

IGF6 - VI Convegno Nazionale  
GRUPPO ITALIANO FRATTURA  
Ancona, 7 - 8 giugno 1990

PROPAGAZIONE DI CRICCA PER FATICA  
NELLA SUPERLEGA CMSX-2

S.H. Ai, G. Onofrio, V. Lupinc, G. Vimercati  
CNR-ITM, Cinisello B. (Milano)

SOMMARIO

Si è studiato l'effetto della microstruttura, della forma d'onda e dell'ambiente sull'inesco a bassa temperatura (20°C) e sulla propagazione ad elevata temperatura (750 e 950°C) di cricche di fatica nella superlega di nichel monocristallina CMSX-2.

Indipendentemente dalla microstruttura l'inesco della cricca a temperatura ambiente avviene sui piani  $111$ . La propagazione ad elevata temperatura risulta invece dipendere dalla microstruttura solo nelle prove a 950°C. In presenza di hold time è stato individuato un meccanismo di chiusura della cricca indotto dall'ossidazione che ne spiega il rallentamento in queste condizioni sperimentali.

1. INTRODUZIONE

Le superleghe di nichel monocristalline, grazie alle ottime caratteristiche di resistenza al creep e alla fatica oligociclica vengono utilizzate per la realizzazione di palette rotoriche di turbine a gas in grado di operare fino a temperature di 1050°C.

Sebbene per tali componenti non venga utilizzata la progettazione "damage tolerant" risulta ugualmente importante studiarne il comportamento nei confronti dell'inesco e della propagazione di cricche di fatica, fenomeni che possono avere origine durante i transitori termici.

Inoltre tali componenti, messi in opera dopo trattamento termico che dà luogo ad una precipitazione di seconda fase di forma cuboide, dopo un periodo di funzionamento in regime di creep a temperatura molto elevata, subiscono una trasformazione strutturale che porta alla formazione di piastre della fase  $\gamma'$ . Si creano così dei canali di resistenza relativamente bassa all'interno del materiale che possono essere interessati da rotture di fatica.

Dai dati di letteratura risulta che il materiale con seconda fase a piastre ha minore carico di snervamento (1) e resistenza al creep (2, 3) rispetto al

materiale di partenza, mentre non è stato riscontrato effetto sulla resistenza alla fatica oligociclica a temperature intermedie (4).

Scopo del presente lavoro è lo studio del comportamento della superlega di nichel monocristallina CMSX-2 all'innesco a temperatura ambiente e alla propagazione ad elevata temperatura di cricca di fatica, sia in condizione di trattamento termico standard (ST) che dopo trattamento termomeccanico (TMT) simulante un periodo di funzionamento in regime di creep. Vengono inoltre studiati, su campioni sottoposti ai due diversi trattamenti, l'influenza dei meccanismi dipendenti dal tempo che, interagendo con il danno di fatica, possono portare a rotture premature dei componenti.

## 2. MATERIALE E PROCEDURE SPERIMENTALI

Le barre monocristalline di CMSX-2 prodotte e solubilizzate dalla Thyssen, Bochum hanno la seguente composizione chimica:

7,9 Cr; 0,6 Mo; 0,99 Ti; 6,0 Ta; 7,9 W; 4,6 Co; 5,58 Al; resto Ni; 15 ppm C

Il trattamento di invecchiamento, ST, (1080°C per 4h + 870°C per 20h) produce una dispersione coerente, a forma cuboide, di seconda fase  $\gamma'$  di dimensione media 0,5  $\mu\text{m}$ . La frazione volumetrica della seconda fase è di circa 2/3 (fig. 1a).

I campioni utilizzati per le prove sperimentali sono di tipo single edge notch tension, di sezione 11,7 x 4,4 mm<sup>2</sup> forniti dall'Alfa Romeo Avio, Pomigliano d'Arco.

