

IGF8 - VIII Convegno Nazionale
Gruppo Italiano Frattura
Genova, 27 - 29 maggio 1992

METALLOGRAFIA, FRATTOGRAFIA E PROVE MECCANICHE: UN APPROCCIO
COMPLETO PER LA VALUTAZIONE DELLA VITA RESIDUA DI UN ROTORE

C. RINALDI, C.A. BE' e V. BICEGO
CISE SpA, Segrate Milano-I

SOMMARIO. Vengono descritte le analisi svolte per valutare la pericolosità delle cricche di fatica formatesi in corrispondenza di macchie da surriscaldamento alla superficie esterna di un rotore di alternatore da 320 MW, a seguito di un incidente avvenuto in fase di primo avviamento. I risultati delle analisi metallografiche e di quelle frattografiche sulle cricche sono stati confrontati con quanto ottenuto in prove di fatica condotte in laboratorio su campioni miniaturizzati di materiale prelevato dal componente, e interpretati in base a valutazioni di estensione del campo di stress residui attorno alle macchie. Alla luce delle entità delle sollecitazioni presenti sul componente durante i transitori di avvio/arresto e a regime, si è potuto concludere che, almeno per un periodo di tempo limitato (sufficiente a reperire un nuovo rotore), il componente pur così criccato può essere mantenuto in esercizio.

1. INTRODUZIONE

Il problema all'origine di questo studio riguarda un incidente capitato a un rotore di alternatore di un gruppo turbina a vapore di circa 200MW, che in fase di prima messa in servizio subì le conseguenze di un violento corto circuito negli avvolgimenti. Durante un tempo di 2.5 minuti, in certe zone al fondo di scanalature realizzate sulla superficie esterna del rotore si crearono violenti campi elettrici ad alta frequenza, limitati a sottili strati superficiali ("effetto pelle", tipico quando avviene induzione elettromagnetica su un corpo di materiale conduttore). L'incidente portò alla formazione di "hot spots", macchie calde di materiale alterato termicamente e tensionato. L'esercizio successivo venne poi interrotto varie volte, per consentire di individuare con tecnica ultrasonora l'eventuale comparsa e crescita di cricche. Dopo circa 3000 ore di esercizio la presenza di cricche nate dai punti caldi e quindi propagate in alcuni casi fino a 50mm di profondità portò a considerare l'opportunità di un'analisi volta a chiarire meglio la situazione, prima di un eventuale prosieguo dell'esercizio.

Intuitivamente il problema era chiaro: il momentaneo ma intenso surriscaldamento aveva causato sicuramente un'alterazione delle proprietà meccaniche dell'acciaio (in

particolare si presumeva infragilimento), e il campo di sollecitazioni residue e/o l'effetto del violento ciclo termomeccanico aveva forse anche prodotto delle prime cricche. Il successivo esercizio stazionario e/o i cicli di fatica legati alle fasi di avvio/arresto avevano in ogni caso fatto notevolmente propagare le cricche in zone di materiale integro. Ovviamente gli utilizzatori avviarono subito l'acquisizione di un nuovo componente per sostituire quello criccato, ma il lungo tempo di reperimento (un anno e mezzo) rendeva importante il problema di che cosa fare nel frattempo: poteva il componente danneggiato essere messo in esercizio, e sotto quali condizioni si poteva garantire una ragionevole affidabilità e sicurezza dell'esercizio?

La speranza di poter risolvere positivamente il problema della messa in funzione del componente almeno per un periodo limitato era consistente, essendo fondata sui seguenti elementi:

- al di fuori dei punti caldi, ben localizzati e delimitati, il materiale appariva in perfette condizioni;
- era lecito pensare che al di fuori dei punti caldi gli stress stress residui tendevano probabilmente a decrescere rapidamente;
- i transitori di avvio/arresto sono in numero limitato nell'esercizio tipico di queste macchine;
- i cicli di fatica durante il funzionamento a regime, dovuti alle vibrazioni, apparivano di modesta entità e inoltre era possibile che le cricche potessero avvantaggiarsi in tal caso anche della protezione offerta dai cicli precedenti più intensi ("effetto di ritardo" dovuto ai sovraccarichi conseguenti ai cicli intensi di avvio/arresto).

Vi erano in sostanza elementi sufficienti per suggerire la opportunità di un approfondimento d'indagine: un problema da risolvere, una forte spinta economica, una ragionevole speranza di un risultato positivo (cioè dimostrativo della possibilità di esercire il componente; in un'ottica costi/benefici, una simile speranza è sempre essenziale quando si tratta di decidere se avviare o meno le costose analisi richieste dagli studi di integrità e vita residua dei componenti). Ne seguì dunque una consistente attività, svolta in collaborazione fra produttore del componente, costruttore d'impianto, utilizzatore e CISE, che intervenne coi suoi specialisti di analisi metallografiche in campo, failure analysis, prove meccaniche.

