

DANNEGGIAMENTO IN UNA SUPERLEGA A BASE COBALTO IN PROVE DI FATICA ISOTERMA E BITERMICA

F. Pratesi[°], G. Zonfrillo[°], A. Del Puglia[°]
M. Giannozzi^{*}, M. Innocenti^{*}

[°] Dipartimento di Meccanica e Tecnologie Industriali, Università di Firenze

^{*} Nuovo Pignone SpA - Laboratorio Metallurgico e Tecnologico, Firenze

SOMMARIO

Nella presente comunicazione vengono illustrati i risultati di osservazioni sistematiche condotte al SEM sulle superfici di rottura e su quelle laterali di campioni sottoposti in temperatura a prove di fatica isoterma e bitermica. Vengono studiate anche le sezioni longitudinali di alcuni provini appositamente selezionati. I diversi aspetti micrografici vengono discussi e collegati alle differenti condizioni di sollecitazione e di temperatura utilizzate per le prove.

INTRODUZIONE

La resistenza a fatica di un materiale è una proprietà molto importante per componenti che lavorano ad alta temperatura; in particolare la caratterizzazione a fatica oligociclica è un aspetto fondamentale per il progetto e per la stima della vita operativa di palette e dischi di turbine a gas. I meccanismi di deformazione che si verificano durante i cicli di carico sono correlati con la microstruttura del materiale e determinano non solo il legame ciclico tra tensione e deformazione, ma anche il danneggiamento indotto e quindi il meccanismo di collasso. E' perciò opportuno che una valutazione della resistenza meccanica sia affiancata da osservazioni microstrutturali, così da poter meglio interpretare il comportamento del materiale.

Recentemente, presso il Dipartimento di Meccanica e Tecnologie Industriali e il Nuovo Pignone SpA (NP), è stata effettuata una valutazione della resistenza ad alta temperatura di una superlega utilizzata per la realizzazione di ugelli di turbine a gas di produzione NP /1/. A tale scopo sono state effettuate prove di trazione, di stress rupture e di fatica a basso numero di cicli (LCF). Poiché i componenti di turbine sono soggetti a complesse storie di temperatura e di carico durante il loro normale servizio, è stato ritenuto utile completare la caratterizzazione con prove di fatica bitermica (BT), in modo da tener conto degli effetti sulla resistenza anche delle variazioni cicliche di temperatura.

Nel presente lavoro i risultati delle prove sono discussi sulla base delle osservazioni micrografiche condotte sui campioni utilizzati per le prove.

PROVE BITERMICHE

Le prove BT consistono in un particolare tipo di prova di fatica termomeccanica in cui metà del ciclo di carico viene applicato ad una temperatura costante e l'altra metà ad una diversa temperatura, anch'essa costante; possono essere condotte o in fase (IP) o contro fase (OP): nel primo caso il semiciclo in trazione viene effettuato alla temperatura maggiore (T_a) e quello in compressione alla temperatura minore (T_b); nel secondo caso i due valori della temperatura sono invertiti, così che la trazione viene applicata alla temperatura più bassa e la compressione a quella più elevata.

Le prove BT, pur comportando tecniche sperimentali non molto diverse da quelle delle prove LCF, tengono conto dell'influenza (in diversi casi molto marcata /2/) che l'applicazione di deformazioni plastiche alternativamente a temperatura bassa ed alta ha sulla vita. Infatti, con una appropriata scelta dei valori delle temperature e delle velocità di carico, è possibile introdurre meccanismi di deformazione diversi nei due semicicli. Rispetto alle più diffuse prove termomeccaniche TMF (in cui temperatura e deformazione vengono variate contemporaneamente con continuità /3/), la tecnica di prova BT presenta potenzialmente dei vantaggi dal punto di vista dell'interpretazione dei meccanismi di danneggiamento e di rottura, in quanto sono coinvolte solo due temperature e non tutto lo spettro dei valori intermedi come avviene nelle prove TMF.

Le prove BT sono state sviluppate principalmente presso la NASA a Cleveland e presso il Max-Planck Institut für Metallforschung a Stoccarda. Alla NASA queste prove venivano inizialmente effettuate con lo scopo di realizzare alcuni dei tipi fondamentali di deformazione considerati nel metodo di previsione "strainrange partitioning"; attualmente i risultati ottenuti sono considerati utili anche come indicazione di quelli delle più complesse prove TMF /4/. A Stoccarda la metodologia di prova si è sviluppata nell'ambito di ricerche pluriennali, dedicate a valutare la resistenza e ad evidenziare le possibili correlazioni col danneggiamento a livello microstrutturale in prove meccaniche condotte con varie metodologie sperimentali e parametri di prova /5/.

Oltre alle prove meccaniche, entrambi i gruppi hanno condotto indagini micrografiche. I ricercatori di Stoccarda hanno effettuato analisi frattografiche e metallografiche approfondite e sistematiche, con valutazioni sia qualitative che quantitative del danneggiamento /6/; tuttavia le loro osservazioni non sembrano direttamente confrontabili con quelle del presente lavoro: in primo luogo sono state effettuate su superleghe a base nichel, con diverse microstrutture e morfologie; inoltre, il maggior peso del creep nel ciclo bitermico da loro prevalentemente utilizzato comporta una manifestazione molto più ridotta dei fenomeni connessi alla propagazione di fatica. Più vicini al caso in esame sono le indagini condotte alla NASA su campioni della lega di cobalto Haynes 188, sottoposti a prove BT e TMF /7/; le osservazioni sono rivolte a stabilire le differenze e le similitudini a livello micrografico fra i due tipi di prova. Gli autori concludono dicendo che quando, come nel loro caso, i meccanismi prevalenti di danneggiamento sono gli stessi, i risultati delle prove BT possono essere utilizzati come base per una previsione di vita in prove TMF condotte fra le stesse due temperature estreme.

RISULTATI SPERIMENTALI

Il materiale scelto per l'indagine è la superlega di cobalto FSX 414, la cui composizione media è riportata in tab. 1. I provini hanno subito un trattamento termico di solubilizzazione e invecchiamento sotto vuoto consistente in un mantenimento a 1150°C per 4 ore e raffreddamento, seguito da 4 ore a 980°C con raffreddamento in forno. La struttura risultante è una matrice austenitica a morfologia dendritica con Cr e W in soluzione solida e con ai bordi di grano carburi primari di maggiori dimensioni circondati da particelle sottili di carburi prevalentemente di tipo $M_{23}C_6$ che rafforzano la matrice.