L'intaglio, profondo 1 mm e con raggio di 0,05 mm è stato realizzato mediante elettroerosione. L'asse principale dei campioni si discosta per meno di 10° dalla direzione cristallografica  $\langle 001 \rangle$ . La struttura a piastre è ottenuta mediante trattamento termomeccanico (TMT), eseguito in vuoto sulla stessa macchina di prova, consistente nell'applicazione di una tensione di trazione di 120 MPa alla temperatura di 1050°C. Le piastre di  $\gamma'$  crescono perpendicolari alla direzione della tensione applicata (fig. 1b). Le prove di propagazione di cricca per fatica sono state effettuate su una macchina di prova elettroidraulica, in controllo di carico, alle temperature di 750 e 950°C, con forma d'onda triangolare ( $R = 0,05$ ), alla frequenza di 4 Hz. Tutti i campioni sono stati precriccati, a temperatura ambiente, alla frequenza di 10 Hz.

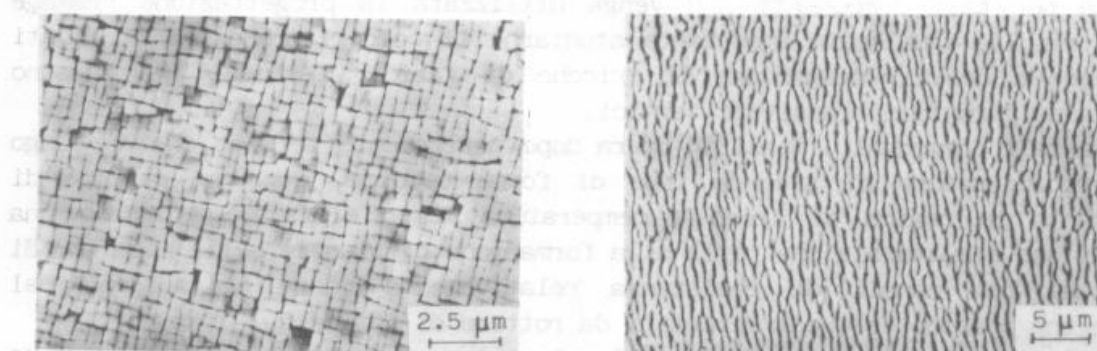


Fig. 1. Struttura di  $\gamma'$  cuboide dopo trattamento ST (a) e piastre di  $\gamma'$  dopo trattamento TMT (b).

L'interazione creep-fatica è stata studiata, in vuoto, sovrapponendo all'onda triangolare un periodo di mantenimento del carico al valore massimo di 5 secondi. Le stesse prove con hold time, effettuate in aria hanno permesso di studiare l'influenza dell'ossidazione sulla propagazione di cricca.

I campioni fratturati sono stati sezionati secondo un piano parallelo all'asse dello sforzo applicato e alla direzione di propagazione della cricca e preparati secondo le normali tecniche metallografiche per evidenziare l'influenza della microstruttura e delle differenti condizioni sperimentali sulla morfologia di frattura.

### 3. RISULTATI SPERIMENTALI E DISCUSSIONE

#### 3.1. Innesco della cricca a temperatura ambiente

A temperatura ambiente, per entrambe le microstrutture esaminate, l'innesco della cricca di fatica ha luogo su famiglie di piani  $\{111\}$  come mostrato in fig. 2. Il successivo propagarsi della cricca avviene sullo stesso tipo di piani per tutta la profondità di precriccatura.

L'insieme delle prove conferma come a temperatura ambiente in un monocristallo caricato nella direzione  $\langle 001 \rangle$  sia attivo un sistema di scorrimento ottaedrico formato dai piani  $\{111\}$  (5).



Fig. 2. Superficie di frattura di un campione TMT precriccato di 0,4 mm a 20°C con propagazione a 950°C in aria e forma d'onda triangolare (a) e precriccato di un 1 mm a 20°C con propagazione a 950°C in aria e hold time (b).

#### 3.2. Propagazione di cricca ad elevata temperatura

In fig. 3 sono riportate le velocità di propagazione di cricca di fatica in aria in funzione del  $\Delta K$ , alla temperatura di 750 e 950°C per le due microstrutture esaminate. Alla temperatura più elevata il materiale TMT risulta meno resistente mentre non è stato trovato un effetto significativo della microstruttura sulla velocità di propagazione a 750°C. Questi risultati trovano conferma nelle analisi frattografiche. Per entrambe le microstrutture esaminate la cricca si propaga lungo i piani (001) per bassi valori di  $\Delta K$ , passando gradualmente ad una crescita lungo i piani  $\{111\}$  all'aumentare del  $\Delta K$ .