Questa memoria intende descrivere gli aspetti salienti dell'attività svolta al CISE, che tocca problematiche sperimentali abbastanza complesse, non fosse altro che per la molteplicità dei temi e delle tecniche coinvolte. Elementi essenziali del lavoro sono:

- analisi metallografiche condotte anche su pezzi di materiale contenenti le cricche prelevati dal componente, per chiarire la natura e l'entità del danno prodotto dall'incidente (metallografia dei punti caldi, durezza, forma ed estensione delle cricche),
- frattografia qualitativa per il riconoscimento dei meccanismi di crescita delle cricche sul rotore (formazione immediata all'atto dell'incidente, crescita successiva per fatica) e quantitativa per la stima dei livelli del fattore ciclico di intensità di sforzo ΔK ,
- prove di fatica condotte su campioni miniaturizzati precriccati, per valutare la velocità di crescita delle cricche nel materiale integro fuori delle zone surriscaldate, in

particolare per chiarire quello che succede dopo una riduzione drastica del carico di prova (per valutare la possibile presenza di un benefico effetto di ritardo per sovraccarico sulla crescita delle cricche durante l'esercizio stazionario, compreso appunto fra cicli più gravosi di avvio/arresto).

2. METALLOGRAFIA E FRATTOGRAFIA

2.1 Analisi metallografiche "non distruttive"

Sul componente furono dunque effettuate repliche metallografiche e misure di durezza nelle zone criccate individuate con i controlli ultrasonori e situate all'incontro tra le (sedici) cave di alleggerimento trasversali (in inglese: "slots") e le (quattro) cave longitudinali ("grooves"), come mostrato nello schema di Fig.1. I risultati ottenuti, sintetizzati nelle Figg.2-5, consentono di individuare la dimensione delle macchie calde sulla superficie del componente (diametro massimo 18mm, come mostrato in Fig.3) e l'alterazione microstrutturale dovuta al forte apporto termico: la macchia calda ha struttura aciculare tipica della martensite non rinvenuta, mentre il materiale base ha struttura bainitica rinvenuta (v. Fig.5). A ciò corrisponde il picco di durezza mostrato in Fig.2, con valore massimo intorno a $HB=460 \text{ Kg/mm}^2$.

Per poter valutare l'estensione del danno in profondità, furono anche prelevate dal componente "carote" di materiale, sia in zone con cricche (Fig.4: G1S9, G1S12, G3S6) che in una zona non criccata (G3S2). Le carote vennero esaminate dopo lucidatura e attacco metallografico: la macchia calda più estesa raggiungeva una profondità massima di 15mm. Alla variazione di microstruttura, analoga a quella osservata in superficie, corrispondeva una variazione di durezza da un massimo di $HB=410 \text{ Kg/mm}^2$ ai valori tipici del materiale. Il cammino delle cricche ancora chiuse dopo un primo tratto più tormentato risultava molto rettilineo, transgranulare, tipico di propagazione a fatica (v. Fig.4).

2.2 Frattografia

Le carote criccate vennero aperte alla temperatura dell'azoto liquido, per osservare le superfici di frattura al microscopio elettronico a scansione (SEM) ed evidenziare eventuali differenze di morfologia e/o di rugosità superficiale; quest'ultima infatti è indicativa del livello di ΔK attivo durante la propagazione della cricca per fatica, determinato nel caso in esame dalla combinazione delle sollecitazioni prodotte dall'esercizio con il campo delle tensioni nel materiale.

In tutti i casi esaminati sono riconoscibili due diverse morfologie di frattura (v. macrografia in Fig.6).

- Nella regione alterata termicamente la cricca ha morfologia mista intergranulare e duttile (tipica di un sovraccarico ad alta temperatura); nelle zone più superficiali sono presenti anche grosse striature, tipiche di fatica oligociclica ad alta

temperatura. Questo tratto di propagazione sembra avvenuto durante l'incidente, a causa della rotazione del rotore ad alta temperatura e nel successivo brusco raffreddamento.

- Al di fuori del materiale alterato termicamente la cricca appare propagata per fatica. In tale fase si possono individuare regioni con caratteristiche diverse:

a) una regione molto piatta, nella quale il ΔK era sicuramente basso, appena sopra soglia; i Beach Marks (BM) in questa zona sono costituiti da zone di stiramento (stretched zones) a volte seguiti da una piccola regione di crescita duttile;

b) una regione ad elevata rugosità, nella quale i livelli di ΔK erano molto più elevati; i numerosi BM presenti in questa zona sono ben visibili e appaiono come zone stirate; ciò indica che l'apice della cricca era sempre soggetto a carichi positivi (rapporto $R > 0$, con $R = P_{\min}/P_{\max}$);

c) una regione di rugosità inferiore alla precedente, quindi indicativa di valori di ΔK inferiori; qui i BM sono molto più ravvicinati tra loro e appaiono come sottili fasce più scure; ciò fa pensare a cambiamento brusco di velocità; in particolare la presenza di numerose zone schiacciate per fenomeni di crack closure indica che la cricca avanzava in questa regione sotto l'azione di cicli con $R \leq 0$.

