

COMPORTAMENTO A CREEP-FATICA DELL'ACCIAIO DI UN ROTORE DI TURBINA
A VAPORE

V. Bicego * . S. Ragazzoni **

RIASSUNTO

Vengono presentati i risultati ottenuti nel corso di una estesa attivita' di caratterizzazione a creep-fatica degli stadi di Alta e Media Pressione di un rotore per turbina a vapore da 320 MW in acciaio 1CrMoV. I dati di resistenza, relativi ad oltre 200 prove effettuate a 480 e a 540°C, indicano una vita generalmente inferiore dei campioni prelevati in prossimita' del foro centrale dello stadio di MP del rotore, dove sono presenti bande di segregazione con grosse inclusioni che riducono apprezzabilmente la duttilita' del materiale. Tuttavia le prove a bassa deformazione e con lungo tempo del ciclo di fatica (bassa velocita' di deformazione e lungo hold time) sembrano risentire meno delle differenti caratteristiche di duttilita' del materiale. In tali condizioni, rilevanti per il reale comportamento in esercizio del componente, la riduzione di vita tempo-dipendente osservata per tutti i campioni (fino ad un fattore massimo 7) e' accompagnata da modalita' di danneggiamento microstrutturale tipiche dello scorrimento viscoso termicamente attivato (scorrimento al bordo di grano, cavitazione).

1. INTRODUZIONE

La tendenza attuale nell'esercizio della rete elettrica prevede, in misura sempre maggiore, il ricorso al ciclaggio in impianti anche di taglia elevata per far fronte alle fluttuazioni nella domanda di potenza da parte dell'utenza. La maggiore flessibilita' operativa richiesta agli impianti e quindi l'aumento del numero e della frequenza dei transitori (avviamenti da freddo e da caldo, variazioni di carico, spegnimenti) si traduce in un piu' severo regime di esercizio, in particolare per i componenti operanti ad elevata temperatura.

La turbina a vapore e' sicuramente uno dei componenti piu' esposti; in particolare il rotore di Alta e Media Pressione risulta sottoposto durante i transitori a severi gradienti termici, che inducono, a causa dei grossi spessori in gioco, elevati stati di sollecitazione. Al regime di fatica termica, tipico dei transitori, si sovrappone durante il funzionamento stazionario un regime di scorrimento ad alta temperatura, associato in particolare a fenomeni di rilassamento degli sforzi residui. La

* CISE Spa, Segrate (Milano)
** ENEL/CRTN, Milano

interazione creep-fatica puo' accelerare la formazione di cricche e/o la propagazione di difetti preesistenti portando anche, eventualmente, alla rottura catastrofica del componente.

La sicurezza e la affidabilita' dell'esercizio impongono una verifica del "consumo di vita" associato ai transitori e quindi una valutazione preventiva della loro "ripetibilita'"(1).

Vengono qui presentati i risultati della caratterizzazione a fatica oligociclica al alta temperatura di un rotore di Alta-Media Pressione in acciaio 1CrMoV per unita' da 320 MW. L'attivita', svolta presso i laboratori del CISE, rientra nell'ambito di un piu' vasto programma di caratterizzazione tecnologica che l'ENEL ha avviato in collaborazione con il produttore dell'acciaio, comprendente, oltre alla caratterizzazione meccanica convenzionale, prove di creep, di tenacita' alla frattura, di crescita di difetti in regime di creep e di fatica.

La caratterizzazione a fatica oligociclica e' stata in particolare rivolta a verificare il ruolo delle disomogeneita' microstrutturali tipiche di forgiati di grandi dimensioni, unitamente all'effetto di parametri quali temperatura e durata del ciclo.

2. MATERIALE

Un disegno schematico del rotore oggetto della presente indagine e' mostrato in fig. 1. Nella Tab. 1 sono riportate la composizione chimica e le proprieta' tensili del materiale in relazione alle differenti posizioni di prelievo: APP (Alta Pressione - Periferia), APF (Alta Pressione - Foro), MPF (Media Pressione - Foro).

Una panoramica delle caratteristiche microstrutturali piu' rilevanti (morfologia, dimensione del grano, tipi di carburi, inclusioni, parametri stereologici) e' riportata nella Tab. 2. La microstruttura e' globalmente di tipo bainitico rinvenuto. Sono tuttavia presenti nelle diverse regioni del forgiato disomogeneita' microstrutturali su larga scala originatesi durante i trattamenti termomeccanici. In particolare si evidenziano una struttura bainitica a grano ingrossato (fig. 2a) ed una struttura piu' evoluta con grano fine e con maggior contenuto di precipitati (fig. 2b). Nel materiale di AP, con durezza 270 HV, sono presenti entrambe le microstrutture, mentre nella zona MPF, con durezza 250 HV, la microstruttura e' prevalentemente bainitica del tipo piu' evoluto.

I carburi, identificati con tecniche di microscopia elettronica (diffrazione e microanalisi) su repliche estrattive, sono risultati dei tipi $M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_4C_3 , M_3C e M_2C per le zone bainitiche piu' evolute, e principalmente del tipo M_3C nelle aree bainitiche a grano piu' grosso: in queste ultime la dimensione media dei carburi e' minore.

Lo stato inclusionale e' caratterizzato da una distribuzione fine ed omogenea nelle regioni periferiche del forgiato. Zone ad alta densita' di segregazione sono localizzate in prossimita' del foro centrale, nello stadio di MP: tali zone, a struttura notevolmente evoluta, caratterizzata da granulometria fine e da una notevole precipitazione di carburi di grosse dimensioni (fig. 2c), risultano ricche di nuvole di inclusioni, anche di grosse dimensioni, di tipo prevalentemente non metallico ma spesso contenenti anche seconde fasi intermetalliche.

