questo individuato come punto di confluenza/tangenza tra due curve (fig.5; 6b);
- la determinazione teorica di un  $a_{ijm}$  oltre il quale vale l'approccio LEFM è un fatto matematicamente "critico". Ad esempio approssimando il  $DK$  con la formula semplificata già citata ( $da/12$ ),  $K = 1,12 \frac{2}{\pi} (\sigma\sqrt{\pi a})$ , è facile vedere che il rapporto  $a/r_p$  (dove  $r_p$  è espresso dalla eq.1) sarebbe indipendente da "a": ciò significa che la condizione SSY  $a \geq 15 r_p$  sarebbe o sempre soddisfatta o mai soddisfatta, a seconda del livello di carico. L'esistenza invece di una intersezione (che è quella che dà origine al valore di  $a_{ijm}$ , fig.6) è perciò riguardabile come un effetto del secondo ordine: la vera calibrazione del  $DK$  è la formula di Newman-Raju, non quella semplificata. Tale diversità (piccola) è la causa dell'esistenza matematica di una intersezione, sul piano  $a-r_p$ , di due curve: quella rappresentativa della condizione SSY

del materiale, che è una retta, e quella che descrive il raggio plastico "corrente" all'apice del difetto. Ciò è illustrato in fig.6a, nella quale si può notare che si tratta di due curve quasi tangenti in prossimità del punto di intersezione; l'incertezza sulla determinazione di  $a_{lim}$  è pertanto elevata. In definitiva, se per  $a < 1\text{mm}$  l'anomalia sperimentale riscontrata è in accordo con la violazione della condizione SSY sul campione, e per  $a > 2,5\text{mm}$  la sua scomparsa è probabilmente legata al soddisfacimento della condizione SSY, nella regione intermedia l'anomalia può essere dovuta a fattori fisici diversi dal ruolo della plasticità locale ma più semplicemente potrebbe essere provocata da condizione SSY non realmente verificata nonostante le previsioni teoriche, a causa dell'incertezza appena detta nel calcolo del valore limite teorico.

La fig.7 illustra infine un'applicazione particolare: si tratta di una rielaborazione della curva di velocità ottenuta per la piccola cricca alla luce di un semplice modello fenomenologico, dovuto a El Haddad et al. /18/, proposto per razionalizzare i dati anomali di crescita in regime di piccola cricca. Il modello essenzialmente consiste nella definizione di un valore efficace per la driving force di una piccola cricca,

$$DK_{eff} = \beta D\sigma \sqrt{\pi(a + a_0)}, \quad (2)$$

dove il valore di "lunghezza intrinseca"  $a_0$  è calcolato a partire dai valori del DK di soglia,  $DK_{th}$ , e del limite di fatica  $D\sigma_{end}$ . Quest'ultimo è in prima approssimazione valutabile come 50% della sollecitazione a rottura tensile:

$$a_0 = \frac{1000}{\pi} \left[ \frac{DK_{th}}{D\sigma_{end}} \right]^2 = \frac{1000}{\pi} \left[ \frac{11,6}{550/2} \right]^2 = 0,56 \text{ mm} \quad (3)$$

Il confronto fra la precedente fig.5 e la rielaborazione in fig.7 rivela che il semplice modello fenomenologico considerato è in grado di correlare in misura interessante i dati di velocità di propagazione a fatica della piccola cricca semiellittica con quelli della grande cricca monodimensionale sul campione C(T).

## 5. CONCLUSIONI E SVILUPPI FUTURI.

L'attività sperimentale svolta a temperatura ambiente ha indicato che la metodologia sviluppata è sostanzialmente adeguata allo studio delle piccole cricche in prove di fatica su acciai. Occorrerà ora valutare l'applicabilità della metodologia in prove in temperatura.

I risultati ottenuti hanno consentito in particolare di evidenziare il previsto comportamento anomalo rispetto alla cinetica delle grandi cricche. Si è anche riscontrata una discrepanza, la cui origine è complessa da discutere, fra il valore teorico e sperimentale della lunghezza di cricca oltre la quale l'anomalia cessa. Infine una prima analisi di un semplice modello di lette-

ratura per le piccole cricche ha prodotto un risultato che va già nel senso giusto.