Questo andamento della rugosità superficiale e il diverso aspetto dei BM sembrano concordare con l'andamento dell'entità della tensione residua in profondità: in genere tali tensioni al di sotto di una macchia calda tendono ad annullarsi a distanze pari a due volte la sua dimensione (nel caso presente questa è $< 15\text{mm}$ e la caduta del livello di ΔK sembra avvenire a circa 30mm di profondità).

Per determinare quantitativamente l'entità dei ΔK furono anche effettuate misure di interspaziatura delle striature, sia nella zona al punto (b) precedente che soprattutto nella zona (c), per valutare l'entità della riduzione delle sollecitazioni effettive al crescere della cricca al di fuori della regione affetta dalle tensioni residue. I risultati riportati nella Tab.1 sembrano confermare questa idea; d'altra parte tali misure danno una misura affidabile del ΔK solo se si dispone della curva di Paris (da/dN vs. ΔK) del materiale e se è possibile anche confrontarle con analoghe misure frattografiche effettuate su campioni provati in laboratorio a livelli certi di ΔK . Per questo motivo utilizzando materiale della carota prelevata in zona integra si eseguirono anche prove di fatica, descritte al paragrafo che segue.

3. PROVE DI FATICA SU CAMPIONI

3.1 Modalità

Da spezzoni di materiale del rotore disponibili in forma di "carote" furono ricavati due provini miniaturizzati, del tipo C(T) in forma di disco (Disk Shaped, DS: ASTM E399), aventi diametro esterno $D=18\text{mm}$, spessore $B=6\text{mm}$, larghezza di cricca $W=12\text{mm}$ e cricca iniziale $a_0/W=0.4$.

Per le prove si adottarono le seguenti condizioni: temperatura $T = 25^\circ\text{C}$, rapporto $R=0.05$, frequenza = 10Hz , lunghezze di cricca ottenute con la tecnica del Potential

Drop, che utilizza curve di calibrazione (potenziale elettrico - lunghezza di cricca) analiticamente definite a priori ma poi ricalibrate in base ai valori sperimentali di lunghezza di cricca osservata sul campione prima e dopo la prova (di modo che solo dopo che una prova è terminata si ha l'esatta informazione sulla lunghezza della cricca ai vari istanti intermedi, [1]).

L'obiettivo di entrambe le prove era di mantenere l'ampiezza di carico costante in una prima fase, per poi proseguire a un valore di carico massimo inferiore nella fase successiva. In realtà nella seconda prova eseguita venne applicata anche una terza fase, con carico massimo ri-aumentato.

3.2 Risultati

La Fig. 7 mostra i dati di velocità di crescita della cricca ottenuti nella prova sul primo campione. Nessuna decelerazione venne prodotta dalla diminuzione imposta al ΔK a un certo istante della prova, da $21.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ a $15\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dati di velocità simili furono ottenuti anche per il secondo campione, per il quale tuttavia l'interesse era di ottenere informazioni sull'effetto di variazioni di carico in una zona a valori di ΔK inferiori, vicino a soglia (questa è la zona più importante, rappresentativa delle vibrazioni che avvengono nel funzionamento a regime). In particolare nessuna crescita di cricca venne osservata dopo 3.2×10^6 cicli spesi a $\Delta K = 5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, dopo una precedente fase di crescita interrotta a $\Delta K = 14\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (essendo la sensibilità della tecnica PD pari a $5 \times 10^{-5}\text{m}$, la massima velocità di crescita corrispondente è valutabile inferiore a 10^{-11}m/ciclo , valore utilizzato da ASTM E647 quale definizione di condizione di soglia). Infine riaumentando il ΔK a $9.5\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, la cricca ripartì, lungo la curva "indisturbata" $da/dN-\Delta K$ (cioè senza manifestare temporanei effetti di accelerazione o ritardo).

3.3 Analisi frattografica

Il campione utilizzato nella seconda delle due prove appena descritte, ritenuto più interessante in quanto provato in un intervallo di valori di ΔK più vicini a quello delle cricche reali nel componente, fu esaminato al SEM, in particolare osservando regioni della cricca corrispondenti a valori crescenti di ΔK : 5, 8, 9, 10, 11, 13, $21\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. A tali valori di ΔK venne misurato il valore di interspaziatura tra le striature di fatica; i risultati sono mostrati in Tab. 2.