Cr	Ni	W	Mn	Si	C	B
29.5	10.5	7.0	0.7	0.7	0.25	0.01

Tab. 1 - Composizione percentuale del materiale (resto Co)

Sono state condotte prove LCF a 450 e 950°C e prove BT sia IP che OP tra le stesse due temperature. I due valori, corrispondenti a significative condizioni di esercizio nei componenti presi a riferimento, dovrebbero comportare effetti sulla lega molto diversi sia in termini di vita che di modalità di rottura; infatti, con riferimento ai risultati di prove statiche, passando da 450 a 950°C il carico di rottura si riduce da 681 a 174 MPa e l'allungamento percentuale passa da 11.5 a 27.4, indicando una forte variazione in resistenza e in duttilità.

Tutte le prove sono state effettuate su provini cilindrici utilizzando un'onda triangolare in deformazione di pendenza $10^{-3} s^{-1}$. Le prove vengono interrotte quando la sollecitazione massima sul provino in un ciclo diminuisce di un valore fissato a priori rispetto alla media dei cicli precedenti. Successivamente i campioni sono portati a rottura effettiva (separazione in due parti) a temperatura ambiente con un carico statico o con sollecitazioni di fatica ad alto numero di cicli. Tuttavia in alcuni casi, in relazione alla posizione della fessura principale, il provino si è rotto fisicamente in temperatura prima che il carico scendesse sotto il valore di arresto.

I risultati ottenuti per tre diverse ampiezze della deformazione plastica (Dep) sono mostrati in fig. 1. Sono riportati tra parentesi tre valori della durata ottenuti con deformazioni al di fuori dei limiti indicati; in particolare la posizione relativa delle prove con 297 e 226 cicli è dovuta al fatto che corrispondono rispettivamente a Dep pari a 0.77 e 0.98%.

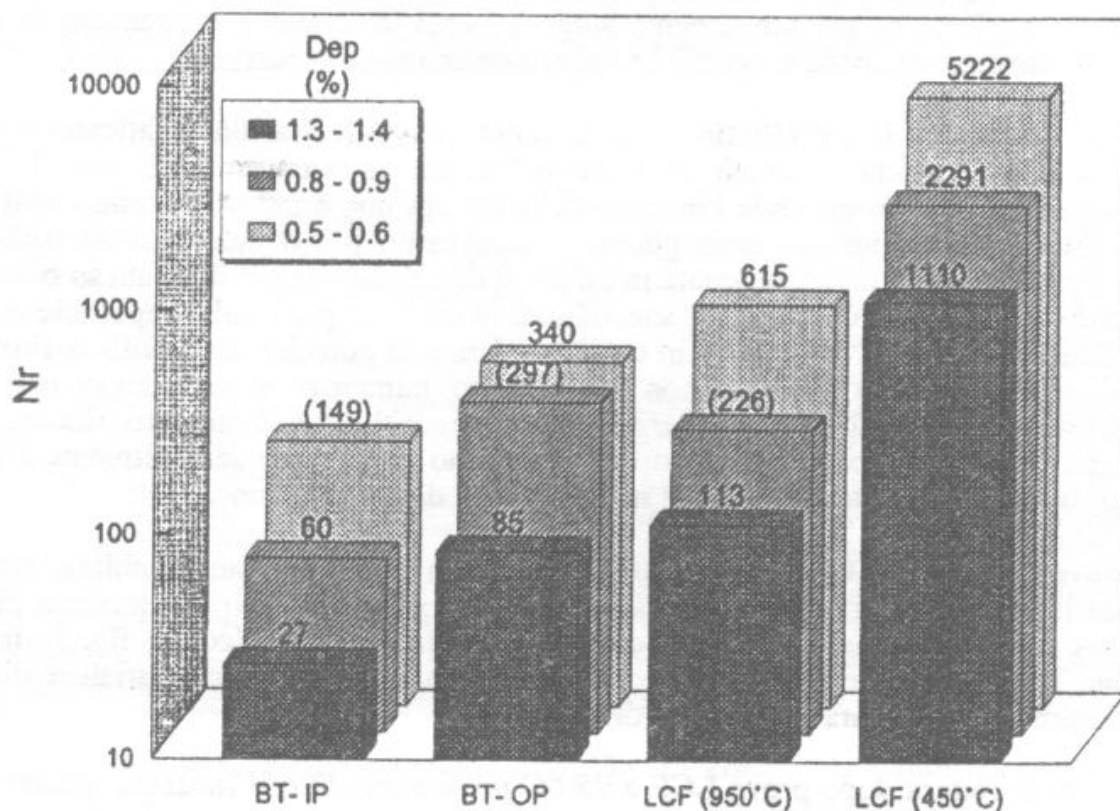


Fig. 1 - Numero di cicli a rottura nelle prove BT e LCF.

Nelle prove LCF si verifica come previsto una forte diminuzione in termini di durata passando da 450 a 950°C; rispetto alle prove LCF quelle di tipo BT risultano più danneggianti, particolarmente le prove IP che, a parità di condizioni, mostrano una resistenza significativamente minore. Una descrizione completa delle prove meccaniche è riportata in /1/.

SUPERFICI DI FRATTURA

Le superfici di frattura sono state sistematicamente analizzate al SEM per tutti i provini utilizzati. Sono state osservate significative differenze da campione a campione ed anche da zona a zona in un singolo campione. Molte di queste diversità sono facilmente interpretabili tenendo conto delle condizioni che hanno portato alla rottura.

Sulla superficie di rottura si distinguono anche ad occhio nudo una parte rotta a caldo e annerita dall'ossidazione ed una rotta a freddo, più chiara e lucida. Nei casi in cui durante la prova si è verificata una rottura completa manca ovviamente la seconda zona. La zona rotta a strappo a temperatura ambiente non presenta caratteristiche particolari: un aspetto tipico di tale superficie è mostrato nella fig. 2.

Le zone in cui la frattura è avvenuta sempre a temperatura ambiente ma a fatica ad alto numero di cicli mostrano chiaramente un avanzamento transgranulare e possono servire di riferimento per alcuni casi di rotture a caldo nella lega in esame. In fig. 3 è mostrata a sinistra una parte della sezione di rottura in cui dal basso si distinguono la zona di propagazione a caldo, quella di propagazione ciclica a freddo e la zona in cui si è verificata la rottura a strappo. Nella stessa figura a destra è illustrata a maggiori ingrandimenti la zona di fatica a freddo, in cui è evidente l'aspetto transcrystalino della propagazione.

Un altro caso significativo per la morfologia della frattura a caldo in questo materiale è quello di rottura prettamente intergranulare osservata a seguito di sollecitazioni di creep. La fig. 4 presenta un aspetto tipico della superficie di frattura di un campione sottoposto ad una prova di stress rupture: nonostante la sovrapposizione di composti di ossidazione, si possono chiaramente distinguere gli scollamenti lungo i bordi di grano e soprattutto le numerose porosità, di dimensioni anche notevoli, che si affacciano sulla superficie.

