

INFLUENZA DELL'AMBIENTE SULLA FATICA AD ELEVATA TEMPERATURA DELLA SUPERLEGA DI NICHEL IN718

M. Marchionni, G. Onofrio, T. Ranucci, E. Signorelli

CNR-IENI, sezione TeMPE, via Cozzi 53 - 20125 Milano

ABSTRACT.

A large gas turbine disk of IN718 alloy was produced by a process that gives a very fine microstructure. The specimens, directly cut from the component, have been tested in the low cycle fatigue (LCF) and in the fatigue crack propagation (FCP) regimes at 650°C in air and in vacuum. In air a low strain rate or a low test frequency give a reduction of fatigue life and fatigue crack propagation rate (FCPR). When LCF tests are performed in vacuum, fatigue life increases and the influence of strain rate is sensibly reduced. In vacuum FCPR does not depend on test frequency. The evaluation of fatigue damage mechanisms has been performed analysing the fracture surfaces by scanning electron microscopy. At least the life prediction fatigue parameters according to Coffin-Manson and Paris relationships have been calculated and discussed.

SOMMARIO

Un disco di turbina a gas di grande dimensione in IN718 è stato prodotto con una tecnica che realizza una microstruttura molto fine. I campioni, ricavati direttamente dal componente, sono stati sollecitati in regime di fatica oligociclica (LCF) e di propagazione di cricca per fatica (FCP) alla temperatura di 650°C in aria ed in vuoto. In aria una bassa velocità di applicazione della deformazione od una bassa frequenza di prova determinano una riduzione della vita a fatica e della velocità di propagazione della cricca. Quando le esperienze di LCF sono condotte in vuoto, la vita a fatica aumenta e l'influenza della velocità di applicazione della deformazione diminuisce sensibilmente. Nel caso di prove di propagazione di cricca in vuoto, la velocità di propagazione della cricca (FCPR) risulta indipendente dalla frequenza di applicazione del carico. Per una valutazione dei meccanismi di danneggiamento dovuti alla fatica, le superfici di frattura dei campioni dopo LCF e FCP sono stati analizzati al microscopio elettronico a scansione. Infine i parametri di fatica per la previsione di vita secondo le relazioni di Coffin-Manson e di Paris sono stati calcolati e discussi.

INTRODUZIONE

L'Inconel 718 (IN718) è una lega di nichel ad elevata resistenza meccanica ed è largamente usata per la costruzione di dischi di turbina [1]. In tale applicazioni le sollecitazioni alle quali sono sottoposti i componenti richiedono da parte dei progettisti la conoscenza dei parametri di fatica oligociclica e di propagazione della cricca per fatica.

Le proprietà principali della lega IN718 sono l'elevata resistenza meccanica ad alta temperatura e la buona saldabilità [2]. L'ottima combinazione di duttilità, resistenza a trazione e "stress rupture" su superficie liscia ed intagliata è ottenuta con l'impiego di un trattamento termico ottimale.

Scopo del presente lavoro è la valutazione del comportamento a fatica oligociclica ed alla propagazione della cricca per fatica della lega IN718 a 650°C e dell'effetto dell'ambiente mediante prove comparative in vuoto.

MATERIALE E TECNICA SPERIMENTALE

La composizione chimica media percentuale della superlega di nichel IN 718 è riportata in tabella 1.

Ni	Cr	Nb	Ti	Al	C	Fe
50 - 55	17 - 21	5.0 - 5.5	0.65-1.15	0.4 - 0.8	0.01 - 0.3	resto

Tabella 1 : Composizione chimica media della lega IN 718 in peso percentuale.

Il materiale è stato fornito nella forma di un quarto di disco di grandi dimensioni forgiato presso la INCO Alloy di Birmingham (UK). Il diametro esterno del disco era di 720 mm e lo spessore di 120 mm. Il disco è stato sottoposto al seguente trattamento termico: 1 ora a 955°C, raffreddato in acqua, 8 ore a 720°C, raffreddato in forno fino a 620°C alla velocità di 5°C/ ora, infine 8 ore a 620°C con successivo raffreddamento in aria. La microstruttura della lega presenta una dimensione del grano di circa 9.5 - 10 ASTM (corrispondente ad un diametro medio di 0.012 mm). I campioni per le prove di LCF e FCP sono stati ricavati direttamente dal disco.