Il fronte della precricatura nei due campioni in esame è lievemente asimmetrico rispetto all'asse del provino, fig.8; la crescita della cricca accentua questa asimmetria, probabilmente a causa della rapidità con cui cresce il ΔK al crescere della cricca su campioni di dimensioni così ridotte. Di conseguenza all'inizio della seconda parte della prova sul fronte della cricca erano presenti livelli di ΔK significativamente diversi. L'esame della superficie di frattura mostrava quanto segue.

- Nel tratto meno avanzato del fronte non appariva alcuna indicazione di crescita né durante i 3.2×10^6 cicli spesi nella seconda fase a carico ridotto, e neppure durante la terza fase a carico riaumentato, durata 5.6×10^5 cicli.

- La parte più avanzata del fronte era invece avanzata, se pure di poco (0.02mm), durante la fase a basso carico, mentre una notevole propagazione era avvenuta nella terza fase (v. Fig. 9).

Ovviamente dettagli così fini non potevano essere colti dal sistema del Potential Drop, che poteva misurare solo valori medi di crescita, oltretutto con una risoluzione di 0.05mm. Si poté anche calcolare che il valore di ΔK al confine fra la zona di cricca ferma e la zona di cricca in grado di propagarsi durante la seconda fase a carico basso era pari a $4.7 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$; durante la terza fase a carico aumentato il valore di ΔK era dell'ordine di $7 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ sulla cricca ferma, e fra 9 e $11 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ sulla cricca in movimento.

4. DISCUSSIONE

Il confronto tra i risultati dell'analisi frattografica effettuata sui campioni, a valori noti di ΔK (Par.3.3), e i risultati dell'analisi frattografica delle cricche reali del componente (Par.2.2), consentono di determinare con sufficiente affidabilità il livello di ΔK presente durante la propagazione della cricca nel rotore. Più precisamente dal paragone tra le morfologie di frattura (Figg. 10 - 13) e in base ai valori di interspaziatura delle striature mostrati nelle Tab. 1 e 2, si può concludere che nella regione b) di par.2.2, in cui sono presenti le tensioni residue (cioè fino a profondità di circa 30mm) i valori di ΔK erano dell'ordine di $11 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ sulla maggior parte della propagazione (o superiori, nella regione a massima rugosità), anche se prima di ogni BM è presente in genere una breve zona a ΔK più basso. Nella regione finale (circa 10mm), dove le tensioni residue sono probabilmente trascurabili, la propagazione avvenne con $\Delta K \approx 8 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, o a valori ancora più bassi verso l'apice (v. l'ultima colonna di Tab.1 e Figg. 12 e 13).

In un precedente lavoro di letteratura su un caso simile a quello in esame [2] l'avanzamento delle cricche per fatica veniva attribuito alle vibrazioni presenti durante l'esercizio, mentre i BM si ritenevano prodotti durante le fermate. Per chiarire meglio il problema dell'influenza dell'esercizio sulla propagazione delle cricche, nel nostro lavoro furono posti a confronto gli elevati valori di ΔK valutati tramite il lavoro di frattografia quantitativa sopra descritto con i livelli di sollecitazione (dovuti alle vibrazioni) ricavabili dai dati di progetto dell'impianto, sia durante i periodi di normale esercizio che durante i transitori di accensione e spegnimento. Da tali calcoli [3] risultò che mentre in esercizio a regime il livello di ΔK applicato era certamente inferiore alla soglia di fatica (per questo materiale stimabile come $\Delta K_{th} \approx 5-7 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$), durante i transitori le vibrazioni del componente a frequenze vicine a quelle di risonanza davano luogo a $\Delta K \approx 11 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, in accordo con gli elevati valori di ΔK dedotti dall'indagine frattografica. Ciò permise di concludere che la maggior parte della propagazione a fatica sul componente era avvenuta proprio durante i

transitori, mentre durante l'esercizio stazionario la crescita (comunque molto più lenta, e testimoniata dai BM) poteva avvenire solo in presenza di tensioni residue vicino alle macchie calde (il cui effetto è quello di un aumento del rapporto R).

Queste considerazioni hanno riflessi importanti per chi esercisce l'impianto; ne discende infatti la possibilità di proseguire l'esercizio, insieme all'utilità di ridurre al minimo le interruzioni nel funzionamento, e inoltre adottando modalità di accensione tali da minimizzare i tempi di permanenza a frequenze vicine a quelle caratteristiche del componente (periodi di attesa a frequenze inferiori a quelle di esercizio sono spesso necessari per portare con gradualità il rotore alla temperatura di esercizio, 200°C).