Nelle zone dei provini in cui la rottura è stata causata da sollecitazioni affaticanti si ritrovano, insieme a caratteristiche comuni, marcate differenze al variare delle modalità e della temperatura di prova. In generale l'innescò della rottura non è unico, ma sono stati osservati vari punti di nucleazione con conseguente avanzamento più o meno esteso della frattura. Spesso la propagazione non è avvenuta in un'unica direzione e si è sviluppata su più piani, con passaggi da uno all'altro. Gli inneschi sono situati in maggior parte sulla superficie esterna, ma anche all'interno ai bordi di grano o in corrispondenza di porosità. Le cavità di ritiro, data la colabilità di questo tipo di lega, non sono molto numerose e presentano uno sviluppo prevalentemente longitudinale, ai margini delle dendriti. Per il numero ridotto e per la morfologia descritta, le cavità di ritiro non sembrano contribuire sensibilmente a ridurre la resistenza a fatica accelerando le fasi di nucleazione e di propagazione.

Nelle prove LCF a 450°C l'avanzamento della cricca è di tipo transgranulare, originato di regola da inneschi situati sulla superficie esterna. La superficie di propagazione presenta in certe zone un avanzamento frontale con "contrafforti" perpendicolari fig. 5; in altre la situazione è più confusa e si distinguono parti limitate, con le classiche striature di fatica, in cui la frattura si è propagata in direzioni diverse.

Le superfici di rottura dopo prove LCF a 950°C presentano diversi inneschi, situati in genere sulla superficie esterna. La zona di propagazione è completamente ricoperta da uno strato di ossido che rende difficoltosa l'osservazione delle morfologie caratteristiche; l'avanzamento è di tipo intergranulare, come mostrato dalla fig. 6, con numerose cricche secondarie.

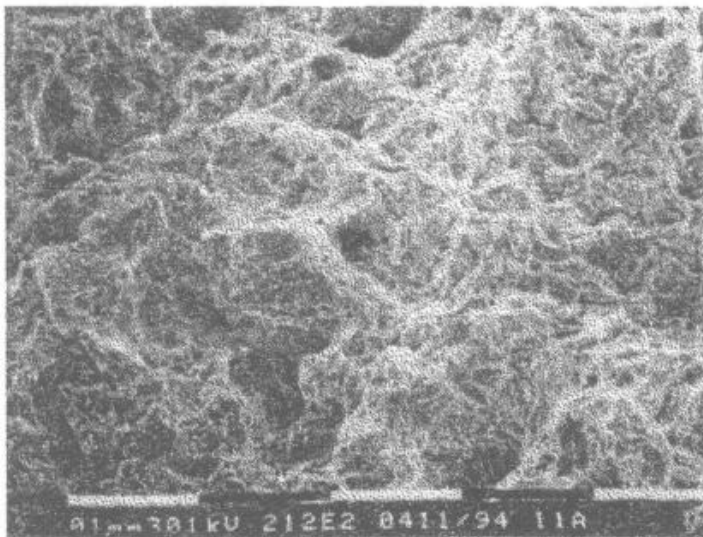


Fig. 2 - Aspetto tipico della zona rotta a strappo.

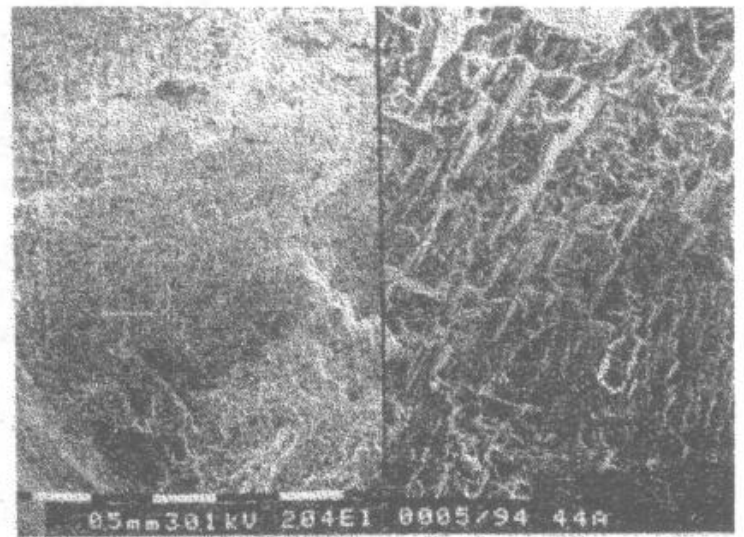


Fig. 3 - Avanzamento transcristallino a temperatura ambiente.

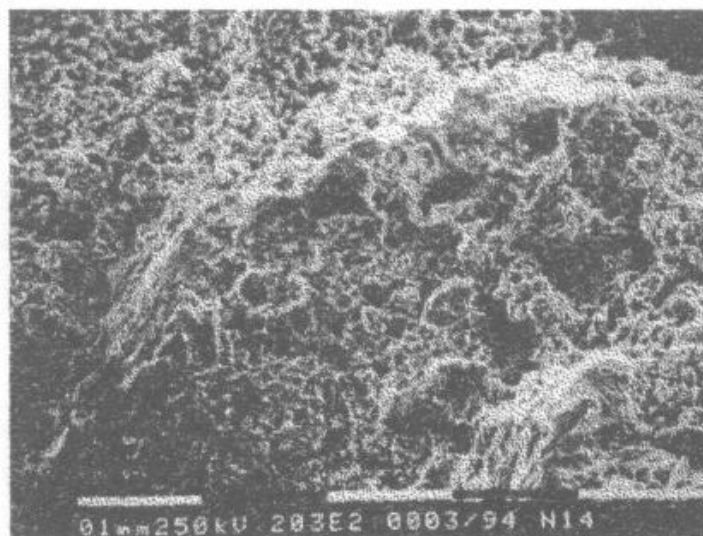


Fig. 4 - Rottura intergranulare in una prova di stress rupture.

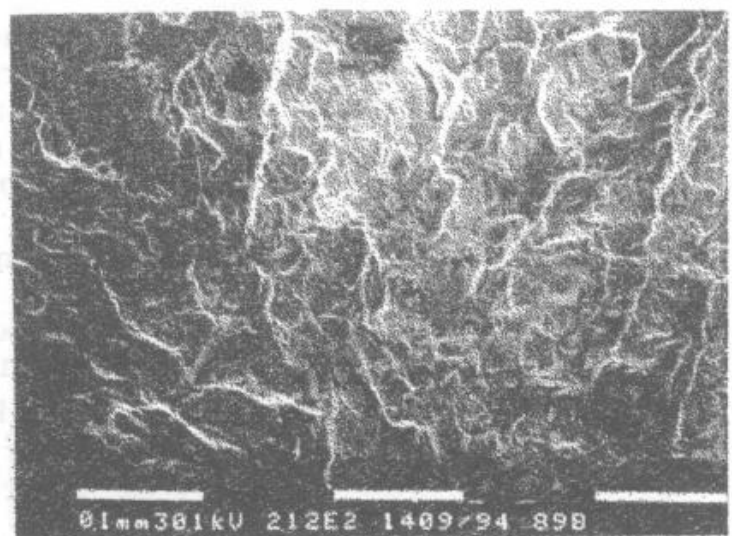


Fig. 5 - Zona di fatica in una prova LCF a 450°C.