3. PROCEDURE SPERIMENTALI

I campioni utilizzati nelle prove di fatica oligociclica (Low Cycle Fatigue, LCF) sono stati prelevati dalla regione APP con orientazione assiale, e dalle regioni APF e MPF con orientazione tangenziale. Tale scelta è basata sull'analisi degli andamenti delle sollecitazioni agenti sul rotore durante i transitori di impianto.

Le prove di LCF sono state condotte in controllo di deformazione su macchine servoidrauliche MTS, con capacità di carico 100 KN, utilizzando campioni del tipo a clessidra equipaggiati con estensimetri diametrali. I dettagli riguardanti le modalità di prova e le attrezzature del laboratorio sono stati descritti in un precedente lavoro (2). Le prove sono state condotte in aria, a 480 e a 540°C: tali temperature sono intese delimitare il possibile campo di variabilità delle reali temperature a regime in esercizio. Sono state effettuate prove con ciclo simmetrico rispetto allo zero (trazione-compressione), sia di tipo triangolare che trapezoidale (con presenza di "hold time" durante la fase di trazione), con valore della deformazione imposta compreso fra 4 % e 0.4 %. Sono stati esplorati intervalli di velocità di deformazione, $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-3} \div 3 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, e di hold time, HT = 0 ÷ 24 h, sufficientemente ampi per coprire il campo di variabilità compreso fra le tipiche condizioni delle prove a breve termine di laboratorio e condizioni più prossime a quelle reali di esercizio.

L'attività sperimentale è tuttora in corso: il numero di prove portate complessivamente a termine è di 230, per un totale di oltre 60,000 ore prova. Il quadro delle prove completate per ogni particolare condizione sperimentale è riportato nella Tab. 3.

Sui campioni rotti, ed anche su di un limitato numero di campioni provenienti da prove interrotte, sono state effettuate indagini frattografiche e metallografiche mediante microscopia ottica ed elettronica (trasmissione e scansione), volte a chiarire i meccanismi di frattura e il ruolo della microstruttura. In particolare si sono considerate la evoluzione della distribuzione di dislocazioni e i fenomeni di cavitazione.

4. RISULTATI E DISCUSSIONE

4.1 Curve di resistenza

L'insieme di tutti i risultati delle prove di LCF complessivamente effettuate è mostrato nella fig. 3: i dati sono distinti soltanto in termini di posizione di campionamento dei provini e di temperatura di prova. Un'analisi sistematica e dettagliata è riportata nel rif. (3) in bibliografia. I dati di seguito discussi, in numero più limitato, intendono essere esemplificativi di situazioni tipiche, atte a chiarire l'effetto della posizione di prelievo e della forma d'onda del ciclo (velocità di deformazione e hold time) sulla vita a fatica.

La fig. 4a riporta i risultati di prove con ciclo breve effettuate su campioni prelevati dalle regioni del rotore in precedenza indicate come APP, APF e MPF. Un analogo confronto è

riportato in fig. 4b relativamente al caso opposto di prove con periodo del ciclo molto lungo. L'effetto legato alla zona di provenienza dei campioni risulta significativo: la dispersione dei dati è massima per i campioni MPF, e minima per gli APP. La resistenza alla fatica è inoltre generalmente più alta per il materiale APP e più bassa per MPF. Tali risultati possono essere collegati alla microstruttura delle zone segregate ed al ruolo delle grosse inclusioni presenti in zona MPF nell'innescare di microfratture, fig. 5. La diminuita duttilità osservata, consistente con i risultati delle prove meccaniche convenzionali (v. anche Tab. 1), appare rilevante particolarmente nelle prove a breve termine effettuate ad alta deformazione; nelle prove di più lunga durata le differenze locali di duttilità del materiale perdono progressivamente importanza, dando luogo a vite a fatica e morfologie di frattura (fig. 6) paragonabili.

Gli effetti della velocità di deformazione e dell'hold time sulla resistenza alla fatica sono mostrati nelle figg. 7a e 7b rispettivamente (sono presentati solo dati APP di prove a 540°C; andamenti analoghi sono stati riscontrati per tutti i tipi di campioni, anche in prove a 480°C). In entrambi i casi le massime riduzioni della vita N_f sono associate ai valori più bassi della deformazione $\Delta \epsilon_f$ applicata (fino a un fattore 7 di riduzione, in prove alla più bassa $\dot{\epsilon}$).

4.2 Aspetti microstrutturali

Per tutte le condizioni di prova e le zone di prelievo dei campioni sul rotore è stata osservata una continua diminuzione della ampiezza di sollecitazione durante la vita. L'addolcimento ciclico è stato anche confermato da misure di durezza. In termini microstrutturali questo fenomeno è associato (fig. 8) alla formazione, a seguito di cicli ripetuti di deformazione, di una substruttura a celle di dislocazioni relativamente libere al loro interno da difetti e con i bordi marcati dalla presenza di carburi; questi ultimi tendono a crescere in dimensioni e ad arrotondarsi. In tal modo la direzionalità originaria dei pacchetti bainitici tende progressivamente a scomparire.

Le considerevoli riduzioni di vita riscontrate in prove con lungo periodo del ciclo non sono semplicemente riconducibili a un incremento della componente plastica della deformazione ciclica. Per tentare di razionalizzare l'effetto tempo-dipendente sono stati presi in esame i possibili meccanismi di deformazione operanti nel materiale, sulla base di una mappa dei meccanismi microstrutturali di scorrimento ottenuta da Priest e Ellison (4) per un acciaio 1CrMoV simile a quello oggetto dell'indagine presente, fig. 9.