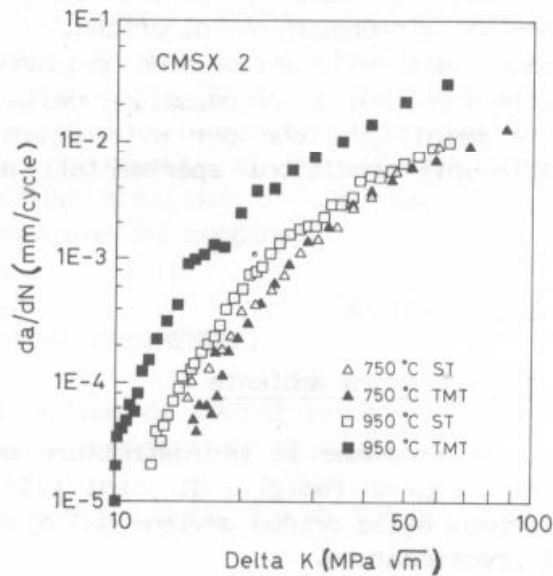


Fig. 3. Effetto della temperatura di prova e del trattamento del materiale sulla velocità di propagazione di cricca.

Per valori del fattore di intensificazione delle tensioni maggiori di circa  $50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  la propagazione avviene prevalentemente lungo i piani  $\{111\}$  (fig. 4).

A  $950^\circ\text{C}$  si sono invece riscontrate differenti morfologie di frattura per i due diversi trattamenti adottati. Nel materiale standard la cricca cresce inizialmente lungo piani  $(001)$ , ma all'aumentare del  $\Delta K$  diventano sempre più frequenti cricche secondarie e propagazione lungo piani  $\{111\}$ , fig. 5a. Nel materiale TMT invece la morfologia di frattura appare piatta e perpendicolare all'asse di trazione, fig. 5b.

La presenza di cricche secondarie, associata ad una più elevata rugosità della superficie di frattura, può spiegare la maggiore resistenza alla propagazione di cricca per fatica del materiale standard.

L'assenza di cricche secondarie osservata nel materiale TMT è imputabile alla difficoltà di scorrimento plastico attraverso le piastre di  $\gamma'$  con concentrazione di deformazione all'interfaccia  $\gamma-\gamma'$  e conseguente propagazione lungo tale interfaccia (fig. 6).

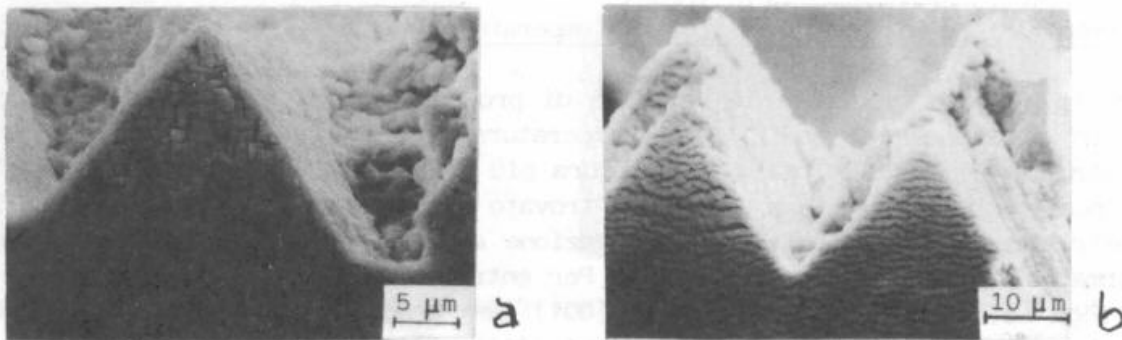


Fig. 4. Propagazione di cricca di fatica a  $750^\circ\text{C}$  lungo i piani  $\{111\}$  sul materiale con  $\gamma'$  cuboide (a) e piastre di  $\gamma'$  (b).