Rimangono da risolvere alcune questioni, non facili da trattare e relative a taluni aspetti della metodologia seguita. La precriccatura (precedente l'asportazione di materiale superficiale che lascia presente solo una piccola cricca) si conclude ad un valore del DK vicino al valore di soglia delle grandi cricche, 11-12 MPa $\sqrt{m}$ . La successiva fatica sulla piccola cricca avviene inizialmente ad un valore inferiore del DK,  $\approx 5$  MPa $\sqrt{m}$ , e ne può dunque risultare un disturbo sulla primissima propagazione della piccola cricca. Trattandosi di un effetto di rallentamento, ciò significa che ove non ci fosse il disturbo la cinetica della piccola cricca sarebbe ancora più esaltata, rispetto alla cricca lunga, di quanto qui osservato; in sostanza l'anomalia riscontrata sperimentalmente risulterebbe confermata, ed anzi aumentata. Un altro problema recentemente sollevato da alcuni studiosi (soprattutto inglesi, della scuola di Sheffield) è che l'asportazione di materiale dietro una cricca lunga non lascia presente una vera piccola cricca, perché permane un crack closure tipico della precedente cricca lunga. Anche questo effetto come il precedente implicherebbe che la velocità di crescita di una "vera" cricca piccola sarebbe maggiore di quanto ottenuto in questo studio, almeno nei primissimi stadi. Per risolvere tali questioni ci si sta orientando a prevedere, nel prosieguo dell'attività, delle prove di verifica da condurre su "naturally initiated small cracks", la cui insorgenza sulla superficie liscia di campioni sollecitati a fatica altociclica sarà individuata mediante osservazioni ripetute di repliche superficiali dei campioni; successivamente la propagazione sarà monitorata col metodo PD. Si tratta ovviamente di una procedura applicabile solo a temperatura ambiente.

Ringraziamenti. Questo lavoro sperimentale, materia di tesi di laurea di due degli autori, è stato svolto presso i laboratori prove materiali del CISE, che ha anche economicamente supportato l'attività. Gli autori desiderano inoltre ringraziare il Prof. E. Cerrai, relatore di tesi, per il coordinamento del progetto, le utili e continue discussioni e il costante incoraggiamento.

### Bibliografia

- /1/ S.Suresh e R.O.Ritchie, *Int. Metals Reviews*, Vol.29, No.6, pp.445-476 (1984).
- /2/ K.J.Miller e E.R.de Los Rios, Eds., *The Behaviour of Short Fatigue Cracks*, pp.560, European Group on Fracture Publication No.1, London, MEP (1986).
- /3/ S.Giamboni e G.Grisoni, *Tesi di Laurea*, Politecnico di Milano, CESNEF, A.A 1989-1990.
- /4/ H.Kitagawa e S.Takahashi, *Proc. 2nd Int.Conf. on the Mech. Behav. of Materials*, ICM2, Boston, pp.627-631, ASM (1976).
- /5/ M.W.Brown, *The Behaviour...*, rif./2/, pp.423-429 (1986).

- /6/ K.J.Miller, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, Vol.10 No.2, pp.93-113 (1987).
- /7/ V.Bicego, S.Ragazzoni, S.Giamboni e G.Grisoni, in *Atti del VI Convegno Nazionale del Gruppo Italiano Frattura*, Ancona, 7-8 giugno 1990, a cura di A.Corvi, pp.1-11, IGF (1990).
- /8/ P.M.Scott e T.W.Thorpe, *Fatigue Fract.Engng Mater.Struct.*, Vol.4, pp.291-309 (1981).
- /9/ H.M.Müller, S.Müller, D.Munz e J.Neumann, *ASTM STP 905*, pp.625-643 (1986).
- /10/ Wu Shang-Xian, *Engn Fract.Mech.*, Vol.22., No.5, pp.897-913 (1985).
- /11/ J.C.Newman Jr. e I.S.Raju, *ASTM STP 791*, pp. I.238 - I.265 (1983).
- /12/ N.E.Dowling, *ASTM STP 637*, pp.97-121 (1977).
- /13/ W.R.Catlin, D.C.Lord, T.A.Prater e L.F.Coffin, *ASTM STP 877*, pp.67-85 (1985).
- /14/ V.Bicego, D.Liviero, C.Fossati e E.Lucon, *ASTM STP 1092*, pp.143-166 (1990); cfr. anche *ATTI IGF6*, cit., pp.53-69 (1990).
- /15/ R.P.Gangloff, *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.*, Vol.4, No.1, pp.15-33 (1981).
- /16/ R.H.Vanstone e T.L.Richardson, *ASTM STP 877*, pp.148-166 (1985).
- /17/ S.Giamboni e G.Grisoni, *PICCRIC FORTRAN: manuale tecnico*, CISE (1990).
- /18/ M.H.El Haddad, K.N.Smith e T.H.Topper, *J.Eng.Mat.Techn*, Trans. of ASME H, 101, pp.42 ss, (1979).