L'assenza di riduzione di vita per velocità comprese fra $3 \cdot 10^{-3}$ e $3 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ è in accordo con la previsione di un unico meccanismo di scorrimento transgranulare attivo in questo intervallo di velocità. Le vite inferiori riscontrate nelle prove con $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ potrebbero essere invece spiegabili con l'attivazione di un meccanismo di scorrimento a bordo grano. Tuttavia le indagini microstrutturali eseguite non hanno evidenziato la presenza di cavità di tipo "w" (wedge cracks) tipiche del meccanismo previsto dalla mappa per velocità immediatamente inferiori alla zona di scorrimento transgranulare. La diminuzione di vita riscontrata in queste prove potrebbe invece essere attribuita a una riduzione

dei tempi di innesco e a propagazione accelerata di cricche per effetto sinergico creep - ambiente.

Danneggiamento intergranulare con presenza anche di cavita' di tipo "r" (round cavities) e' stato riscontrato in prove con lungo HT (3 e 24 h), fig. 10. L'attivazione di meccanismi di crescita di microcavita' assistiti dalla diffusione e' congruente con i bassi valori di velocita' di deformazione plastica misurati durante la maggior parte del periodo di rilassamento ($\dot{\epsilon}_p < 10^{-8} \text{ s}^{-1}$). Va tuttavia osservato che nessuna apprezzabile riduzione di vita e' stata riscontrata nelle prove con lungo HT alle deformazioni piu' elevate ($\Delta\epsilon_t > 0.8 \%$) per il materiale AP. In tali casi, nei quali la vita a fatica e' principalmente legata al periodo della propagazione delle cricche, la formazione all'apice di queste di spessi strati di ossido durante i lunghi periodi di hold puo' rallentarne considerevolmente la crescita. Va rilevato che apprezzabili riduzioni di vita sono state osservate in alcune prove ad alta deformazione e lungo HT su campioni MPF: queste riduzioni sembrano imputabili alle grosse inclusioni presenti, che agiscono come siti di innesco della frattura. Un tipico esempio di "interlinkage" di inclusioni per frattura intergranulare e' mostrato in fig. 11.

5. CONCLUSIONI

I risultati delle prove di creep-fatica eseguite sui campioni di materiale del rotore hanno confermato l'importanza del ruolo della disomogeneita' microstrutturale, presente sul componente a seguito dei processi di fabbricazione, nel determinare la resistenza alla fatica.

Le inferiori caratteristiche di duttilita' del materiale in prossimita' del foro dello stadio di Media Pressione, dovute a presenza piu' abbondante che altrove di seconde fasi, sono causa di maggiore dispersione dei dati e di vite a fatica inferiori rispetto a campioni prelevati da altre zone del rotore. E' tuttavia interessante segnalare che tali effetti di ridotta duttilita' appaiono perdere progressivamente importanza in prove a bassa deformazione e con lungo periodo del ciclo.

Una consistente riduzione di vita e' stata osservata in tutte le prove con la minima velocita' di deformazione ($\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$), mentre l'effetto danneggiante di un lungo hold time (HT = 3 e 24 h) si e' riscontrato solo in prove con $\Delta\epsilon_t < 0.8\%$.

La diminuita resistenza alla fatica in prove con lungo periodo del ciclo e' stata imputata all'insorgere di meccanismi termicamente attivati di scorrimento dei bordi dei grani, tipici del creep; su taluni campioni sono anche state osservate un gran numero di microcavita', crescenti in numero e dimensioni durante la vita. L'assenza di un effetto di riduzione di vita in prove con lunghi periodi di hold ad alta deformazione, pur in presenza di estesa cavitazione, potrebbe invece essere dovuta a una diminuita velocita' di propagazione delle cricche a seguito della formazione al loro apice di spessi strati di ossido.

RINGRAZIAMENTI

Gli autori desiderano esprimere i piu' vivi ringraziamenti ai sigg. A. Barbieri per la collaborazione nell'esecuzione delle

prove, C.A. Be', A. Benvenuti, L. Borghi e N. Ricci per le indagini microstrutturali, e C. Fossati per le proficue discussioni.

RIFERIMENTI BIBLIOGRAFICI

- 1) ENEL - Gruppo di Lavoro Invecchiamento dei Materiali, Rapporto della attivita' svolta ai fini della valutazione teorica del danneggiamento da ciclaggio termico dei rotori AP-MP, 23a Riunione GdL, Roma, dicembre 1979.
- 2) G. Angelino, V. Bicego, C. Fossati, 'Fatica oligociclica ad alta temperatura: descrizione delle apparecchiature CISE e primi risultati su acciaio 1Cr1Mo1/4V', Atti del VIII Conv. Naz. AIAS, Firenze, 24-27 sett. 1980.
- 3) V. Bicego, C. Fossati, S. Ragazzoni, 'LCF characterization of a HP-IP steam turbine rotor', ASTM Symp. on LCF - Directions for the future. Bolton Landing (N.Y., USA), 30 sett.-4 ott. 1985.
- 4) R.H. Priest, E.G. Ellison, 'A combined deformation mechanisms map - ductility exhaustion approach to creep-fatigue analysis', Mat. Sci. and Eng., vol.49, 1981, 7-17.

Tabella 1. Composizione chimica e proprieta' tensili dell'acciaio del rotore.