Le prove di LCF sono state eseguite con una macchina prova materiali elettroidraulica su campioni a clessidra aventi un diametro minimo di 8 mm. I provini sono stati riscaldati a 650°C con un forno a radiofrequenza ed una spirale in rame raffreddata ad acqua. La temperatura è stata misurata mediante termocoppie in Chromel - Alumel saldate al di fuori della zona di misura della deformazione per evitare l'innesco della cricca di fatica in corrispondenza della saldatura delle termocoppie. Le prove sono state eseguite in comando di deformazione diametrale con forma d'onda triangolare, $R = -1$, e due velocità di applicazione della deformazione 10^{-2} and 10^{-4} s^{-1} . Durante ciascuna prova la risposta in sollecitazione e l'andamento del ciclo di isteresi sono stati registrati ad intervalli predefiniti.

Alla stessa temperatura di 650°C è stato studiato il comportamento a FCP usando un sistema di riscaldamento simile a quello impiegato nelle prove di LCF. Le esperienze sono state condotte su un campione SENT (single edge notch tension) in comando di carico con forma d'onda triangolare ($R=0,1$). Allo scopo di analizzare l'influenza dei meccanismi dipendenti dal tempo sulla velocità di crescita della cricca per fatica, la frequenza di prova è stata variata nell'intervallo da 10 a 0.01 Hz. Quest'ultima frequenza è ottenuta con un caricamento della durata di 5 s, una permanenza del carico ai valori massimi di 90 s, ed uno scarico della durata di 5 s

Alcune prove di LCF e di FCP sono state condotte in vuoto (con pressione di O₂ di 10⁻³ Pa) per valutare gli effetti dell'ossidazione sulla durata a fatica oligociclica e sulla velocità di propagazione della cricca per fatica.

RISULTATI DI FATICA OLIGOCICLICA

I risultati ottenuti con le prove di fatica oligociclica sono riportati in fig. 2 come deformazione totale imposta in funzione del numero di cicli a rottura. Come si può osservare, in aria la riduzione della velocità di applicazione della deformazione determina una diminuzione di vita a fatica da 2 a 4 volte in funzione del livello di deformazione imposta. Per le prove in vuoto l'influenza della velocità di applicazione della deformazione è ridotta sensibilmente (da 1,5 a 2 in funzione del livello di deformazione imposto), mentre la vita a fatica aumenta da 4 a 7 volte rispetto alle prove in aria. La lega presenta un comportamento addolcente al progredire del numero di cicli in tutte le condizioni sperimentali e la presenza di snervamenti ripetuti nelle esperienze condotte alla più elevata velocità di applicazione della deformazione [3].

I risultati delle prove di fatica sono stati analizzati utilizzando la seguente relazione di Coffin- Manson [4]:

$$\Delta\varepsilon_p = A \cdot N^{-\alpha} \quad (1)$$

dove $\Delta\varepsilon_p$ è la componente della deformazione plastica calcolata a metà vita, N il numero di cicli a rottura, A e α costanti del materiale.

La fig. 3 mostra l'andamento della componente della deformazione plastica in funzione del numero di cicli a rottura nelle differenti condizioni sperimentali. L'andamento delle curve conferma il miglioramento della vita a fatica con il passaggio dall'aria al vuoto. I valori dei parametri di fatica secondo la relazione (1) sono riportati in tabella 2, dove R² è il coefficiente di determinazione con il metodo dei minimi quadrati per la legge di

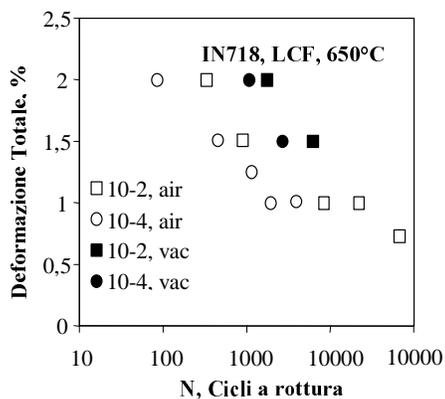


Fig. 2 – Influenza della velocità di applicazione della deformazione e dell'ambiente sulla vita a fatica.