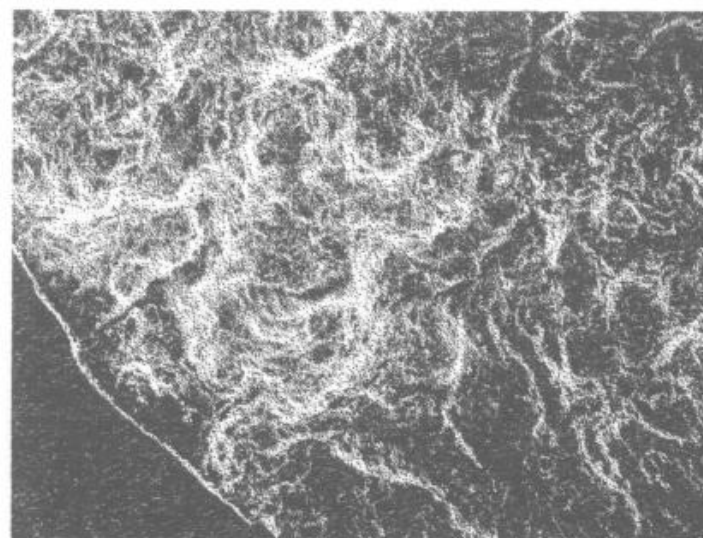


Fig. 6 - Propagazione intergranulare in una prova LCF a 950°C.

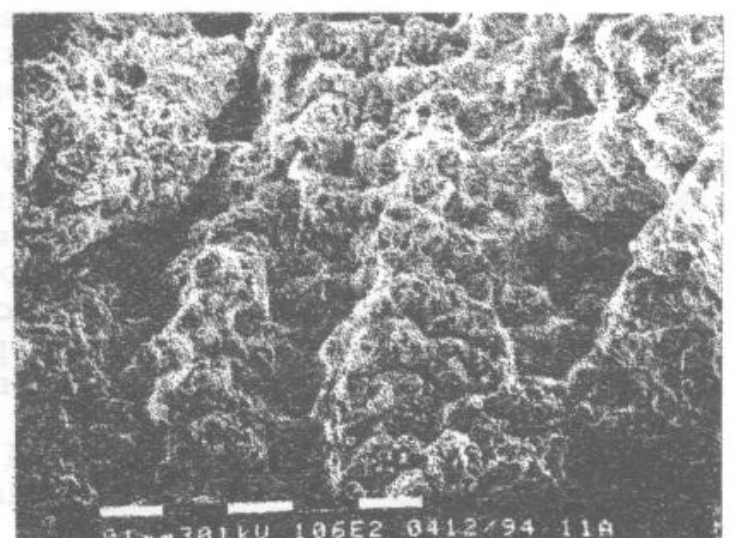


Fig. 7 - Zona di propagazione intergranulare in una IP.

Nelle prove BT la superficie di rottura a caldo si presenta piuttosto diversa per le modalità IP e OP. Sulle superfici dei provini sottoposti a prova IP sono evidenti gli effetti della lenta deformazione subita a T_a : la rottura è chiaramente di tipo intergranulare (fig. 7); il danneggiamento è elevato e, a bassi ingrandimenti, è principalmente rappresentato da numerose cricche. Anche la zona a strappo presenta un certo danneggiamento intergranulare: la rottura avanza lungo fessure ai bordi di grano che si erano già sviluppate.

I campioni delle prove OP presentano significativi aspetti della propagazione della cricca associabile alla fase di trazione a T_b ; sono anche distinguibili le striature di fatica (fig. 8). L'aspetto generale della superficie di rottura a fatica non è intergranulare (fig. 9).

SUPERFICI LATERALI

Sulle superfici laterali sono state osservate caratteristiche e danneggiamenti significativamente diversi a seconda del tipo di prova a cui i vari campioni sono stati sottoposti: prove LCF a 450 e 950°C, prove BT con modalità IP ed OP, alle quali va aggiunta l'osservazione del provino effettuata prima di condurre la prova.

I provini vergini sono caratterizzati principalmente da due caratteristiche: l'assenza di cricche estese (tutti i campioni sono stati preliminarmente controllati con liquidi penetranti) e la presenza di evidenti solchi paralleli dovuti alla lavorazione meccanica. Questi consistono in striature separate tipicamente di una decina di micron, con andamento perpendicolare all'asse del provino. Nei provini sottoposti alle varie prove, i solchi si ritrovano inalterati nelle zone lontane dalla sezione di rottura; nelle zone più danneggiate invece si osservano corrugamenti della superficie indotti dalla deformazione che modificano o coprono tali striature.

I campioni delle prove LCF a 450°C mostrano i solchi di lavorazione su tutta la superficie laterale, senza nessun significativo cambiamento rispetto ai provini vergini. Unica modifica è la comparsa di qualche cricca sottile che per lo più segue il percorso delle linee di lavorazione, ma che a volte presenta tratti di propagazione in senso normale alla direzione principale, e quindi paralleli al carico applicato (fig. 10).

La morfologia dei provini LCF a 950°C è abbastanza simile. Le linee di lavorazione sono state poco modificate dalle deformazioni occorse durante la prova e sulla superficie laterale il danneggiamento consiste nella presenza di numerose cricche, perpendicolari alla direzione del carico applicato; considerando la loro giacitura, è naturale che queste tendano a nuclearsi a partire dalle linee di lavorazione. Tuttavia, rispetto alle prove a temperatura minore, le cricche appaiono più corte, più aperte e senza tratti secondari paralleli all'asse del provino (fig. 11).

Sulla superficie laterale dei campioni delle prove BT si osservano in modo evidente gli effetti della deformazione plastica ciclica, che comporta cambiamenti grossolani della morfologia. Infatti la superficie laterale, oltre al tipico annerimento dovuto all'ossidazione, presenta variazioni di forma rilevabili anche ad occhio nudo: si osservano su larghe zone evidenti spostamenti di livello sia verso l'esterno che verso l'interno. Tale fenomenologia è particolarmente accentuata dopo prove OP, con pronunciate variazioni di profilo su larga scala, mentre si presenta appena accennata sui campioni delle prove IP.