Composizione, % in peso											
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Cu	As	Sn
0.33	0.22	0.77	0.009	0.006	1.25	0.16	0.06	0.27	0.05	0.01	0.005

Proprieta' tensili						
Temperatura (C)	zona del rotore	orientazione	R _{p,0.2} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	Z (%)
500	APP	assiale	506	563	22	79
	APF	tangenziale	504	553	19	69
	MPF	tangenziale	472	564	12	45

APP = Alla Pressione Periferia, APF = Alla Pressione Foro, MPF = Media Pressione Foro.

Tabella 2. Sommario dei parametri microstrutturali piu' significativi del materiale.

Morfologia		B ($\frac{1}{3}$)	BE ($\frac{2}{3}$)	Zone ad alta segregazione (*)		
diametro del grano (μm)		180	16	12.2		
CARBURI A BORDO GRANO	Tipo di carburi	prevalentemente M_3C	$\text{M}_{23}\text{C}_6, \text{M}_7\text{C}_3$ $\text{M}_3\text{C}, \text{M}_4\text{C}_3$ M_2C	prevalentemente M_{23}C_6		
	Diametro (μm)	0.21	0.28	0.49		
	Interdistanza (μm)	0.16	0.22	0.61		
INCLUSIONI	Sezione LR	N_A (cm^{-2})	1.57	10^4	1.13	10^4
		Diametro (μm)	1.54		4.86	
		Frazione superf.	6.10	10^{-4}	4.2	10^{-3}
	Sezione CR	N_A (cm^{-2})	1.18	10^4	0.68	10^4
		Diametro (μm)	1.47		2.57	
		Frazione superf.	5.63	10^{-4}	6.7	10^{-4}

B = Bainite; BE = Bainite Evoluta

* Presenti solo in zona MPF

Tabella 3. Numero delle prove di fatica effettuate per ogni condizione.

Condizioni di prova	APP		APF		MPF		
	No. di prove alle due temperature, °C						
	480	540	480	540	480	540	
HT = 0 h	$= 3 \cdot 10^{-3}/\text{s}$	7	11	-	1	-	1
	$= 3 \cdot 10^{-4}/\text{s}$	7	11	7	11	7	11
	$= 3 \cdot 10^{-5}/\text{s}$	7	11	-	6	4	6
	$= 3 \cdot 10^{-6}/\text{s}$	6	10	1	3	3	5
$\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-4}/\text{s}$	HT = 1/6 h	6	6	-	-	-	-
	HT = 1 h	-	5	3	4	4	5
	HT = 3 h	2	5	-	-	4	5
	HT = 8 h	1	1	-	-	-	-
	HT = 24 h	-	4	-	-	2	2

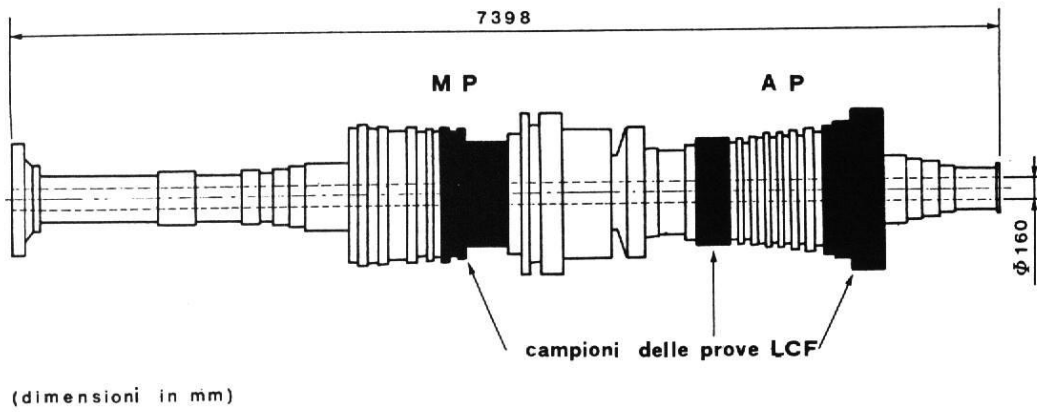


Fig. 1. Disegno schematico del rotore AP-MP.