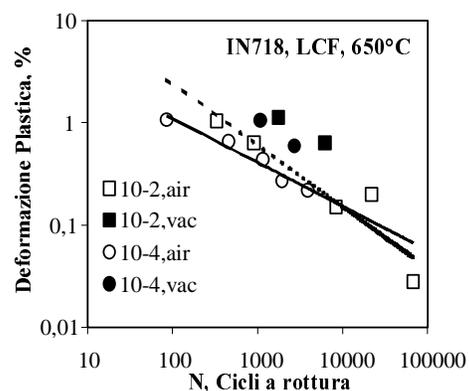


Fig. 3 – Andamento della componente di deformazione plastica in funzione del numero di cicli a rottura.

tipo esponenziale. Il valore α è maggiore per la velocità di applicazione della deformazione più elevata, mentre entrambi gli esponenti presentano valori in accordo con la classe di materiali aventi una elevata duttilità. Per le prove eseguite in vuoto non sono stati calcolati i parametri di fatica, in quanto due esperienze per ogni velocità di applicazione della deformazione sono insufficienti per ottenere valori significativi. In generale l'influenza dell'ambiente è più elevata di quella della velocità di applicazione della deformazione; ciò indica che l'ossidazione superficiale gioca un ruolo importante sull'incubazione della cricca e la conseguente propagazione fino alla rottura finale.

Velocità di applicazione della deformazione, s^{-1}	A	α	R^2
10^{-2}	0.39	0.60	0.89
10^{-4}	0.08	0.43	0.96

Tabella 2 – Parametri di fatica secondo l'equazione (1).

PROPAGAZIONE DELLA CRICCA PER FATICA

La Fig. 4 mostra l'effetto della temperatura, nell'intervallo 25 – 650°C, sulla velocità di propagazione di cricca alla frequenza di prova di 10 Hz. Tale valore di frequenza è sufficientemente elevato da garantire assenza di meccanismi di danno dipendenti dal tempo, quali il creep o l'ossidazione. Alla temperatura di 650°C la prova è stata condotta anche in vuoto. Dall'analisi della figura si evidenzia una modesta influenza della temperatura di prova sulla FCP e solo nella zona di soglia, cioè ai più bassi valori del ΔK . Tale incremento di FCP con la temperatura può imputarsi sia ad un deterioramento delle proprietà meccaniche al crescere della temperatura (confronto tra prova 25°C aria e prova 650°C vuoto di Fig. 4), sia all'aggressività dell'ambiente ad elevata temperatura (confronto tra prova 650°C vuoto e prova 650°C aria di Fig. 4).

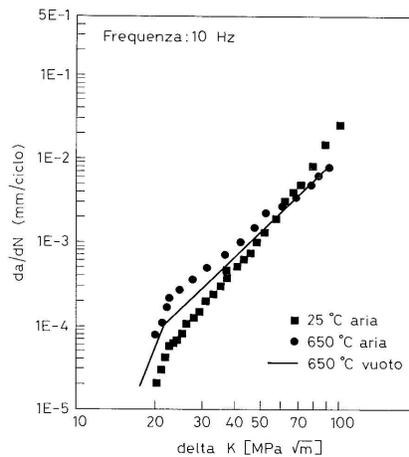


Fig. 4 - Influenza della temperatura di prova, nell'intervallo 25 – 650°C, sulla velocità di propagazione di cricca per fatica.