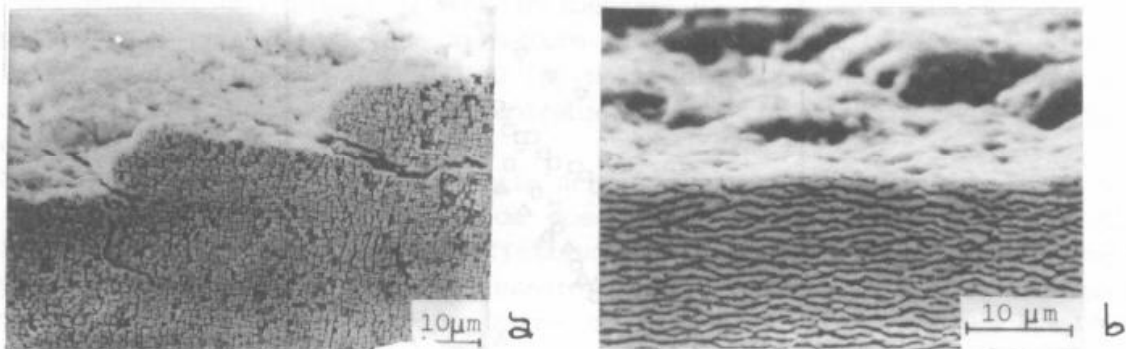


Fig. 5. Superficie di frattura a 950°C con cricche secondarie nel materiale ST (a) e senza cricche secondarie nel materiale TMT (b).

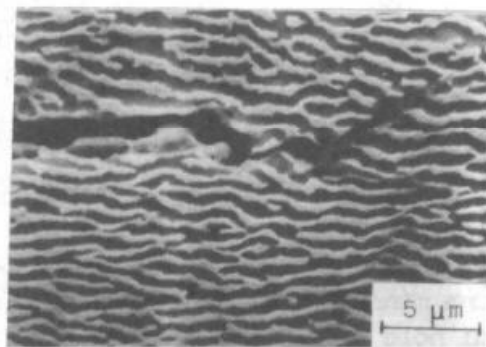


Fig. 6. Cricca secondaria formatasi nel materiale TMT a 750°C in aria e forma d'onda triangolare.

### 3.3. Effetti della forma d'onda e dell'ambiente sulla propagazione di cricca per fatica

In fig. 7 è riportato l'effetto, sulla velocità di propagazione di cricca di fatica in aria a 950°C, di un periodo di mantenimento del carico al valore massimo. L'inserimento di un hold time di 5 secondi causa una drastica riduzione della velocità di propagazione che diventa indipendente dalla microstruttura.

E' ben noto come la propagazione di cricca per fatica ad elevata temperatura possa essere controllata da fenomeni dipendenti solo dal numero di cicli o da fenomeni dipendenti dal tempo quali il creep e l'ossidazione.

Nei materiali policristallini l'effetto di un periodo di hold time aggiunto al ciclo di fatica, in prove in aria ad elevata temperatura, consiste spesso in un aumento della velocità di crescita della cricca per valori di  $\Delta K$  elevati e ad una sua diminuzione in prossimità del  $\Delta K$  di soglia (6,7). Infatti per i più bassi valori di  $\Delta K$ , caratterizzati da velocità di propagazione molto lente, l'ossidazione può dar luogo a meccanismi di chiusura, di arrotondamento o di biforcazione della cricca che portano ad una riduzione del fattore di intensificazione delle tensioni disponibile per l'avanzamento della cricca stessa. Per valori di  $\Delta K$  più elevati lo spessore di ossido formato in prossimità dell'apice non è sufficiente per instaurare tali fenomeni. In queste condizioni, durante il mantenimento del carico al valore massimo, l'ossidazione causa un