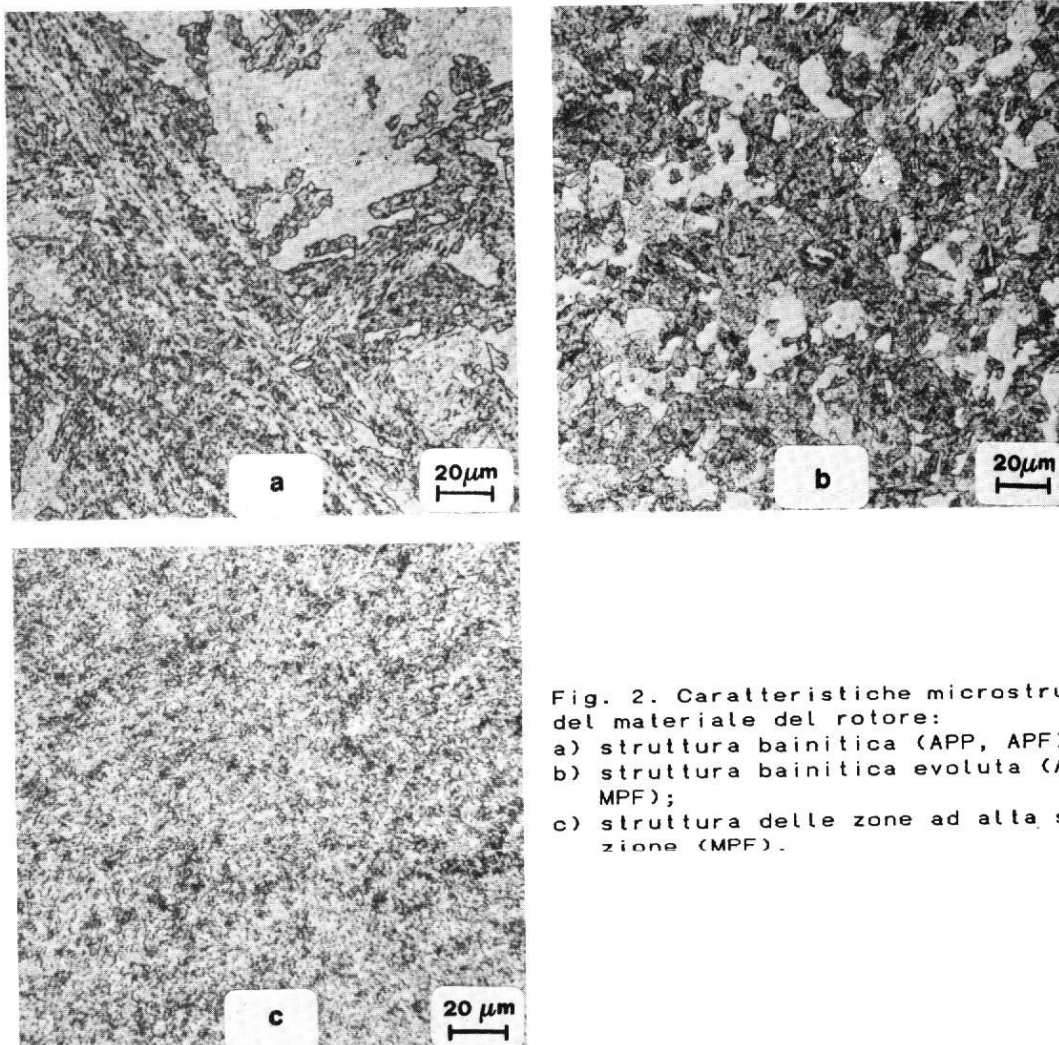


Fig. 2. Caratteristiche microstrutturali del materiale del rotore:
 a) struttura bainitica (APP, APF);
 b) struttura bainitica evoluta (APP, APF, MPF);
 c) struttura delle zone ad alta segregazione (MPF).

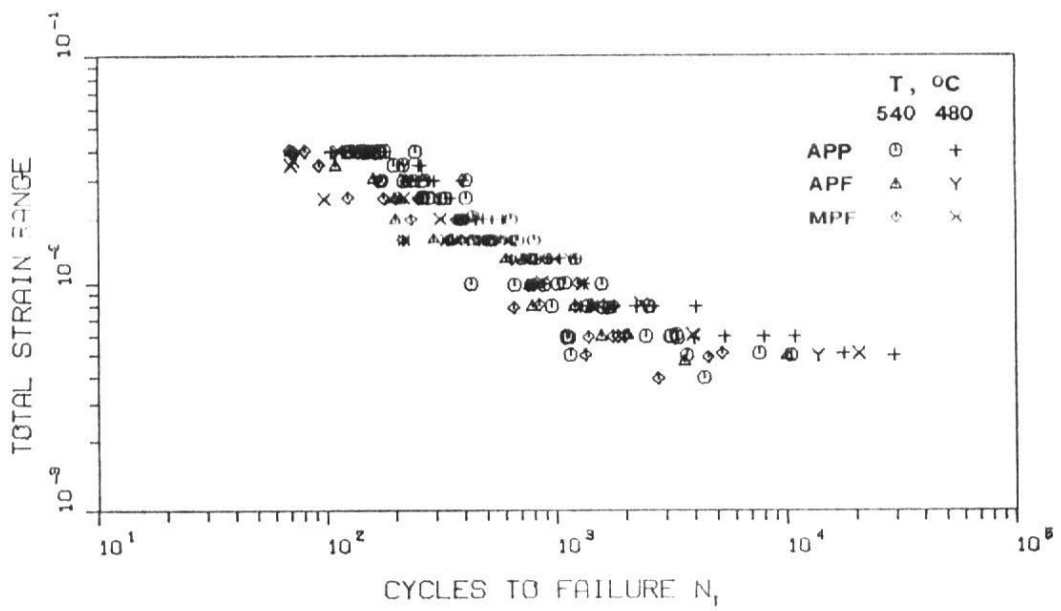


Fig. 3. Risultati di tutte le prove di LCF effettuate.