Sulla superficie laterale sono presenti cricche di dimensioni anche rilevanti, preferenzialmente sviluppate in direzione normale all'asse; particolarmente dopo prove IP, si osservano numerose cricche, parallele tra loro, di lunghezza minore.

Partendo dalle zone dei raccordi e procedendo verso il centro del provino, la rugosità aumenta: le linee di lavorazione tendono a scomparire senza demarcazioni nette sotto altre striature oblique, parallele fra loro, e derivanti da scorrimenti di piani cristallini. Anche la loro orientazione rimane fundamentalmente a piccoli angoli rispetto alla normale all'asse.

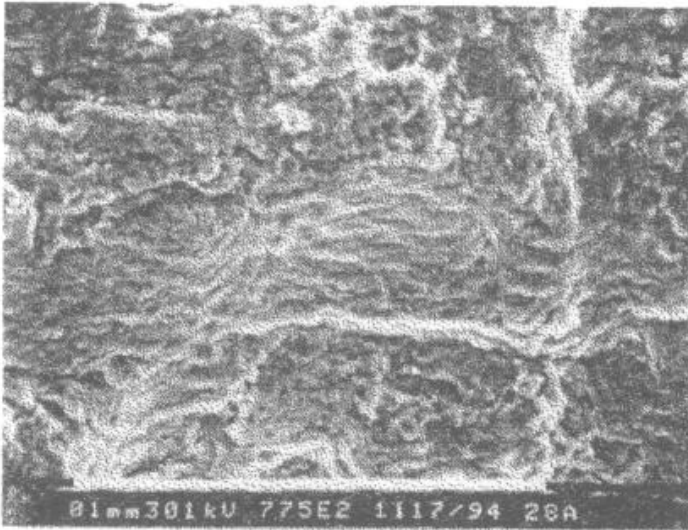


Fig. 8 - Propagazione con striature di fatica in una prova OP.

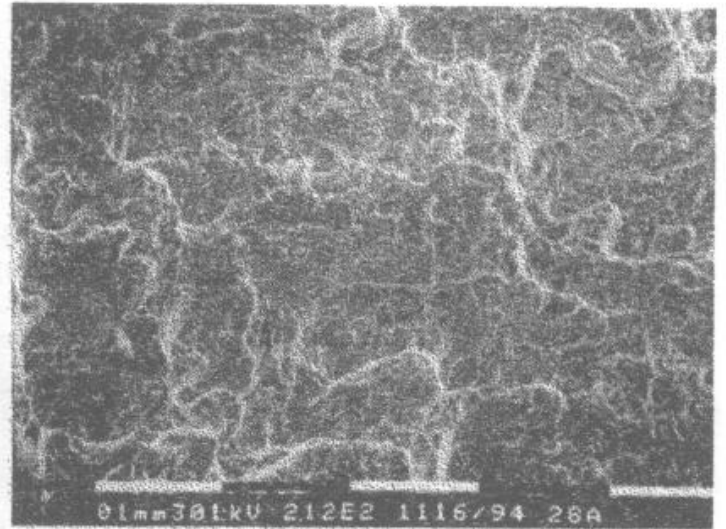


Fig. 9 - Tipica zona di propagazione in prove OP.

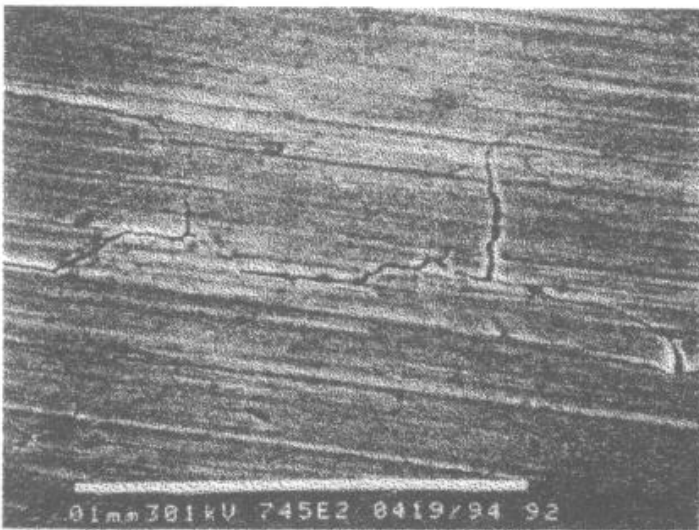


Fig. 10 - Tipica cricca superficiale in prove LCF a 450°C.

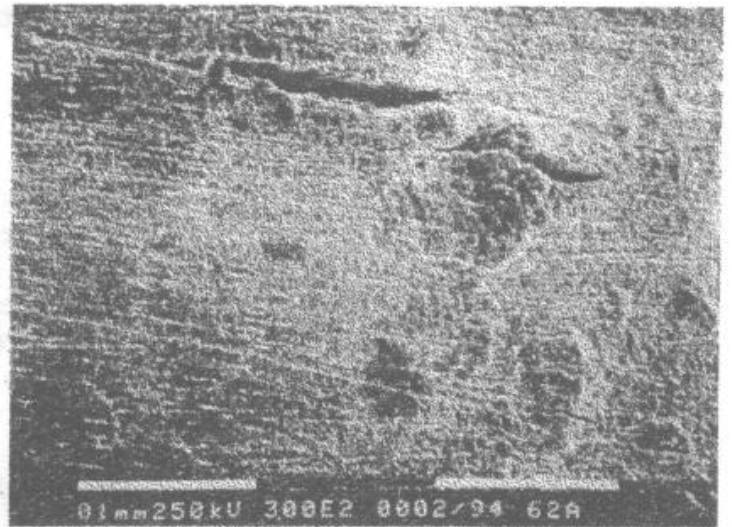


Fig. 11 - Tipica cricca superficiale in prove LCF a 950°C.

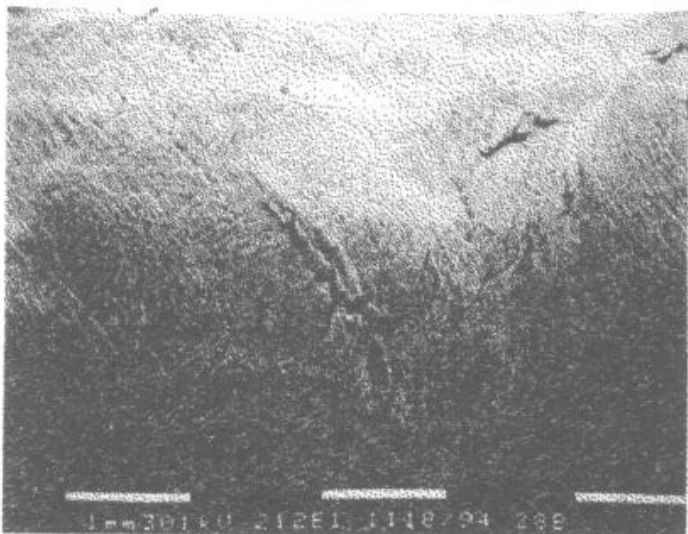


Fig. 12 - Spostamenti di livello e solchi paralleli in una prova OP.