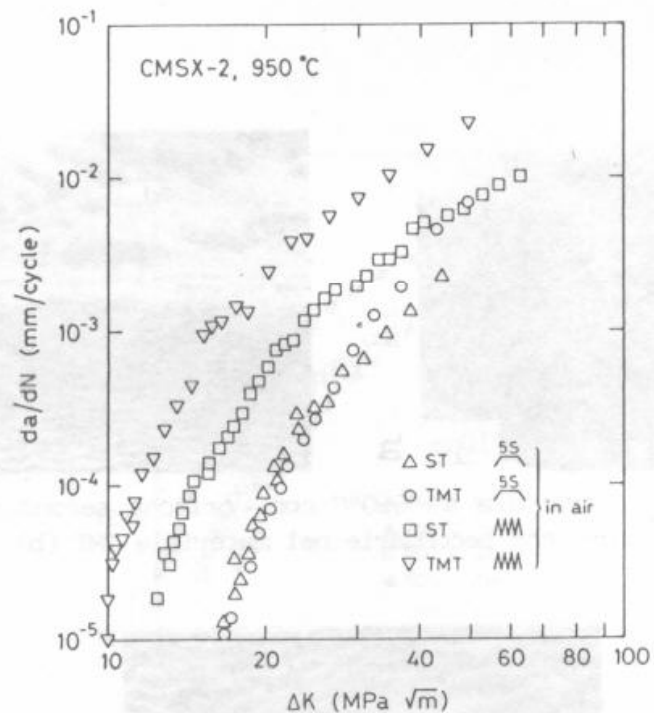


Fig. 7. Illustrazione dell'effetto ritardante dell' hold time in aria a 950°C.

danneggiamento lungo i bordi di grano presenti all'interno della zona plastica, accelerando la crescita della cricca.

Per comprendere il differente comportamento della superlega monocristallina CMSX-2, caratterizzata da una minore velocità di propagazione della cricca nelle prove in aria in presenza di hold time, si è analizzato l'ossido formatosi sulle superfici di frattura. In fig. 8 viene riportato lo spessore dell'ossido,

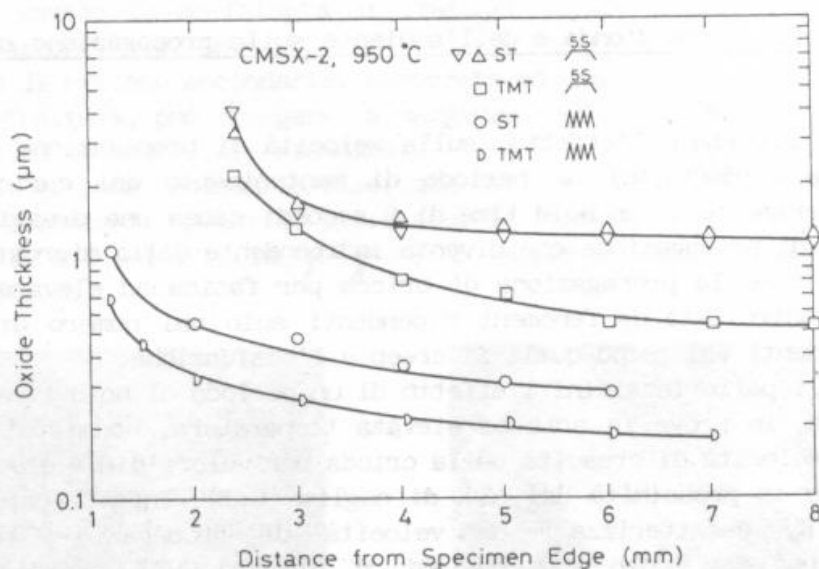


Fig. 8. Variazione dello spessore di ossido lungo la superficie di frattura per diversi trattamenti del materiale e con e senza hold time .

misurato con l'ausilio del microscopio elettronico a scansione, in funzione della distanza dall'intaglio. Prendendo in considerazione i valori misurati alla massima distanza dall'intaglio, meno influenzati dalla permanenza del campione in temperatura e convergenti ad un valore asintotico, si osservano valori di spessore pari al 10-20 % del  $\frac{1}{2}$  CTOD (8) nelle prove con hold time, percentuali minori del 5 % sono invece riscontrabili nelle prove con onda di carico triangolare.