5. CONCLUSIONI

Le analisi compiute sul rotore indicano che le cricche, generalmente innescate all'atto del malfunzionamento iniziale, successivamente si erano propagate per fatica, soggette a valori decrescenti della "driving force" mano a mano che si allontanavano dalle loro regioni di origine (le "macchie calde" di materiale infragilito), a causa della diminuzione degli sforzi residui. Solo le vibrazioni a frequenze vicine a quelle caratteristiche del componente, tipiche dei transitori, contribuivano a far avanzare apprezzabilmente le cricche, mentre le sollecitazioni cicliche durante il funzionamento a regime erano troppo modeste per causarne la propagazione.

Ad una certa profondità, legata all'estensione del campo degli sforzi residui, le cricche tendevano a arrestarsi. Si considera perciò possibile l'esercizio ulteriore del componente, peraltro controllandolo per evitare sorprese con un sistema di monitoraggio continuo in linea dell'ampiezza delle vibrazioni.

Le conclusioni appena dette sono il risultato di un ricorso a metodologie e tecniche di failure analysis avanzate (frattografia qualitativa e anche quantitativa, determinazione di curve di velocità di crescita delle cricche da provini miniaturizzati), che si spera siano destinate ad uscire sempre più dall'ambito dei laboratori di ricerca per divenire di corrente impiego nell'approccio ai problemi dell'industria.

Bibliografia

- [1] Bicego, V., Liviero, D., Fossati, C. and Lucon, E., "J-R Curve Testing Utilizing the RDCEPD Method", Application of Automation Technology to Fatigue and Fracture Testing, ASTM STP 1092, 1990, pp.143-166.
- [2] Stewart, A.T., Haines, K.A. and Williams, H.D., "Influence of Residual Stress on Fatigue Crack Propagation in an Alternator Rotor", Fracture Mechanics in Engineering Practice, ed. Stanley, 1977, p.323.
- [3] Lazzeri, L., Cecconi, S., Faravelli, M., Masi, R., Scala, M. and Tolle, E., "An Assessment of the Situation of the Generator Rotor", A/G Report BQ-9120, 1991.

TAB. 1 Valori di spaziatura delle striature misurati sulla cricca del rotore.					
Distance from the crack tip (mm)	S (μm)	Standard deviation	Number of measurements	Estimated $\hat{\Delta K}$ ($\text{MPa } \sqrt{\text{m}}$)	MAG
3.5	0.08	0.013	9	6	25000
10	0.12	0.011	7	8	10000
20	0.19	0.034	11	11	4000

TAB. 2 Valori di spaziature delle striature sul campione a valori noti di ΔK .				
$\hat{\Delta K}$ ($\text{MPa } \sqrt{\text{m}}$)	S (μm)	Standard deviation	Number of measurements	MAG
4.7	0.07	0.013	10	25000
8.5	0.13	0.018	9	15000
9.0	0.15	0.02	9	10000
9.5	0.16	0.02	7	5000
10.5	0.17	0.02	8	5000
11.25	0.21	0.03	13	5000

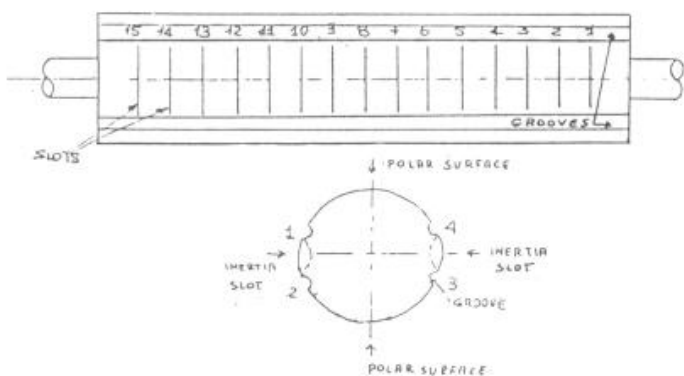


Fig.1 Schema del rotore di alternatore.

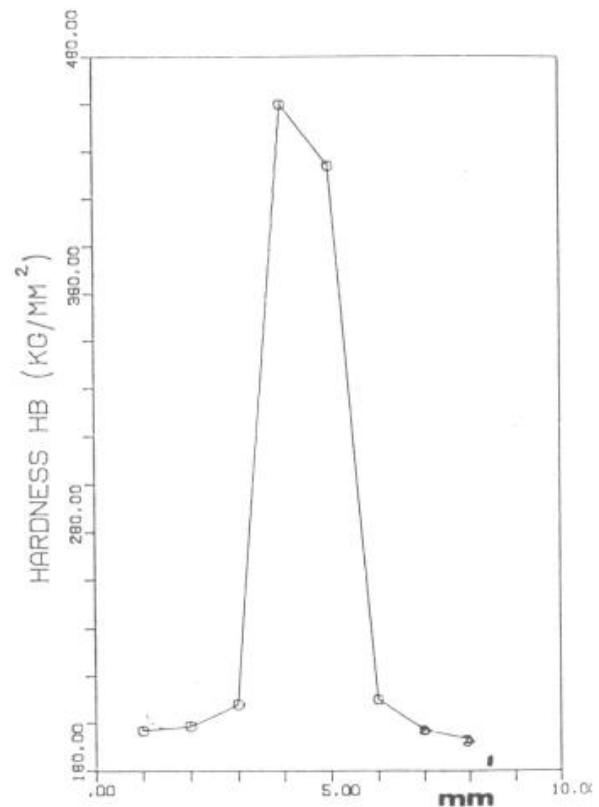


Fig.2 Andamento della durezza superficiale attraverso la zona surriscaldata.