Nelle Fig. 5a e b vengono riportate le velocità di propagazione di cricca a 650°C nell'intervallo di frequenza 0.01 (5-90-5) - 10 Hz in aria ed in vuoto rispettivamente. Dall'esame dei risultati sperimentali ottenuti in aria e riportati in figura 5a si osserva un aumento della FCP al diminuire della frequenza, con i massimi valori di velocità di propagazione misurati nella prova 5-90-5 che corrisponde ad una frequenza nominale di 0.01 Hz. Nella Fig. 5b vengono riportati i risultati ottenuti in vuoto (sono stati presi in considerazione solo i valori estremi del campo di frequenza: 10 e 0.01 Hz). In queste condizioni sperimentali si osserva che la frequenza di prova non ha più alcun effetto sulla FCP. Questo risultato dimostra come il sensibile effetto della frequenza osservato nelle prove in aria ad elevata temperatura sia da imputarsi principalmente ad un meccanismo di danno dovuto all'ossidazione operante all'apice della cricca. Dai dati sperimentali riportati nelle precedenti figure si può rilevare la validità, almeno per valori intermedi del ΔK , della seguente equazione

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (2)$$

nota come legge di Paris [5], nella quale la velocità di avanzamento della cricca da/dN è correlata alla variazione del fattore di intensificazione degli sforzi ΔK . C ed m sono costanti del materiale, sono stati calcolati dai dati sperimentali in aria, e sono riportati in tabella 3.

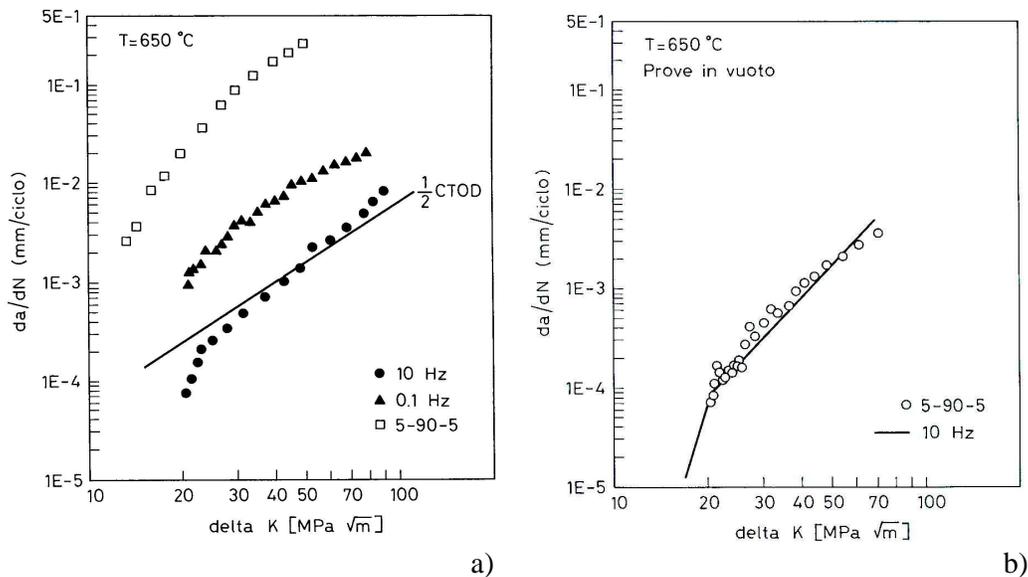


Fig. 5 - Velocità di propagazione di cricca a 650°C e diverse frequenze: a) prove in aria e b) prove in vuoto.

Frequenza di prova Hz	C	m	R ²
0,1	$9 \cdot 10^{-7}$	2,31	0.98
10	$9 \cdot 10^{-8}$	2,53	0.99

Tabella 3 – Parametri di fatica secondo l'equazione (2).

ESAME DELLE SUPERFICI DI FRATTURA

In presenza di sollecitazioni esclusivamente dovute a fatica il danneggiamento del materiale avviene generalmente sotto la forma di innesco della cricca e successiva propagazione. L'innesco della cricca avviene prevalentemente sulla superficie esterna del campione; successivamente essa propaga verso l'interno in modo transgranulare [6]. Nel caso di danno riconducibile al creep, si osservano effetti di cavitazione all'interno del materiale in corrispondenza del bordo dei grani. Queste cavità crescono e si uniscono insieme formando microcricche e macrocricche che propagano in modo intergranulare [7, 8]. Pertanto l'analisi delle superfici di frattura può dare informazioni fondamentali sui meccanismi di danno che hanno determinato la rottura.