Nell'ipotesi che l'avanzamento della cricca per ciclo sia pari ad una frazione del CTOD, elevati spessori di ossido possono ostacolare la chiusura completa della cricca e riducono il CTOD effettivo per l'avanzamento (fig. 9). Per le prove con hold time potrebbe essere quindi l'ossidazione il meccanismo principale che controlla la propagazione della cricca di fatica che non è più influenzata dal tipo di trattamento termico adottato. Nelle prove con onda triangolare lo spessore dell'ossido rappresenta invece una irrilevante frazione del CTOD; l'effetto dell'ossidazione è quindi trascurabile. Infatti in assenza di danno ambientale, condizione realizzata sperimentalmente effettuando prove in vuoto, non essendo operativi fenomeni di chiusura della cricca, si osserva un notevole aumento della velocità di propagazione (fig. 10) che approssima quella misurata in aria con forma d'onda triangolare a 4 Hz (fig. 11).

Dall'esame della fig. 11 è pure evidente, nelle condizioni sperimentali adottate, la scarsa influenza del creep sulla velocità di propagazione della cricca di fatica. Infatti, per entrambi i materiali, non si riscontra una differenza apprezzabile passando da una prova a forma d'onda triangolare ad una con hold time, a condizione che quest'ultima sia effettuata in vuoto. Risultati comparabili sono stati osservati nella superlega di nichel ODS MA6000 (9).

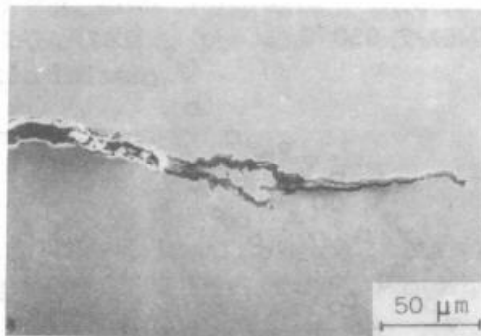


Fig. 9. Ossidazione di una cricca secondaria.

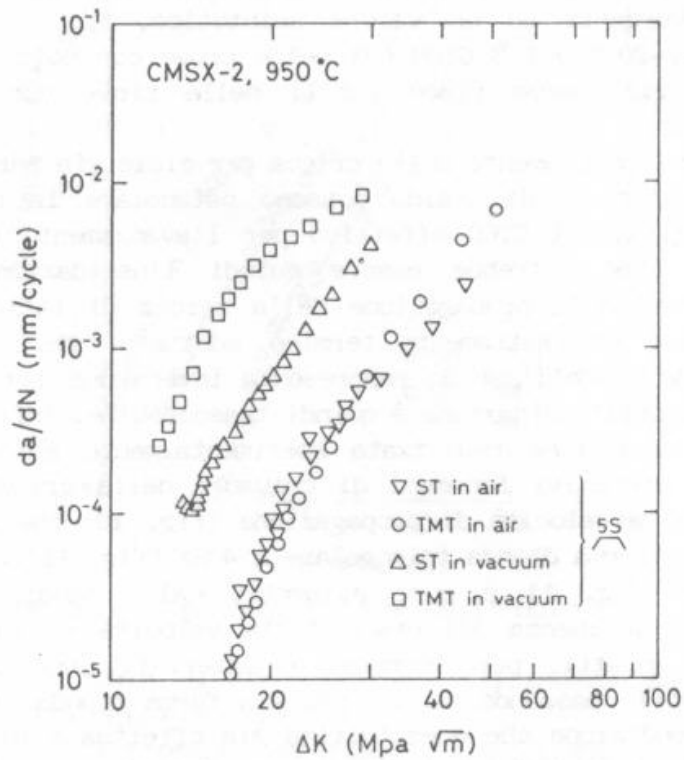


Fig. 10. Illustrazione dell'effetto ritardante dell'aria nelle prove hold time a 950°C.