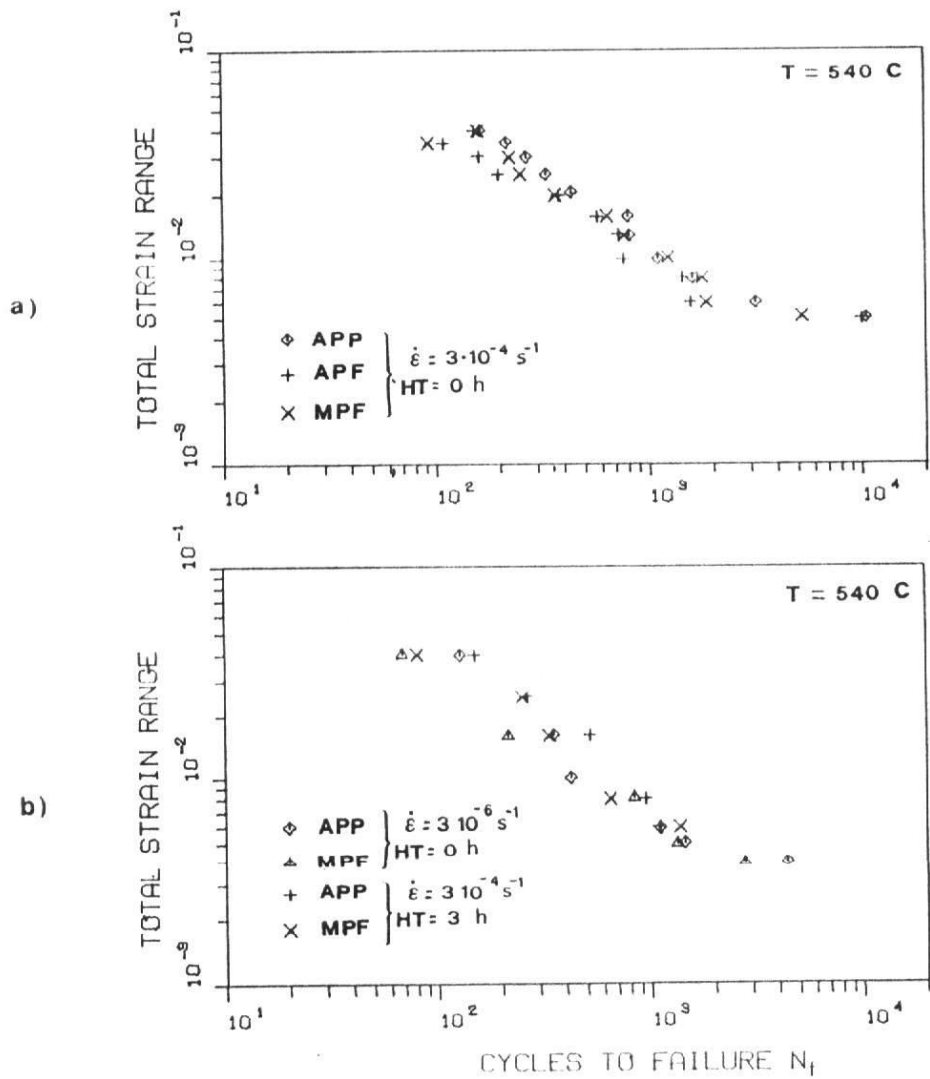


Fig. 4. Risultati di prove con tempo di ciclo breve (a) e lungo (b) per le diverse posizioni di prelievo dei campioni.

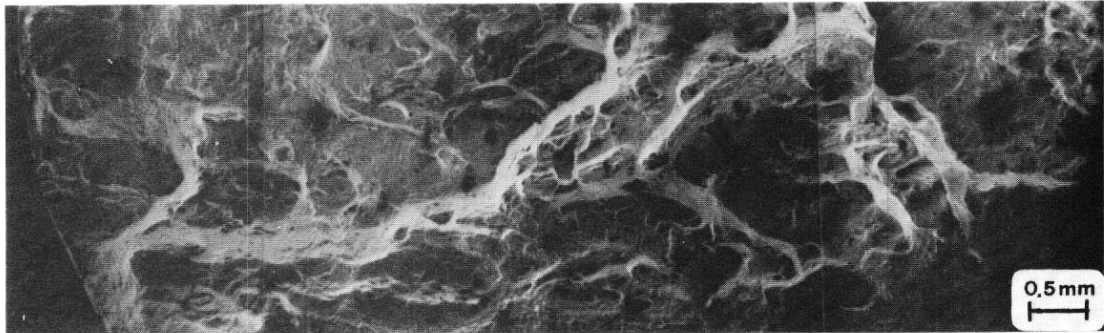


Fig. 5. Superficie di frattura di un campione MPF provato a $T = 540^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $HT = 0 \text{ h}$, $\Delta\epsilon_t = 3.5\%$.

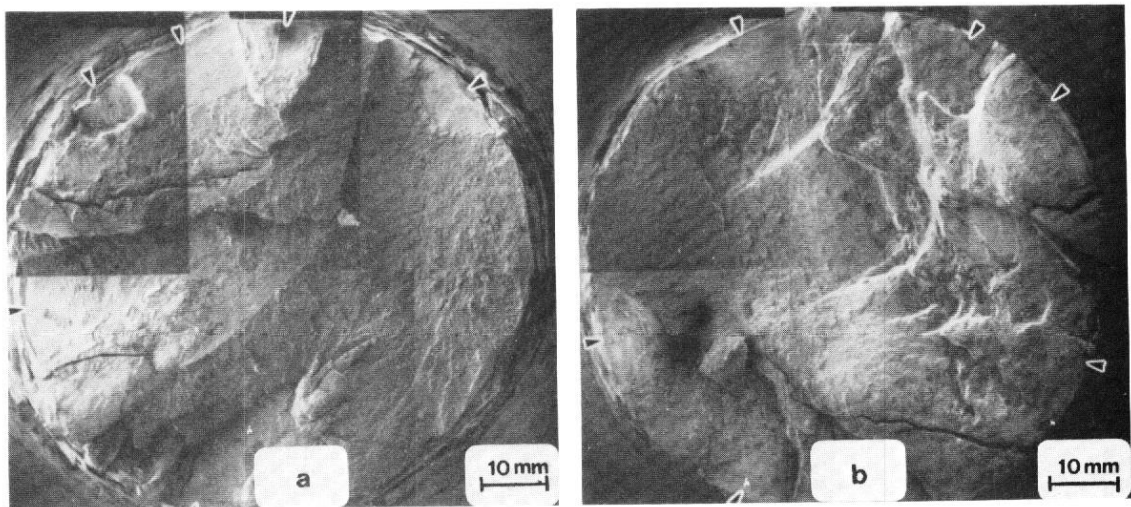


Fig. 6. Analoghe morfologie di frattura di campioni APP (a) e MPF (b) provati a $T = 540^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, $HT = 0 \text{ h}$, $\Delta\epsilon_t = 0.5\%$ (le frecce indicano gli inneschi di frattura).