Le superfici di frattura dei campioni sottoposti a fatica in aria hanno mostrato la presenza di un singolo innesco della cricca sulla superficie esterna, qualche volta dovuto alla presenza di un difetto superficiale (inclusione, cavità di ritiro, ecc.). La fig. 8 mostra un esempio di innesco superficiale senza la presenza di difetti, mentre in fig. 9 la cricca inizia proprio in corrispondenza di un difetto superficiale.

Le esperienze condotte ad elevata velocità di applicazione della deformazione hanno messo in evidenza meccanismi di danno dovuti esclusivamente alla fatica, come propagazione di tipo transgranulare e presenza di striature duttili, anche se queste ultime non sono sempre visibili in tutta l'area di propagazione della cricca. La spaziatura delle striature aumenta con l'aumentare della deformazione totale imposta e con il progressivo avanzamento della cricca. La fig. 10 mostra una frattura di tipo transgranulare con la presenza di striature di fatica.

Nel caso di prove di fatica eseguite in vuoto l'aspetto della frattura non è sostanzialmente differente. La cricca si forma sulla superficie esterna del provino e propaga in modo transgranulare, mentre poche aree presentano striature di fatica. La fig. 11 mostra una tipica zona di innesco, mentre in fig. 12 si può osservare l'aspetto della frattura transgranulare di un campione sollecitato ad alta velocità di applicazione della deformazione. A velocità di applicazione della deformazione minore le striature di fatica sono meno numerose e si nota la presenza di alcune aree con propagazione intergranulare (fig. 13) a conferma che il meccanismo del creep è operante anche se non in maniera prevalente.

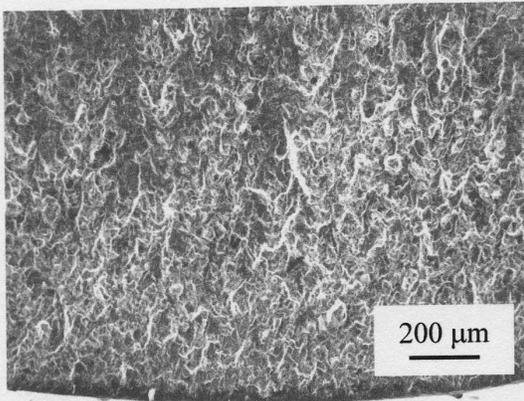


Fig 8 -LCF in aria, $10^{-2} s^{-1}$, $\Delta\varepsilon_t=1,51\%$, $N=900$.

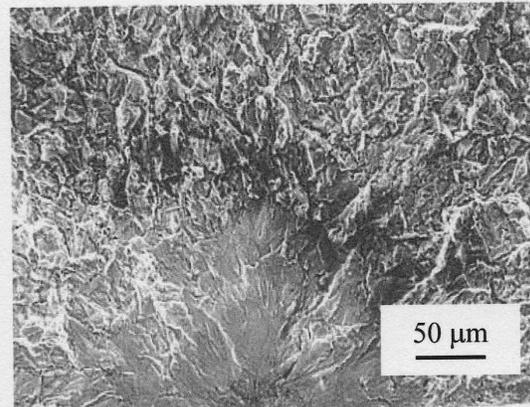


Fig. 9 - LCF in aria, $10^{-2} s^{-1}$, $\Delta\varepsilon_t=1\%$, $N=22000$.

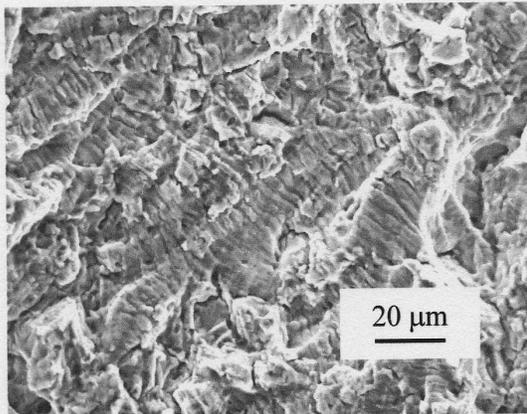


Fig. 10 - Stesso campione della figura 9. Frattura transgranulare con striature di fatica.