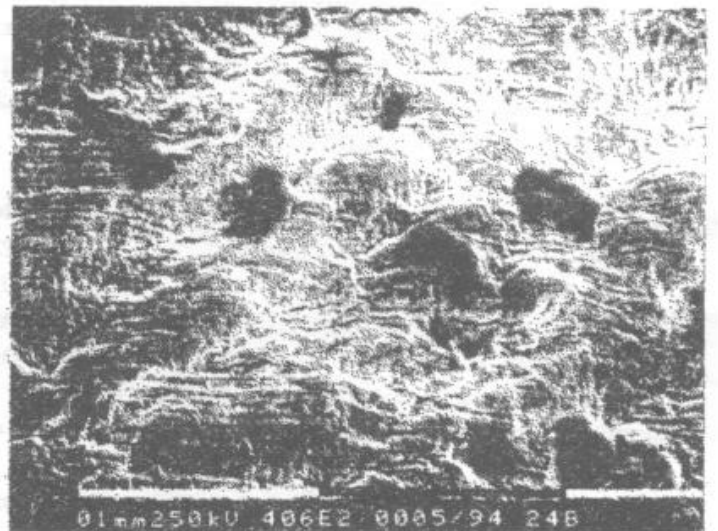


Fig. 13 - Protuberanze sulla superficie laterale in una prova IP.

Nei campioni sottoposti a prove OP la morfologia è più confusa: si osservano zone limitate in cui le striature sono orientate secondo angoli diversi, con bruschi cambiamenti di direzione nel passaggio da una a un'altra (fig. 12). A maggiori ingrandimenti, solo in casi sporadici compaiono delle fessure nelle "valli" di queste striature. Questa fenomenologia a livello microscopico non è facilmente correlabile con le osservazioni visive e a bassi ingrandimenti: in particolare non si osservano significative variazioni di morfologia nelle zone di confine tra le varie aree corrispondenti alle deformazioni macroscopiche di profilo. Più che in altri casi si manifesta una complessa ondulazione della superficie: variando l'angolo di osservazione, i solchi appaiono svilupparsi in direzioni diverse. In effetti, la successione di creste e valli che determina le striature è presente non soltanto lungo l'asse del provino ma anche in direzione trasversale: la morfologia osservata ad alti ingrandimenti è caratterizzata perciò da file di sporgenze allineate secondo più direzioni. Una morfologia simile è osservabile anche dopo prove IP ma in misura molto minore.

Nei campioni delle prove IP si osserva a volte sulla superficie la presenza di protuberanze di materiale a minore conducibilità (fig. 13), che potrebbero essere scambiate con frammenti di materiale ricalcato o con impurezze presenti sul provino. La microanalisi ha rilevato tuttavia in queste protuberanze una percentuale di Cr significativamente più elevata che nella matrice, indicando in esse la presenza di particelle di carburi.

SEZIONI LONGITUDINALI

Le sezioni longitudinali esaminate al microscopio ottico mostrano chiaramente il carattere dendritico della struttura cristallina del materiale. Di particolare interesse è l'aspetto dei carburi che costituiscono i precipitati, in quanto questi ostacolano lo scorrimento delle dislocazioni e sono quindi responsabili del rafforzamento meccanico della lega. A bordo grano sono sempre presenti, fra le dendriti della matrice, sia i grossi globuli dei carburi primari, sia le sottili particelle dei carburi secondari formati a seguito dello specifico trattamento termico. Questi elementi morfologici evolvono in maniera piuttosto differenziata nei vari tipi di prova.

Nei provini IP si rileva la totale assenza di cricche secondarie immediatamente al di sotto della superficie di frattura (fig. 14). In zone più distanti si osservano numerose porosità in corrispondenza dei carburi principali, che funzionano da discontinuità sulle quali si verifica la nucleazione e l'accrescimento di cavità riconducibili a fenomeni di creep (fig. 15). A stadi più avanzati del danneggiamento, queste ultime tendono a congiungersi formando microcricche disposte trasversalmente alla direzione del carico applicato (fig. 16) ed aventi dimensioni che vanno da 0,2 a 0,7 mm. I carburi primari si presentano in corrispondenza di queste cavità notevolmente "frantumati", fig. 17; in prossimità della superficie laterale del provino si verifica una migrazione dei frammenti verso l'esterno.

Le diverse condizioni di prova per i campioni OP provocano una minore presenza di microcricche e l'assenza di fenomeni di cavitazione in corrispondenza del bordo dei grani ed intorno ai carburi. Macroscopicamente si rileva una deformazione delle dendriti come effetto della fase di compressione, vedi fig. 18, dovute a scorrimento di piani cristallografici. In diverse aree si osserva una precipitazione continua di carburi di tipo $M_{23}C_6$ dovuta alla solubilizzazione e successiva riprecipitazione dei carburi primari, fig. 19. Sulla superficie laterale sono osservabili alcune microcricche al di sotto della sezione di rottura.

Nei campioni LCF (450°C) si osservano fenomeni di cavitazione isolati e localizzati per lo più in corrispondenza dei carburi primari. Questo danneggiamento risulta inferiore rispetto a quanto riscontrato sul provino IP. La propagazione delle cricche taglia i carburi, fig. 20, senza dare origine alla loro completa frantumazione. In prossimità della superficie di frattura sono presenti alcune cricche secondarie, diramazioni della principale.

Anche sui campioni LCF a 950°C sono osservabili dei fenomeni di cavitazione isolati in

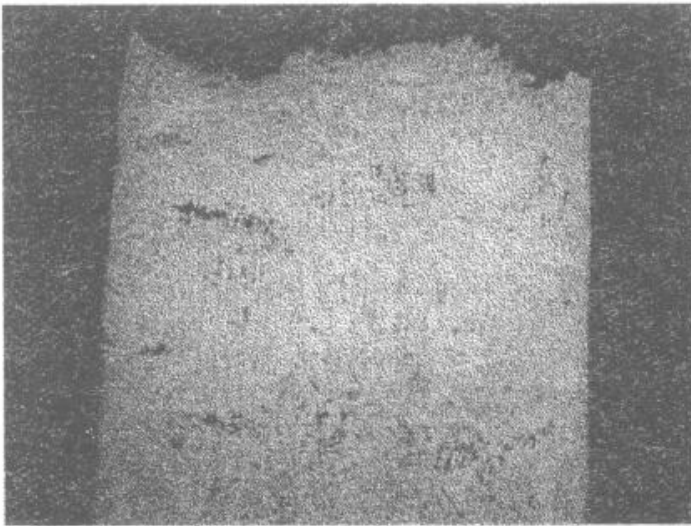


Fig. 14 - Sezione longitudinale in una prova IP.

