

## INFLUENZA DEI TRATTAMENTI TERMICI SULLA PROPAGAZIONE DELLA CRICCA DI FATICA IN UNA LEGA Ti-6Al-4V

A. Bigliocchi<sup>(1)</sup>, F. Iacoviello<sup>(2)</sup>, M. Marchetti<sup>(1)</sup>

<sup>(1)</sup> Dipartimento di Ingegneria Aerospaziale  
Università di Roma "La Sapienza"  
via Eudossiana, Roma

<sup>(2)</sup> Dipartimento di Ingegneria Industriale  
Università di Cassino  
via Di Biasio 43, 03043, Cassino (FR)

### Sommario

La propagazione in modo I di una cricca di fatica in una lega  $\alpha+\beta$  Ti-6Al-4V laminata a caldo è stata analizzata per quattro diversi trattamenti termici ed i risultati sono stati comparati con il materiale nelle condizioni di fornitura. Le prove di fatica sono state effettuate con tre diversi valori del rapporto di carico. I risultati sperimentali sono stati interpolati utilizzando la relazione di Paris-Erdogan. Il microscopio elettronico a scansione (SEM) è stato utilizzato per analizzare la superficie della frattura a fatica allo scopo di correlare la sua morfologia con il comportamento a fatica del metallo.

### Introduzione

I componenti strutturali utilizzati in campo aerospaziale, chimico, petrolchimico e nucleare possono essere sottoposti a condizioni critiche sia per ciò che riguarda i carichi applicati che per l'ambiente di lavoro. Il miglioramento delle proprietà meccaniche è imposto dall'alto costo di eventuali rotture. Tale miglioramento può essere ottenuto sia scegliendo in modo opportuno la composizione chimica che ottimizzando il trattamento termomeccanico.

La caratterizzazione ed il miglioramento del comportamento a fatica di una lega permette di ottimizzare in suo comportamento in servizio, in particolar modo per ciò che riguarda il problema della frequenza dei controlli non distruttivi: nel caso di una lega con comportamento a fatica migliorato si può diminuire tale frequenza, senza che il livello di sicurezza diminuisca.

In questo lavoro, è stata analizzata la propagazione in modo I di una cricca di fatica in una lega  $\alpha+\beta$  Ti-6Al-4V per cinque differenti condizioni di trattamento termomeccanico, considerando tre differenti rapporti di carico. E' stata inoltre considerata l'influenza dei trattamenti termici sulla microstruttura: l'utilizzazione del microscopio elettronico a scansione ha permesso la caratterizzazione della superficie di frattura e la sua correlazione con il comportamento della cricca di fatica.

### Materiale e trattamenti termici

Il metallo analizzato è una lega Ti-6Al-4V fornita nelle condizioni di laminato a caldo con la composizione chimica e le proprietà meccaniche elencate nelle tabelle seguenti:

Ti	Al	V	Fe	N	O	C	Altro
resto	6.10	3.80	0.17	0.012	0.122	0.01	0.06

Tabella 1: composizione chimica della lega Ti-6Al-4V (% peso)

$R_s$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	$\nu$	E [GPa]	HRC	$K_{IC}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]
825	900	0.33	110	36-39	106

Tabella 2: proprietà meccaniche della lega Ti-6Al-4V, nelle condizioni di fornitura

La microstruttura delle leghe di Ti sono fortemente influenzate dai trattamenti termomeccanici. Quattro trattamenti termomeccanici sono stati considerati, oltre alle condizioni di fornitura (hot rolled, di seguito denominata HR):

- Il primo trattamento considerato è stato quello di solubilizzazione e sovrainvecchiamento (solution treating and overaging, denominato nel seguito STOA), consistente in una ricottura di solubilizzazione in aria 1228K per 1 ora, tempra in acqua, sovrainvecchiamento in aria a 978 K per 2 ore e quindi raffreddamento in aria.
- Il secondo trattamento considerato è stato molto simile al precedente (denominato nel seguito STOAV), con i riscaldamenti effettuati sotto vuoto ed il raffreddamento in argon. Tale procedura è stata effettuata per analizzare l'eventuale influenza dell'ambiente nel trattamento termico sulla propagazione della cricca di fatica.
- Il terzo trattamento è stato una ricottura di ricristallizzazione (denominato nel seguito RECRY), consistente in una ricottura di solubilizzazione a 1228 K in aria per 4 ore, raffreddando a 1033 K (con una velocità di 56K/h), raffreddando quindi a 753 K (con una velocità di raffreddamento di 370 K/h), e raffreddando quindi in aria fino alla temperatura ambiente.
- Il quarto trattamento è stata una ricottura  $\beta$  (denominato nel seguito BETA), consistente in una ricottura a 1313 K, raffreddamento a 923 K (con una velocità di raffreddamento pari a 85 K/h), riscaldamento a 1063 per 2 ore e quindi raffreddato in aria.