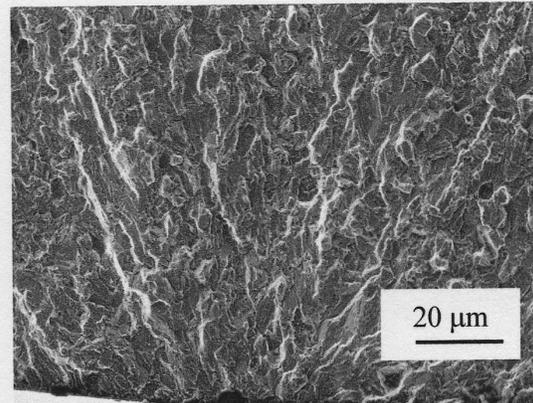


Fig. 11 - LCF in vuoto. $10^{-4} s^{-1}$, $\Delta\varepsilon_t=1,5\%$, $N=2700$.

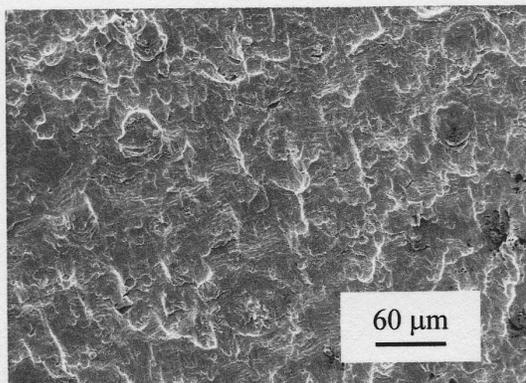


Fig. 12 - LCF in vuoto. $10^{-2} s^{-1}$, $\Delta\varepsilon_t=1,5\%$, $N=6200$.

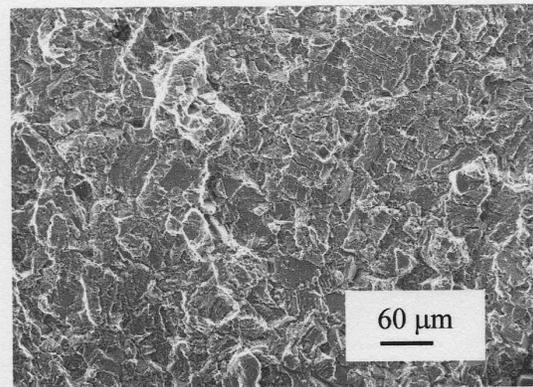


Fig. 13 - Stesso campione della figura 11. Frattura mista transgranulare con alcune aree di tipo intergranulare.

DISCUSSIONE

Nelle prove LCF effettuate in aria si è osservata una diminuzione della vita a fatica al diminuire della velocità di applicazione della deformazione. Ciò è confermato dall'aumento della velocità di propagazione della cricca al diminuire della frequenza di applicazione del carico nelle prove FCP.

Anche nelle prove in vuoto si è osservato una diminuzione della vita a fatica al diminuire della velocità di applicazione della deformazione, anche se in misura inferiore.

L'aumento della vita a fatica alla più alta velocità di applicazione della deformazione (10^{-2} s^{-1}) è sostanzialmente dovuto ad un maggior tempo di innesco della cricca nella prova in vuoto, essendo la durata relativa alla propagazione invariata nei due ambienti, come si può osservare nelle prove FCP a 10 Hz.

L'aumento della vita a fatica alla più bassa velocità di applicazione della deformazione passando da aria a vuoto è invece causata da un aumento congiunto del periodo di incubazione e di innesco della cricca.