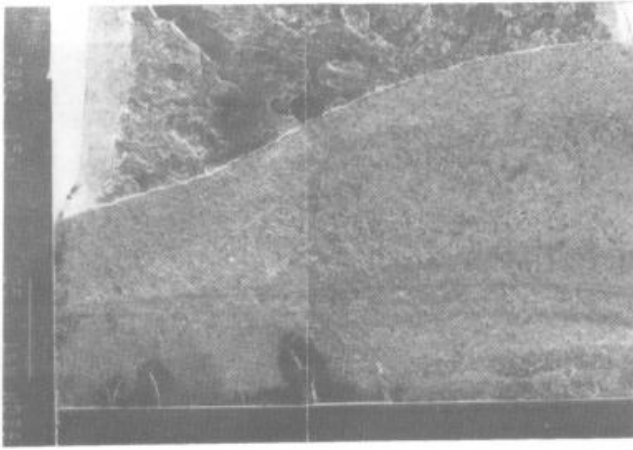


Fig.8 Macrografia della superficie di frattura del campione.

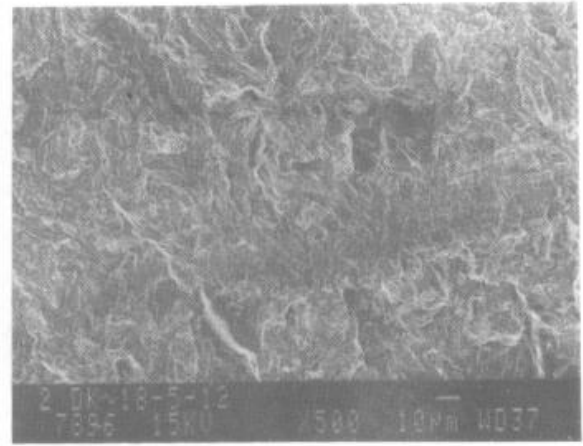


Fig.9 Aspetto del beach marking sul provino con 3.2×10^6 cicli a ΔK basso.

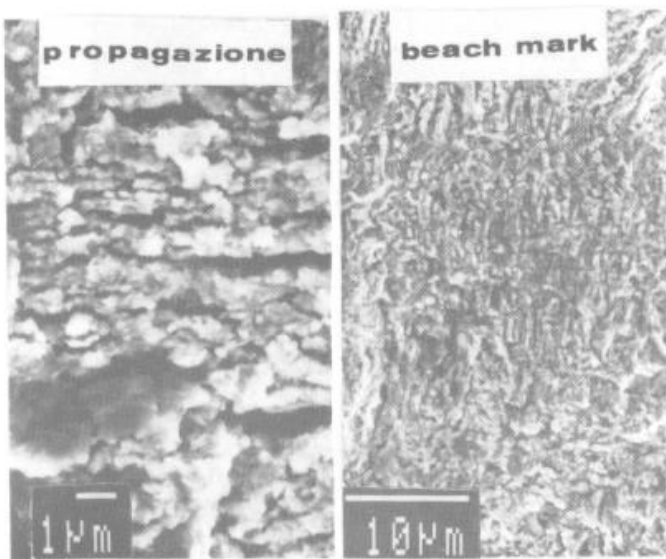


Fig.10 Morfologia di frattura tipica della cricca del componente.