|       |       |       |        |        |      |
|-------|-------|-------|--------|--------|------|
| C     | Cr    | Mo    | Mn     | Si     | Ni   |
| 0,14  | 2,137 | 0,97  | 0,4    | 0,31   | 0,15 |
| S     | P     | Al    | N      | O      |      |
| 0,017 | 0,014 | 0,009 | 0,0093 | 0,0036 |      |

|                      |                  |                  |                    |
|----------------------|------------------|------------------|--------------------|
| S (mm <sup>2</sup> ) | $\sigma_y$ (MPa) | $\sigma_R$ (MPa) | A <sub>4</sub> (%) |
| 19,63                | 313,2            | 550,0            | 11,4               |

Tab.1 *Composizione chimica e caratteristiche tensili dell' acciaio 2½Cr1Mo impiegato per la sperimentazione.*

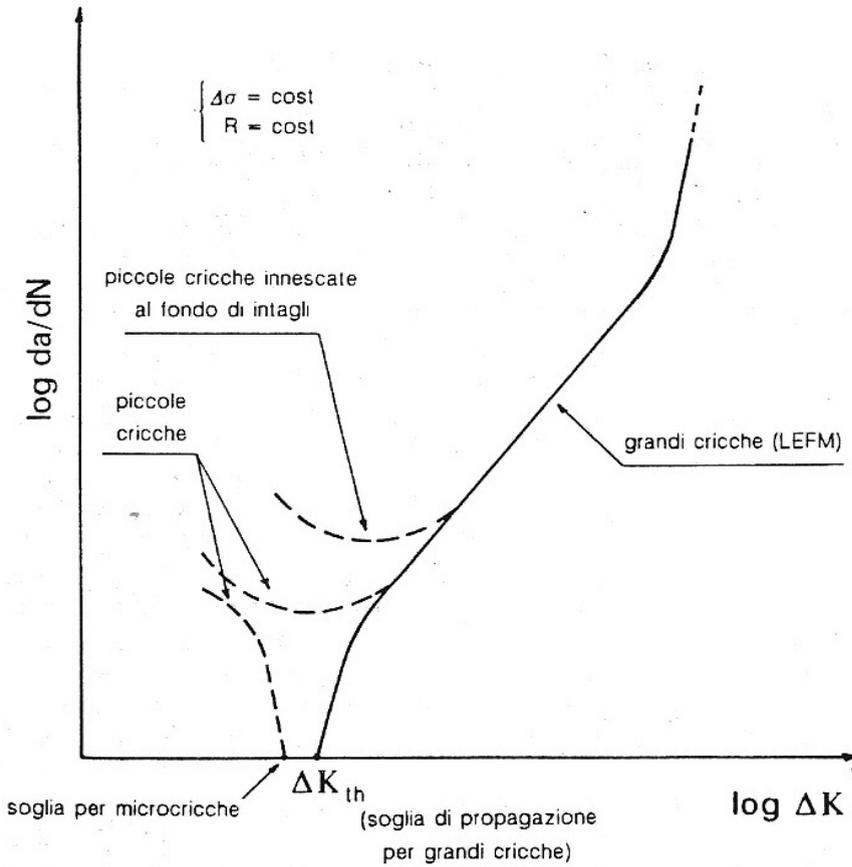


Fig.1 Caratteristiche tipiche di propagazione a fatica di grandi e piccole cricche.

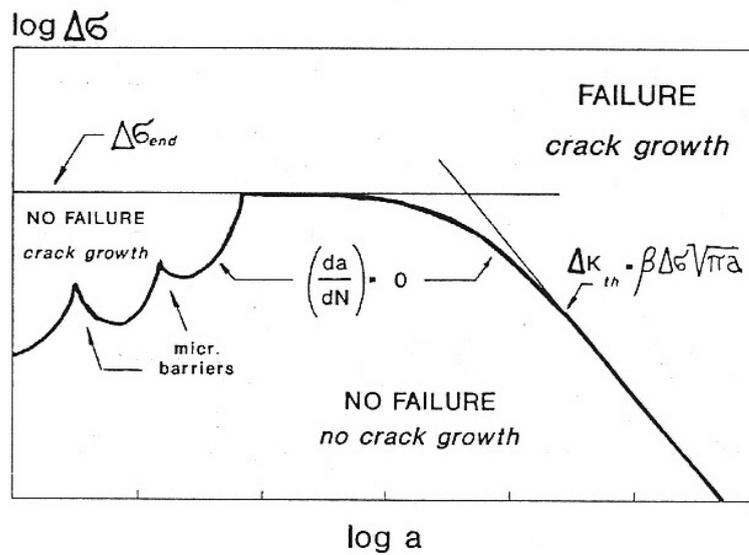


Fig.2 Tipico diagramma di Kitagawa-Takahashi.