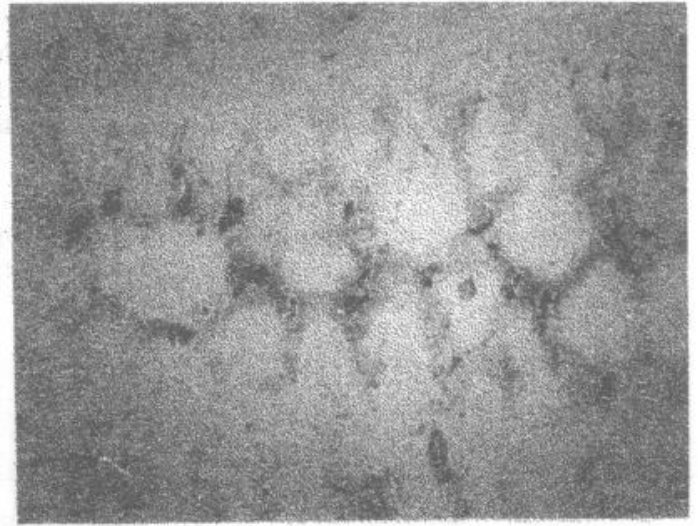


Fig. 15 - Cavità in prossimità dei carburi in una prova IP.

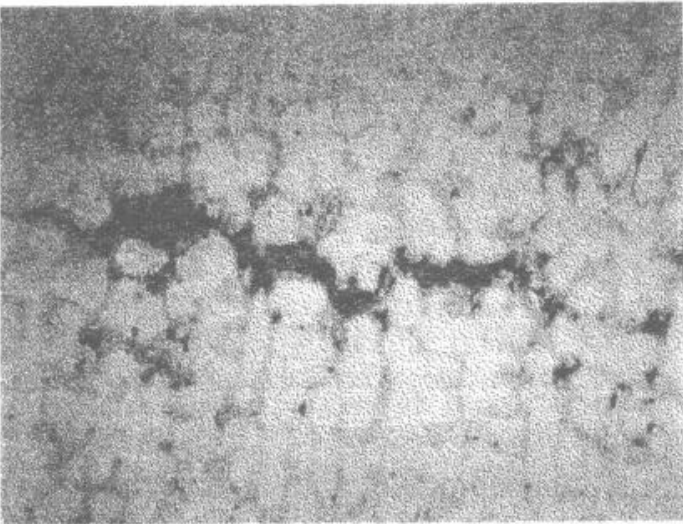


Fig. 16 - Cricche formate da coalescenze di pori in una prova IP.

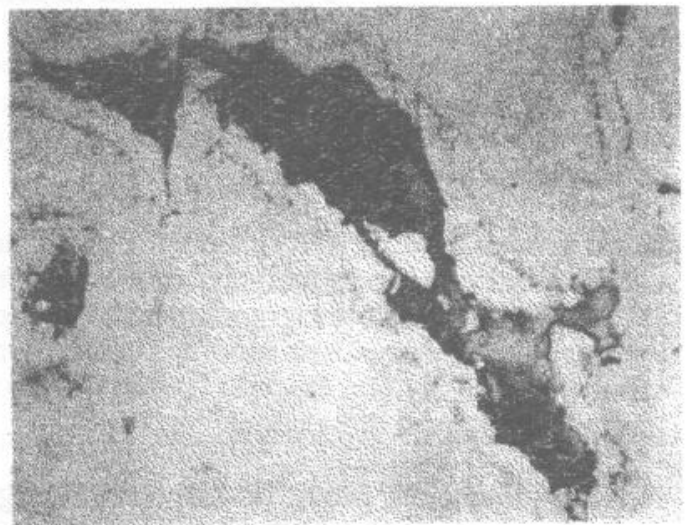


Fig. 17 - Carburi notevolmente fratturati in una prova IP.

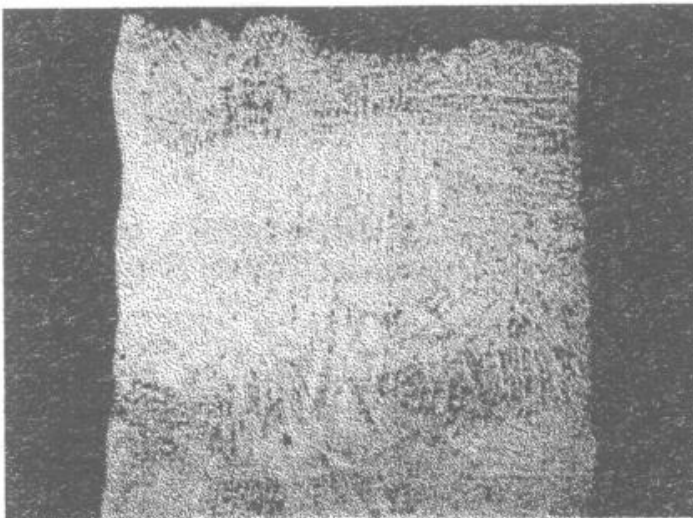


Fig. 18 - Deformazione delle dendriti in una prova OP.

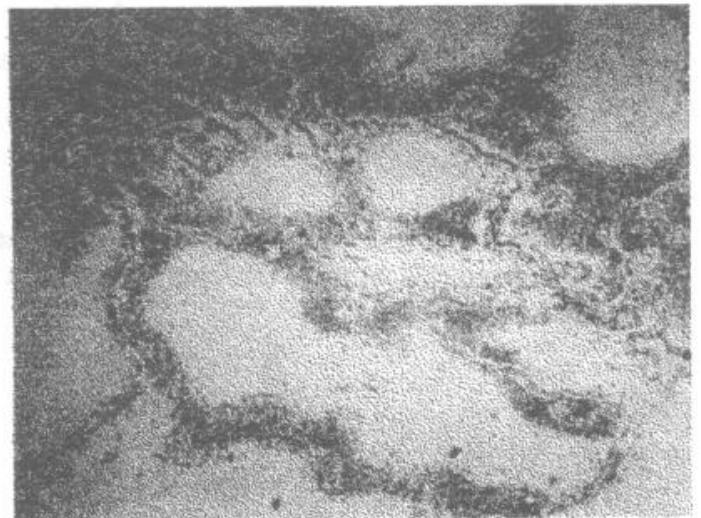


Fig. 19 - Modifiche dei carburi primari in una prova OP.

corrispondenza dei carburi primari, che provocano la frantumazione dei carburi stessi. Al di sotto della superficie di frattura si osservano delle microcricche aperte con andamento prevalentemente interdendritico; queste sono inoltre ossidate. Nelle aree esenti da cricche si denota una disgregazione dei carburi primari, con la formazione di un film continuo di carburi in corrispondenza del bordo grano (fig. 21).