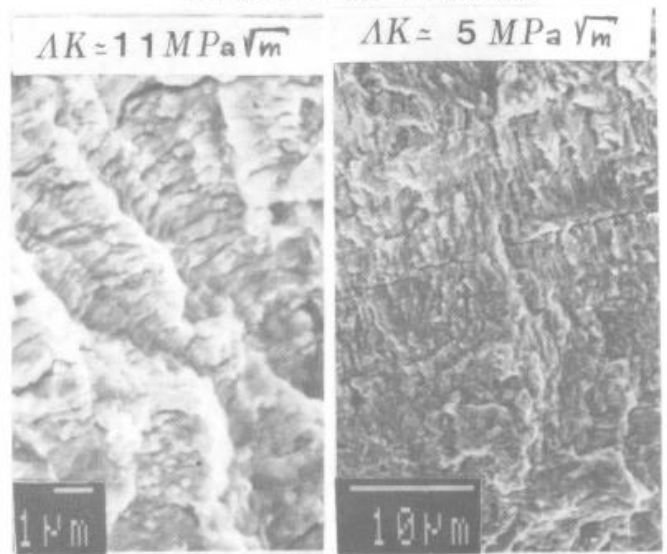


Fig.11 Morfologia di frattura del campione

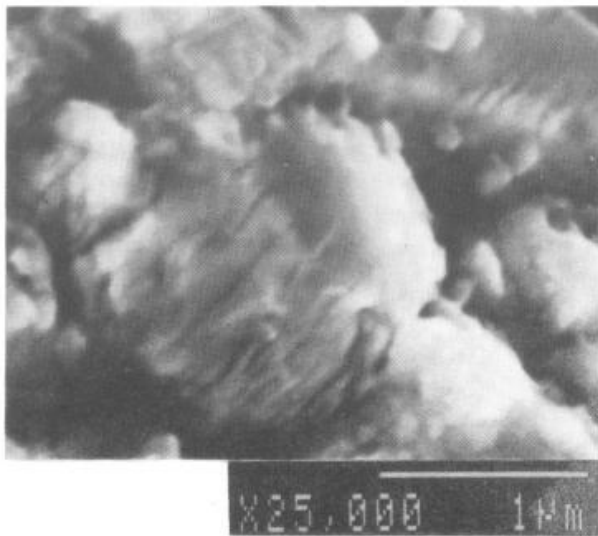


Fig.12 Particolare delle striature di fatica nel tratto finale della ricca del rotore.

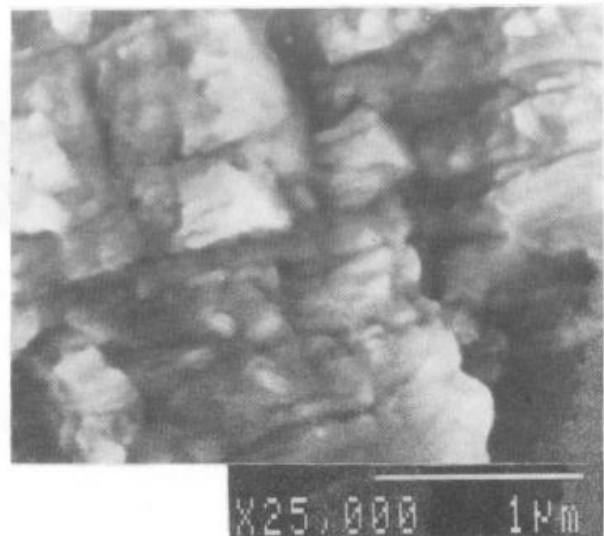


Fig.13 Particolare delle striature di fatica sul campione nel piccolo tratto di crescita a $\Delta K \approx 5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ mostrato in Fig.8.

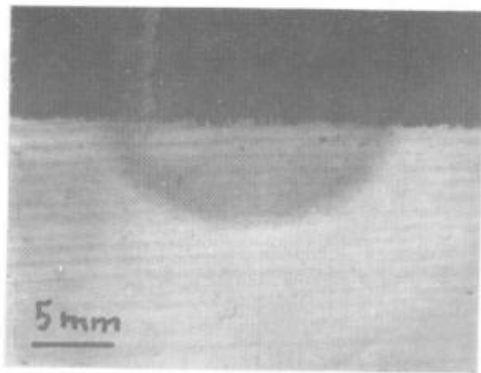


Fig.3 Replica: aspetto macrografico della zona surriscaldata.

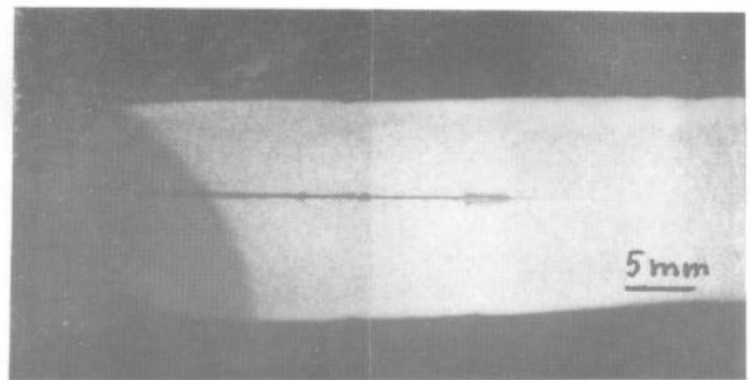


Fig.4 Sezione della "carota": aspetto macrografico della zona surriscaldata e della cricca da essa generatasi.