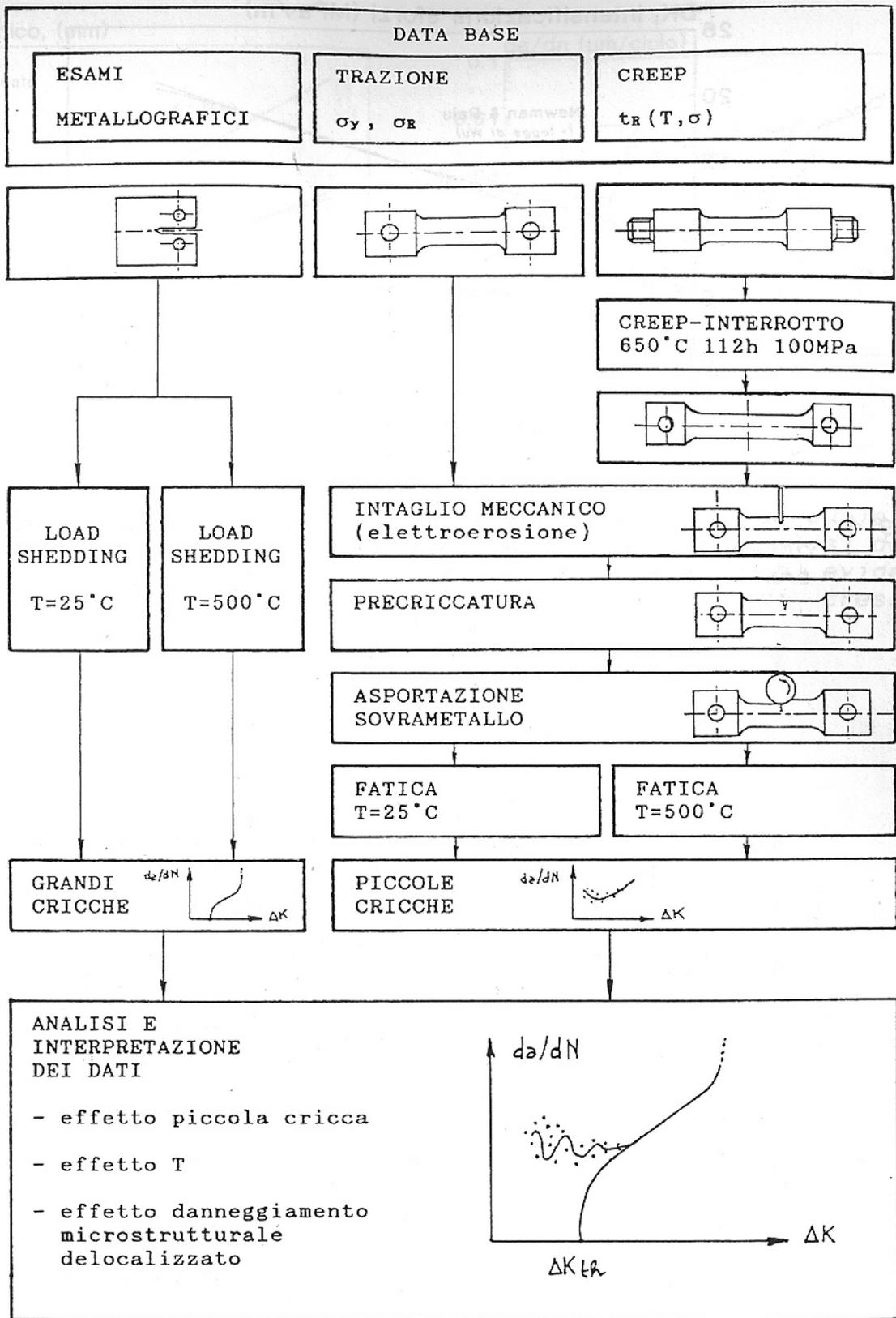


Fig.3 Schema generale dell'attività.