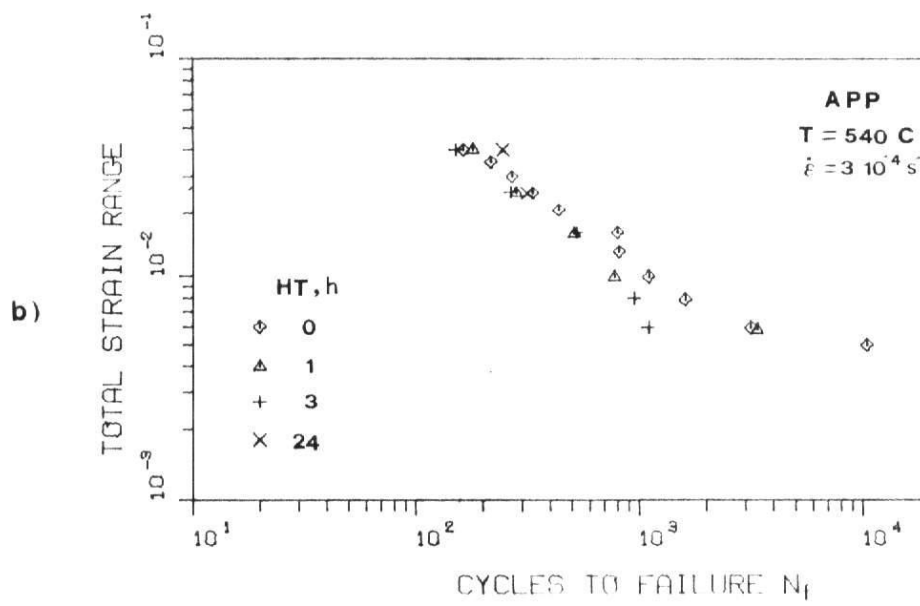
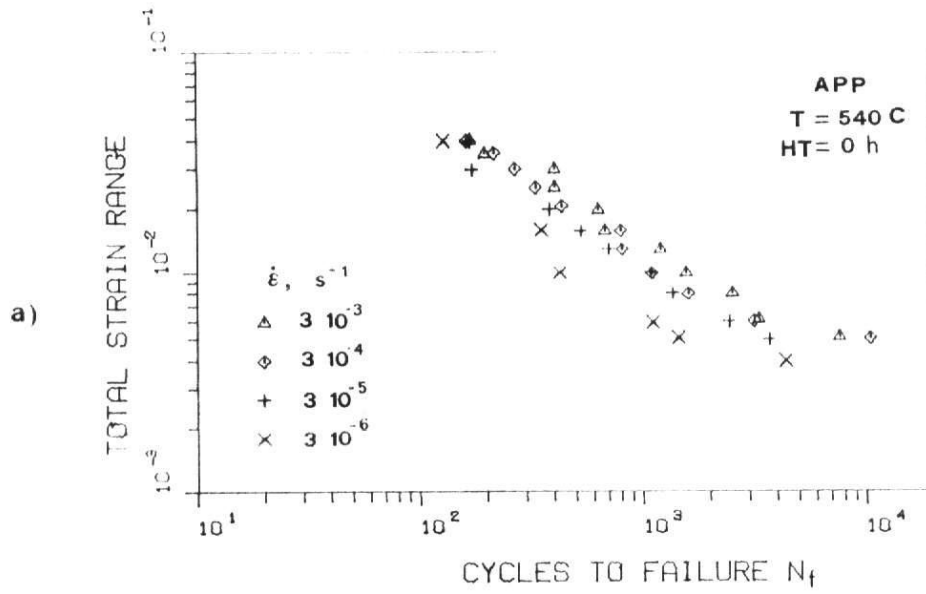


Fig. 7. Effetti della velocità di deformazione $\dot{\epsilon}$ (a) e dell'hold time HT (b) sulla vita a fatica di campioni APP.

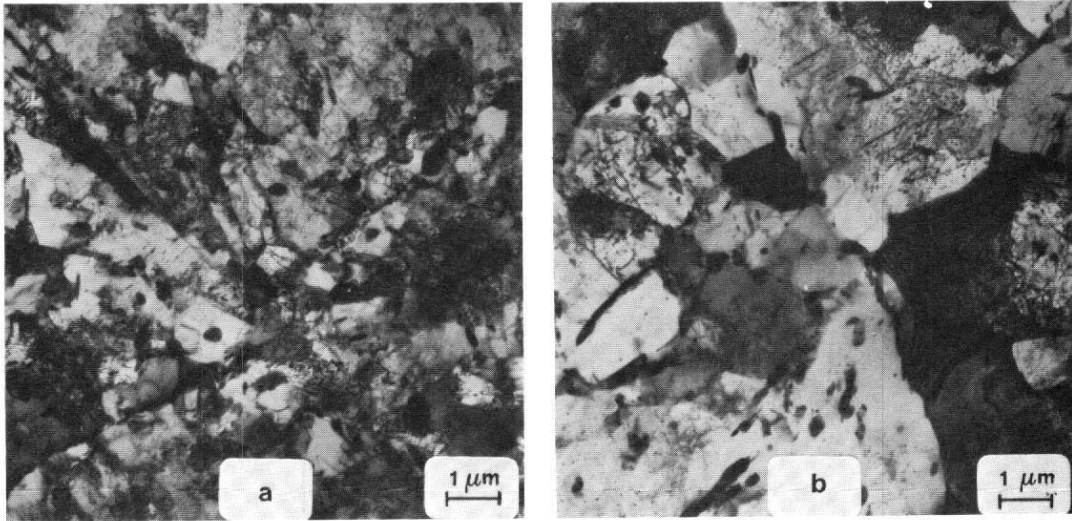


Fig. 8. Confronto tra le microstrutture sulla testa (a) e sul tratto utile (b) di un campione provato a LCF (TEM su lamina sottile).