Lo studio dei meccanismi di danneggiamento dovuti alla fatica ha portato diversi ricercatori [9, 10, 11] a proporre una correlazione tra il comportamento LCF e quello FCP. L'argomento più diffuso per tale confronto è che la propagazione della cricca sia determinata dall'accumulo di danno in una micro area, davanti alla cricca principale, sottoposta a sollecitazione ciclica. I modelli derivati da tale considerazione, basati su processi di LCF in un piccolo volume di materiale all'apice della cricca, conducono ad una corrispondenza tra le equazioni di Coffin-Manson e di Paris, tali che tra i relativi esponenti delle formule valga la relazione:

$$m \cdot \alpha = 2 \quad (3)$$

dove α ed m sono gli esponenti definiti nella (1) e nella (2) rispettivamente.

Il confronto dei parametri ricavati da LCF a 10^{-2} s^{-1} e FCP a 10 Hz come riportato nelle tabelle 2 e 3 mostra che il valore del prodotto $m \cdot \alpha$ è 1,5 e quindi non lontano da quello riportato nella (3). Diverso è il discorso nel caso di LCF a 10^{-4} s^{-1} e FCP a 0,1 Hz in quanto il valore di tale prodotto è 0,99. In quest'ultimo caso però giocano fattori diversi, quali interazione creep - fatica, effetti di ossidazione all'apice della cricca stessa e diversi tempi di incubazione della cricca nel caso di LCF, solo per citarne alcuni, che possono modificare sostanzialmente i meccanismi di danno per LCF e FCP.

CONCLUSIONI

I risultati di LCF ed FCP in aria sono sostanzialmente in accordo. In entrambi i casi una diminuzione della velocità di applicazione della deformazione o della frequenza di applicazione del carico determinano una riduzione della resistenza a fatica del materiale. Le prove eseguite in vuoto hanno mostrato che esso è benefico sia nel caso dell'innesco che della propagazione della cricca. Infatti in assenza di aria le prove LCF hanno mostrato durate superiori e le prove FCP velocità di propagazione inferiori.

L'esame delle superfici di frattura ha mostrato che la cricca di fatica si innesca sulla superficie esterna e propaga in modo transgranulare sia in aria che in vuoto. Alla velocità di applicazione della deformazione più bassa sono presenti alcune aree con propagazione di tipo intergranulare tipica della presenza di fenomeni dovuti a creep. La verifica del modello di propagazione basato su processi LCF su micro aree all'apice della cricca è risultato soddisfacente solo alle più elevate frequenze di prova.

BIBLIOGRAFIA

1. Coyne J. E., Coutts W.H. Jr. "*The evolution of the forging processes on discs*". Atti del convegno "High temperature alloys for gas turbines 1982", D. Reidel Publishing Company, 1982, 839-852.
2. Irving R.R. Alloy 718: the workhorse of superalloys. Iron Age, 1981, 77-81.
3. Marchionni M: et Alii. "*Fatica oligociclica ad elevata temperatura di una superlega di nichel tipo IN718*". Atti del XXII Convegno Internazionale di Metallurgia "L'innovazione per la qualità", AIM, Vol. II, 1988, 1721-1733.
4. Coffin L: F. Jr. Fatigue at High Temperature, ASTM STP 520, 1973, 5-34.
5. Paris P., Erdogan F., J. of Basic Engineering Transaction of ASME, Series D, 1963, **85** 528-539.
6. Kocanda S., Fatigue Failure of Metals, 1978, 77 - 80.
7. Wells C. H., Fatigue and Microstructure, ASM publishers, 1979, 307 - 333.
8. Runkle J.C., Pelloux R.M., "*Micromechanisms of low-cycle-fatigue in nickel-base superalloys at elevated temperatures*", Fatigue Mechanisms, ASTM-STP 675, 1979, 501 - 527.
9. Lantaigne J., Bailon, J. Metallurgical Transaction, **12A**, 1981, 459 - 466
10. Antolovich S. D., Saxena A., Chanani C.R., Eng. Fracture Mech., **7**, 1975, 649.
11. Bailon J.P., Antolovich S.D., "*Effect of microstructure on Fatigue Crack Propagation : a Review of Existing Models and Suggestions for Further Research*", ASTM-STP 811, 1983, 313-349.