La lega Ti-6Al-4V è caratterizzata da una struttura  $\alpha-\beta$ . La foto 1, ottenuta al SEM, mostra la microstruttura della lega dopo laminazione a caldo. Tale foto è stata ottenuta dopo lucidatura metallografica ed attacco chimico effettuato con una soluzione di HF (1 ml) + HNO<sub>3</sub> (5 ml) + H<sub>2</sub>O (94 ml). Si possono osservare dei grani equiassici "primari"

$\alpha$  molto piccoli (chiari) in una matrice di grani  $\beta$  (scuri), con alcuni grani primitivi di fase  $\beta$  non trasformati ancora evidenti. Tale microstruttura è caratteristica delle leghe di titanio fortemente incrudite [1].

Dopo i trattamenti termici STOA e STOAV, la microstruttura della lega non varia. Consiste di grani primari  $\alpha$  in una matrice di grani  $\alpha'$  rinvenuti [1, 2], con una morfologia dei grani primari  $\alpha$  dipendente dalla temperatura finale di incrudimento e dal grado di riduzione della sezione ottenuto dopo la laminazione.

Dopo il trattamento RECRY, la fase  $\alpha$  è completamente ricristallizzata e la fase  $\beta$  si presenta in modo evidente nei bordi grano, che contengono anche dei precipitati  $\alpha$ .

Dopo il trattamento termico BETA, la microstruttura della lega Ti-6Al-4V presenta grani della fase  $\beta$  con grani  $\beta$  trasformati contenenti grani aciculari della fase  $\alpha$ , che si sviluppano secondo due direzioni mutuamente ortogonali (foto 2).

### Procedure sperimentali

La propagazione della cricca di fatica in una lega Ti-6Al-4V è stata analizzata alla temperatura ambiente nelle condizioni di laboratorio, utilizzando una macchina per prove meccaniche oleodinamica, (carico massimo = 100 kN) in condizioni di ampiezza di carico costante, alla frequenza di 10 Hz, con una forma d'onda sinusoidale. La lunghezza della cricca è stata misurata con un sistema ottico, mediante una telecamera controllata da un computer, con un ingrandimento della zona di misura di x 175.

La propagazione della cricca di fatica in modo I è stata analizzata utilizzando dei provini standard CT (Compact Type). Le prove sono state effettuate utilizzando dei provini prelevati dalla lastra secondo la direzione di applicazione del carico e di propagazione della cricca LT, secondo la normativa ASTM E 647. L'influenza del rapporto di carico è stata considerata utilizzando tre diversi rapporti di carico  $R = 0.3, 0.4, 0.5$  ( $R = K_{\min}/K_{\max}$ ).

E' stata analizzata la dispersione statistica dei risultati: per lo stesso trattamento termico (HR) e lo stesso rapporto di carico ( $R=0.5$ ) sono state effettuate sei prove di fatica. La dispersione dei risultati è risultata essere bassa e comparabile con i valori ottenuti dalla bibliografia [3, 4, 5].

I risultati sperimentali  $da/dN-\Delta K$  (velocità di avanzamento della cricca di fatica-ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi) sono stati interpolati utilizzando la relazione empirica proposta da Paris-Erdogan [6], che permette una buona interpolazione dei dati nella zona di propagazione stabile della cricca (stadio II di III, dove i risultati sperimentali hanno un comportamento lineare nel diagramma bilogarithmico):

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (1)$$

dove C ed m sono dei parametri di interpolazione.

## Risultati di propagazione della cricca di fatica e commenti

I risultati della propagazione di una cricca di fatica in una lega Ti-6Al-4V sono funzione sia dei trattamenti termici che delle condizioni di prova (rapporto di carico, frequenza) [7, 8, 9, 10].

Considerando lo stesso trattamento termico, si ha una certa influenza del rapporto di carico  $R$  sulla propagazione della cricca di fatica (figura 1, trattamento BETA). Per lo stesso valore dell'ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi applicato, al crescere del rapporto di carico si ha un aumento della velocità di propagazione della cricca di fatica. Tale influenza varia con il trattamento termico, ed è comunque più evidente in corrispondenza ai più bassi valori di  $\Delta K$ . L'effetto di chiusura sia indotto dalla rugosità della superficie che dalla plasticizzazione dell'apice della cricca sembra essere il responsabile di tale comportamento. Non sembra invece avere grande importanza l'effetto di chiusura dovuto alla presenza di ossidi, in quanto la loro presenza sulla superficie di frattura non è risultata essere importante.