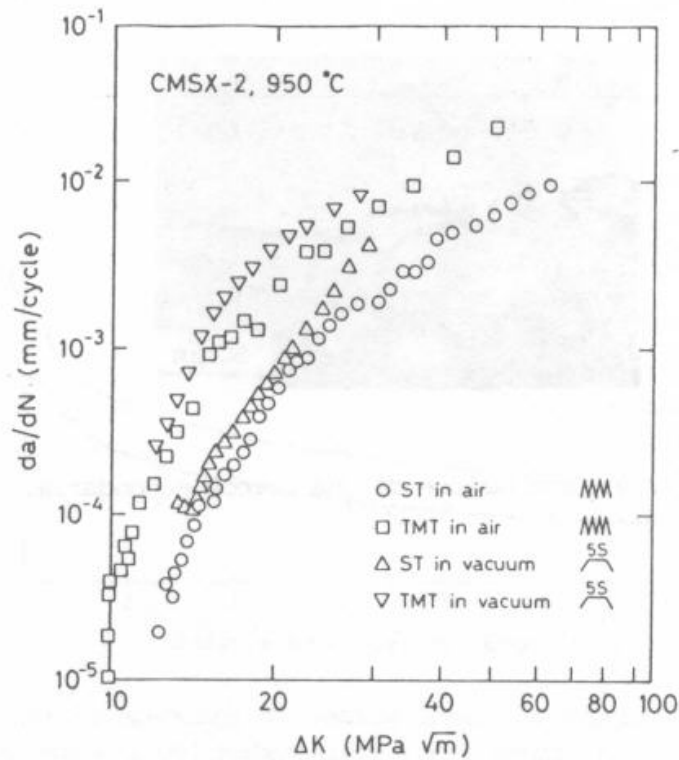


Fig. 11. Illustrazione dell'effetto del trattamento del materiale sulla resistenza alla propagazione della cricca per fatica.



#### 4. CONCLUSIONI

E' stato caratterizzato il comportamento all'innesco e alla propagazione di cricche per fatica della superlega di nichel monocristallina CMSX-2 sottoposta a due diversi trattamenti termici. L'effetto dei meccanismi dipendenti dal tempo è stato messo in evidenza variando la forma d'onda del carico e l'ambiente di prova.

I principali risultati ottenuti sono:

- a) l'innesco della cricca a temperatura ambiente ha luogo sui piani  $\{111\}$  per entrambi i trattamenti applicati.
- b) Alla temperatura di 750°C la velocità di propagazione di cricca è risultata indipendente dal trattamento adottato. Alla temperatura di 950°C il materiale di partenza è risultato più resistente del materiale dopo trattamento termomeccanico.
- c) L'aggiunta di un periodo di mantenimento di 5 secondi del carico al valore massimo ha portato ad una drastica diminuzione della velocità di propagazione della cricca di fatica in aria. Tale fenomeno è stato imputato ad un meccanismo di chiusura della cricca indotto da fenomeni di ossidazione.

#### Ringraziamenti

Si ringrazia l'Alfa Romeo Avio, Pomigliano d'Arco per la fornitura, nell'ambito del P.F. Energetica CNR/ENEA, dei provini.

Uno degli Autori (S.H.A.), ricercatrice dell'Institute of Metal Research, Academia Sinica, Shenyang, Cina, ringrazia l'International Centre for Theoretical Physics di Trieste (IAEA/UNESCO) per averle offerto la possibilità di lavorare presso l'ITM, Cinisello Balsamo.

#### 5. BIBLIOGRAFIA

- 1) R.A. MacKay and L.J. Ebert, Metall. Trans., 16A (1985) pp. 1969-1982.
- 2) P. Caron, P.J. Henderson, T. Khan and M. McLean, Script. Metall., 20 (1986) pp. 875-880
- 3) V. Lupinc, M. Maldini, G. Onofrio, Ai Suhua, A. Bianchessi and G. Vimercati, Atti 12° Congresso Nazionale Trattamenti Termici, Salsomaggiore, Ott. 1989, Pubblicato da AIM, Milano, pp. 73-82.
- 4) D.L. Anton, Acta Metall., 32, (1984) pp. 1669-1679.
- 5) K.S. Chan, J.E. Hack and G.B. Leverant, Metall. Trans., 18A (1987) pp. 581-591.
- 6) R.O. Ritchie, S. Suresh and C.M. Moss, J. Engng. Mater. Tech. Trans ASME, 102 (1980) p. 293.
- 7) H.H. Smith and D.J. Michel, Metall. Trans., 17A (1986) pp. 370-374.
- 8) F.A. McClintock, Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415 (1967) pp. 170-174.
- 9) F. Gabrielli, M. Marchionni and G. Onofrio, Advances in Fatigue Science and Technology, Eds. C.M. Branco and L. Rosa, pubblicato dalla Kluwer Academia Publishers (1989) pp. 961-968.