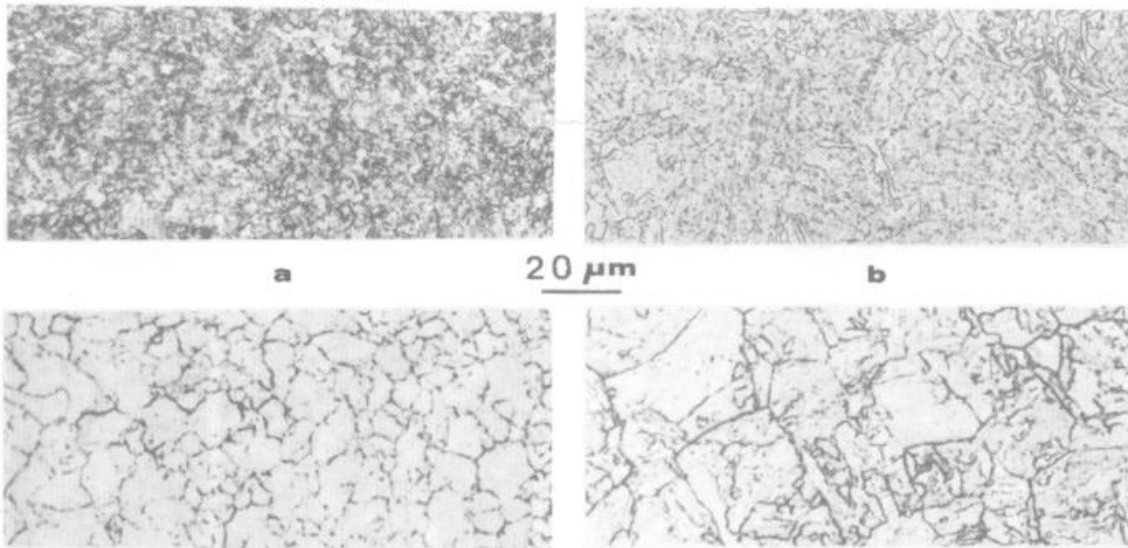


Fig.5 a) Microstruttura e dimensione del grano austenitico della zona alterata termicamente, b) microstruttura del materiale tal quale.

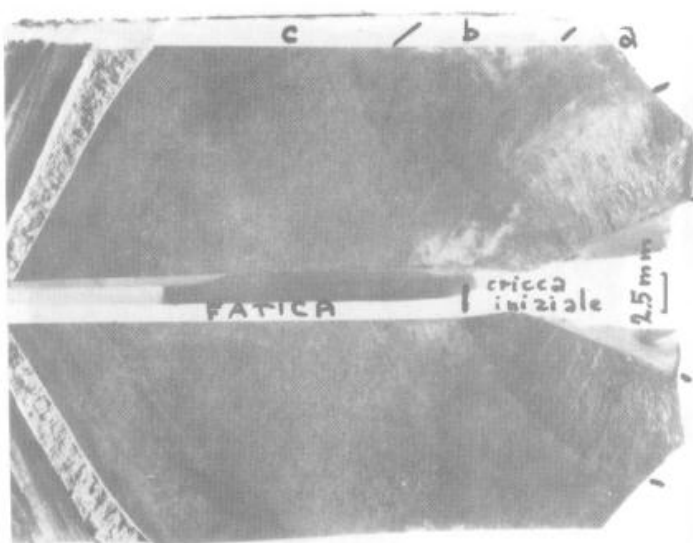


Fig.6 Macrografia della superficie di frattura (componente).

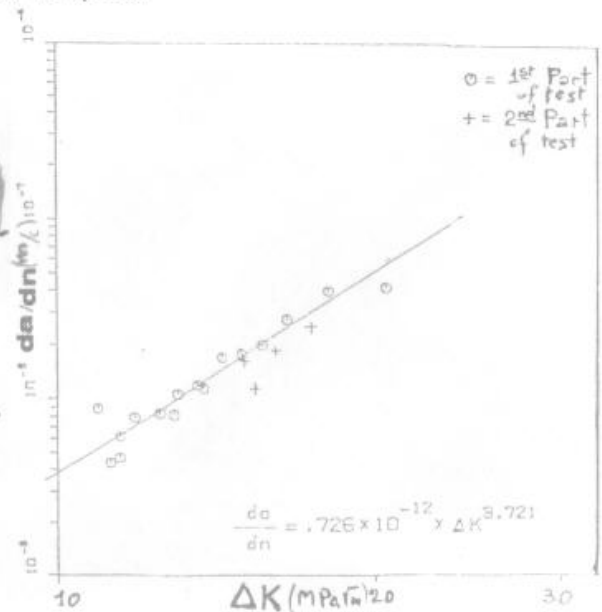


Fig.7 Velocità di crescita della cricca da una prova su campione miniaturizzato.