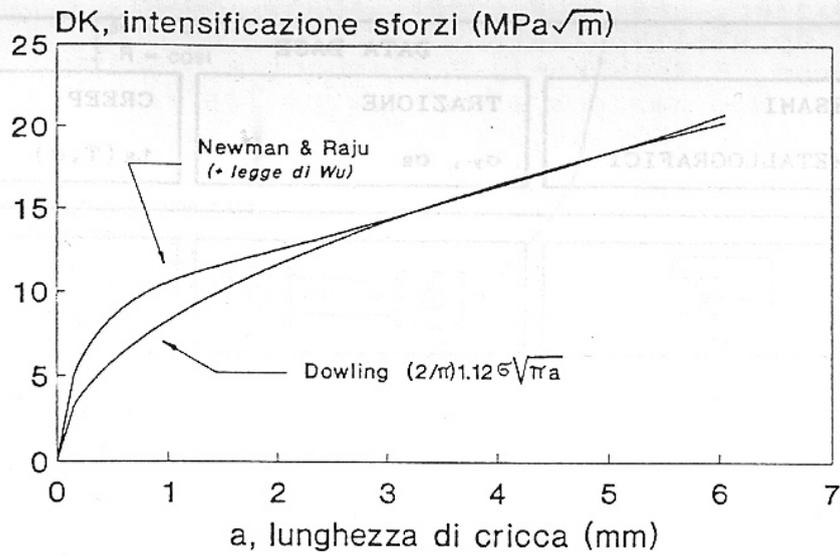


Fig.4 Confronto fra i valori di DK per difetti semiellittici ottenuti con la calibrazione di Newman-Raju e con una trattazione semplificata.

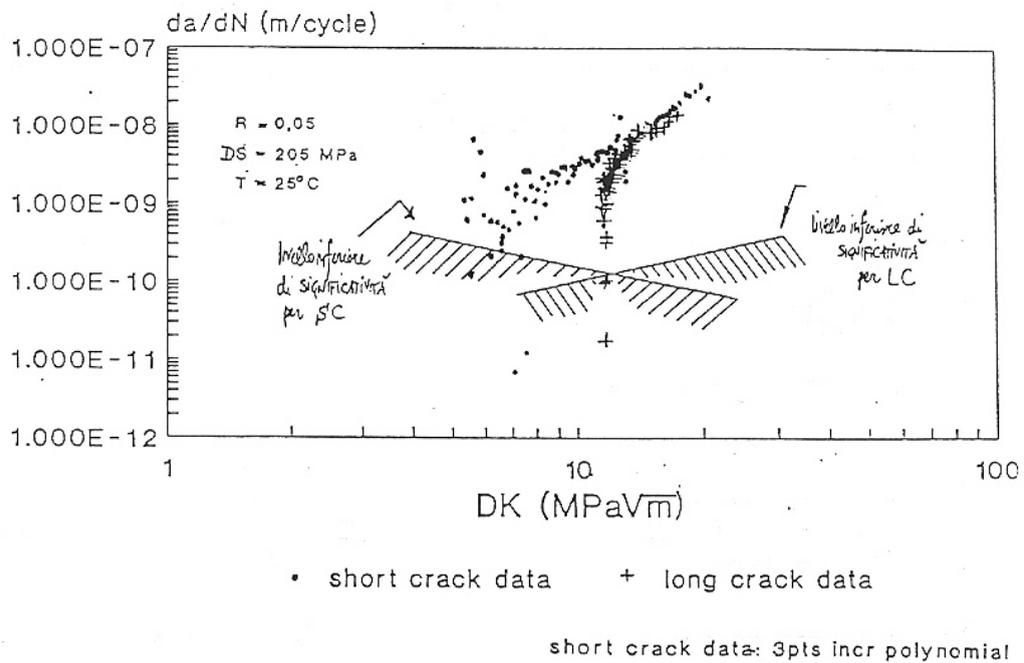


Fig.5 Curve di velocità ottenute.