Sulle stesse sezioni longitudinali sono in programma alcune osservazioni quantitative, allo scopo di ottenere valori di danneggiamento interno da mettere in relazione con la durata e con i parametri di prova.

CONCLUSIONI

Rispetto alle prove di fatica a temperatura costante, quelle di tipo bitermico sono più danneggianti, specialmente le IP che, a parità di condizioni, evidenziano una durata significativamente minore. Il danneggiamento apprezzabile al SEM e al microscopio ottico è di tipo diverso per le due modalità di prova IP e OP, e produce comunque in entrambi i casi variazioni morfologiche più pronunciate rispetto alle prove isoterme.

Le osservazioni della superficie di frattura collegano le prove IP a quelle LCF a 950°C e le prove OP a quelle LCF a 450°C. Il meccanismo prevalente di propagazione che si verifica nelle prove BT è proprio della temperatura della fase di trazione, e quindi corrisponde a quello delle relative prove LCF.

Nelle prove OP si ha deformazione delle dendriti (visibile sia al SEM a bassi ingrandimenti che nelle sezioni longitudinali) e scorrimenti su piani cristallografici anche non paralleli (evidenziati a maggiori ingrandimenti dalla morfologia della superficie laterale). Sulle sezioni longitudinali si rileva una modifica nella morfologia dei carburi primari: a seguito dei cicli termici questi (pur non essendo tagliati dalle sollecitazioni applicate) si trasformano in parte in particelle di minori dimensioni.

Nei campioni delle prove IP l'aspetto più significativo è la formazione di cricche parallele normali all'asse (osservate sulla superficie laterale e soprattutto nelle sezioni longitudinali), derivanti soprattutto da coalescenza di porosità ai bordi dei grani con tale orientazione. Inoltre si ha una accentuata frantumazione dei carburi e un probabile spostamento verso l'esterno dei frammenti presenti nelle zone superficiali. Tali fenomeni non danno luogo a un danneggiamento macroscopico pronunciato come quello delle prove OP, ma sono plausibilmente responsabili della forte riduzione di resistenza osservata in questo tipo di prova.

RINGRAZIAMENTI

Le indagini al SEM sono state prevalentemente condotte presso il centro MEMA con la collaborazione del tecnico Giovanni Pinto. La presente ricerca è stata parzialmente finanziata con fondi MURST.

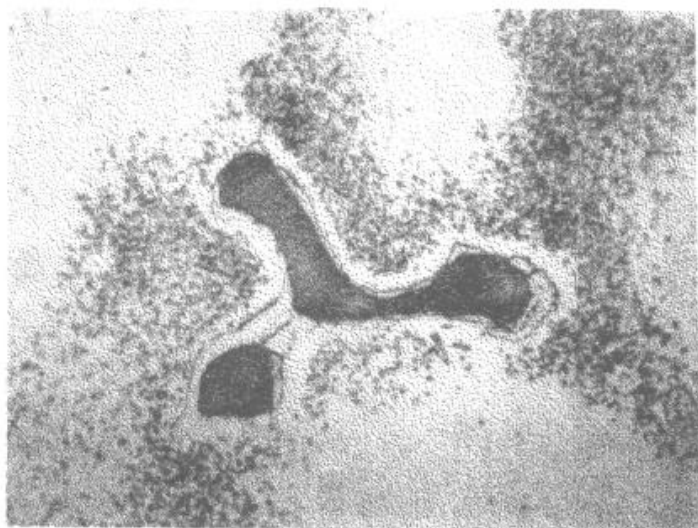


Fig. 20 - Carburo tagliato dalla frattura in una prova LCF a 450°C.

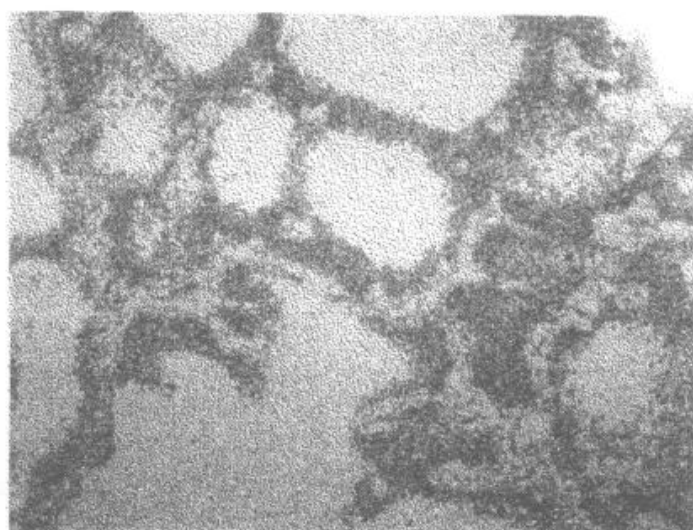


Fig. 21 - Film di carburi a bordo grano in una prova LCF a 950°C.

BIBLIOGRAFIA

1. A. Del Puglia, F. Betti, E. Giorni, F. Pratesi, G. Zonfrillo, *Low-Cycle and Bithermal Fatigue of a Cobalt-Base Superalloy*. Materials for Advanced Power Engineering 1994, Liegi, ottobre 1994.
2. G.R. Halford *Low-Cycle Thermal Fatigue*. NASA TM-87225, 1986.
3. J.L. Malpertu, L. Rémy *Influence of Test Parameters on the Thermal-Mechanical Fatigue Behavior of a Superalloy*. Metallurgical Transactions, vol. 21A, 1990, 389-399.
4. G.R. Halford, M.A. McGaw, R.C. Bill, P.D. Fanti *Bithermal Fatigue: a Link Between Isothermal and Thermomechanical Fatigue*. Low-Cycle Fatigue, ASTM STP 942, 1988, 625-637.
5. T. Baumgärtner, K. Bothe, S. Hurta, V. Gerold *Thermomechanical Fatigue of Nimonic 80A and Alloy 800H*. High Temperature Materials for Power Engineering 1990, E. Bachelet e al. ed., Kluwer Academic Publ., Dordrecht, 1990, 1087-1096.
6. T. Baumgärtner *Thermomechanische Ermüdung der Legierung Nimonic 80A*. Dissertation. Universität Stuttgart 1990.
7. S. Kalluri, G.R. Halford *Damage Mechanisms in Bithermal and Thermomechanical Fatigue of Haynes 188*, ASTM STP 1186, 1993, 126-143.