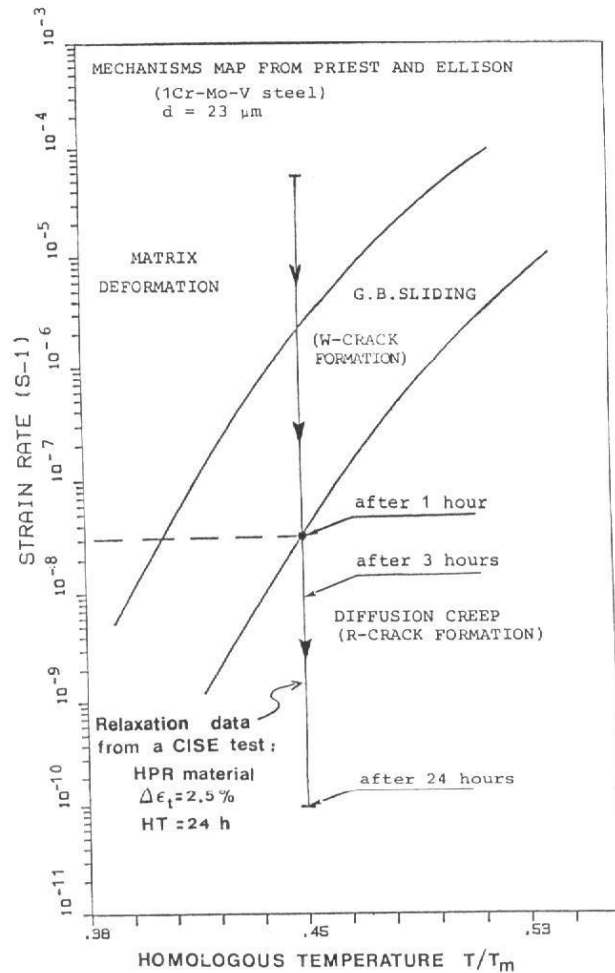


Fig. 9. Mappa dei meccanismi di scorrimento dal rif. (4), con sovrainposta una curva di rilassamento ottenuta da una prova su un campione APP.

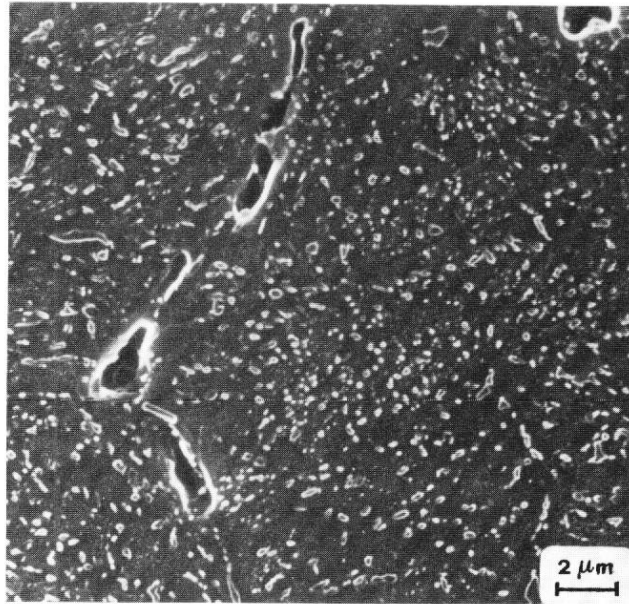


Fig. 10. Danno da creep, con cavita' di tipo r e w, in un campione APP provato a $T = 540^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, HT = 3 h, $\Delta\epsilon_t = 2.5\%$.

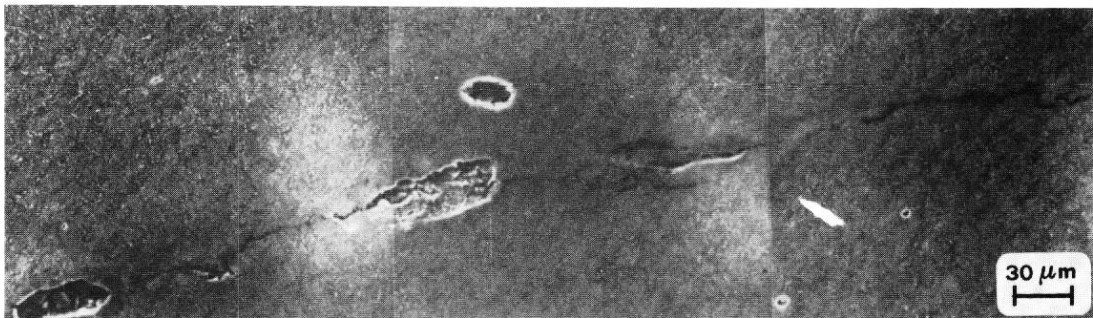


Fig. 11. "Interlinkage" fra grosse cavita' nucleate da inclusioni su un campione MPF provato a $T = 540^{\circ}\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, HT = 24 h, $\Delta\epsilon_t = 2.5\%$.