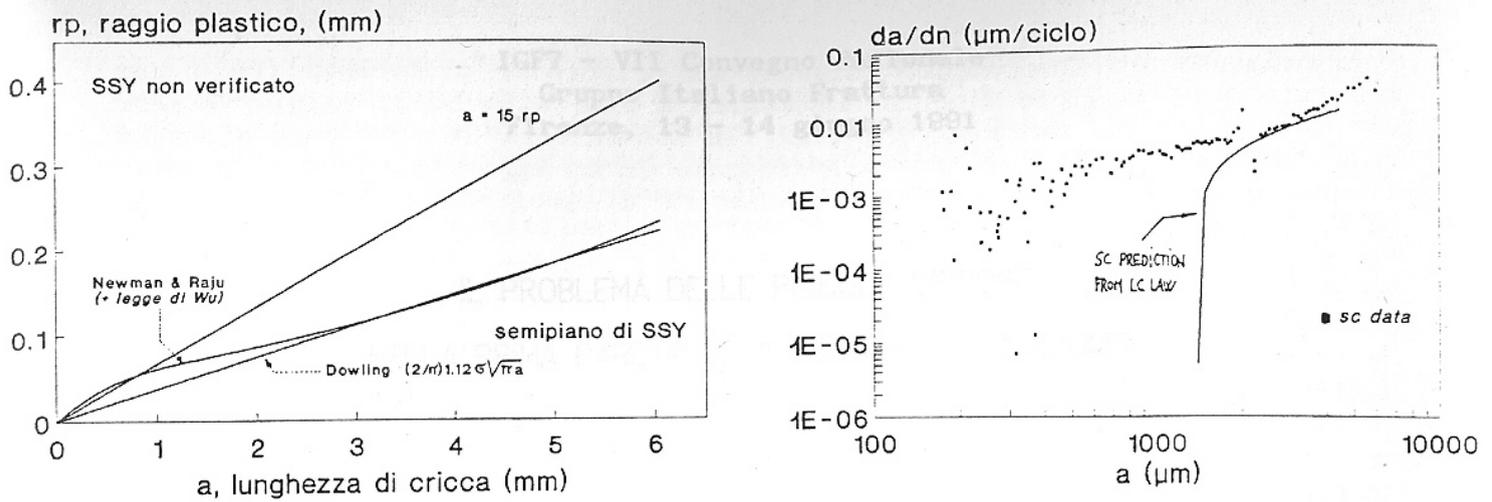
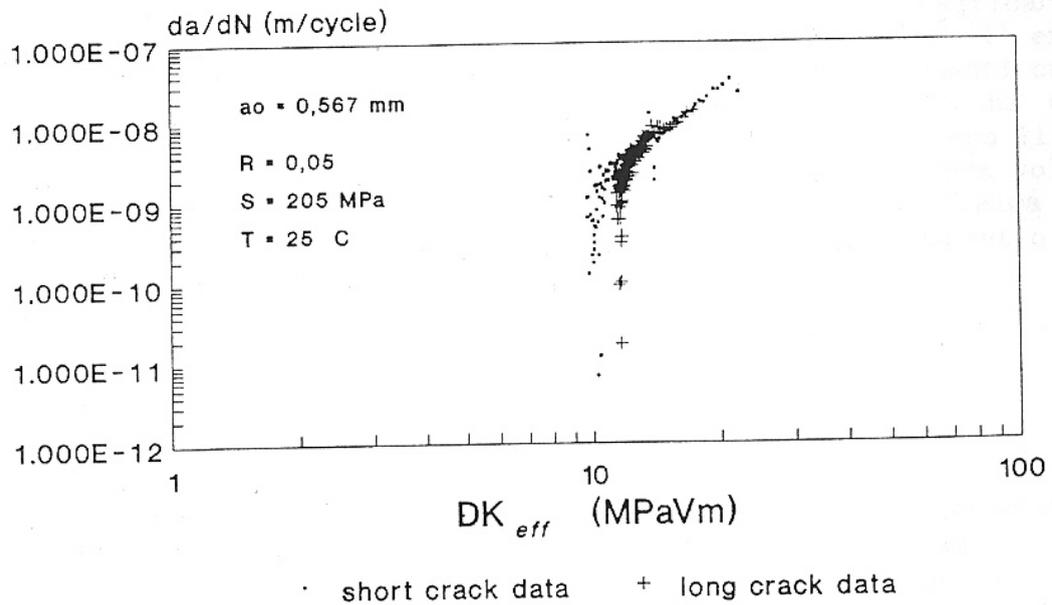


Fig.6 Individuazione della lunghezza limite oltre la quale la piccola cricca cessa di essere anomala: a) analisi delle condizioni di "small scale yielding" (SSY), b) evidenza sperimentale della confluenza verso la curva di crescita predetta dai dati delle grandi cricche.



short crack data: 3pts incr polynomial

Fig.7 Capacità predittiva del modello di El Haddad et al. /18/.