Considerando stesso valore di  $R$ , (figura 2 per  $R=0.3$ , figura 3 per  $R=0.4$  e figura 4 per  $R=0.5$ ), si può evidenziare che:

- Per lo stadio I (vicino alla soglia) è possibile dire che si ha una certa influenza del rapporto di carico, con una tendenza abbastanza evidente, ma comunque piccola; sono comunque necessarie ulteriori prove svolte in modo tale da individuare con maggiore precisione la soglia  $\Delta K_{th}$ .

- Per lo stadio II (dove la relazione di Paris-Erdogan è valida), il trattamento BETA corrisponde al comportamento a fatica migliore rispetto agli altri quattro trattamenti termomeccanici, in quanto per lo stesso valore di  $\Delta K$  si hanno velocità di propagazione della cricca di fatica più basse (circa un ordine di grandezza inferiore). Ciò è dovuto probabilmente alla microstruttura più fine che comporta una ramificazione della cricca secondo un percorso a minore energia fra le colonie dei grani  $\alpha$  aciculari, decisamente più tortuoso del percorso seguito nella lega con altri trattamenti termici [1].

- Dalle figure 2, 3, 4 è evidente inoltre che, con l'eccezione del trattamento termico BETA, gli altri trattamenti non hanno una grossa influenza sul comportamento a fatica, dato che le differenze dei risultati da  $dN-\Delta K$  sono contenute all'interno della dispersione statistica dei risultati.

- In accordo con quello detto nel punto precedente, l'influenza dell'ambiente durante il trattamento termico è praticamente nulla, restando sempre all'interno della dispersione statistica dei risultati).

I risultati ottenuti utilizzando la relazione Paris-Erdogan sono esposti in figura 5. Per lo stesso rapporto di carico, i parametri  $C$  ed  $m$  sono distribuiti lungo la stessa retta  $\log C-m$  [11, 12, 13, 14].

Una estesa analisi effettuata al SEM ha permesso di rilevare che, per tutti i trattamenti termici, si ha una estesa formazione di striature (foto 3 per il trattamento STOA e foto 4 per il trattamento RECRY). Dalla foto 5 (trattamento BETA) si vede che la velocità macroscopica corrisponde alla velocità microscopica, ovvero l'intervallo fra le striature.

Per tutti i trattamenti termomeccanici considerati, le superfici di frattura non differiscono di molto: è sempre evidente un elevato livello di rottura duttile, con striature più o meno diffuse. Queste sono più evidenti per i provini che hanno subito il trattamento BETA, all'interno di grani  $\beta$  non trasformati. Tale trattamento termico corrisponde a quello con comportamento a fatica ottimizzato, probabilmente grazie alla

più elevata frazione di volume di fase  $\beta$ , decisamente più duttile della fase  $\alpha$ , ed alla distribuzione molto fine della fase  $\alpha$  aciculare all'interno dei primitivi grani di fase  $\beta$ .

## Conclusioni

In accordo con i risultati sperimentali, si possono evidenziare i seguenti punti:

- Per tutti i trattamenti termomeccanici considerati, l'effetto di chiusura indotto dalla rugosità della superficie e dalla plasticizzazione dell'apice della cricca ha una evidente influenza sulla propagazione della cricca di fatica nella lega Ti-6Al-4V. Ciò è evidente dall'aumento della velocità di avanzamento della cricca, per lo stesso  $\Delta K$ , con l'aumento del rapporto di carico.

- La propagazione della cricca di fatica nella lega Ti-6Al-4V è sensibile al trattamento termico ma non all'ambiente in cui tale trattamento termico è stato effettuato, nel caso di ambienti non troppo aggressivi (aria). La microstruttura ottenibile mediante la ricottura  $\beta$  corrisponde al migliore comportamento a fatica, sia per lo stadio della soglia, che per lo stadio II di propagazione (zona in cui la relazione di Paris-Erdogan è valida). Ciò è probabilmente dovuto alla maggiore frazione di volume dei grani di fase  $\beta$  (più duttile) ed alla distribuzione estremamente fine e diffusa dei grani della fase  $\alpha$ . Per tutti gli altri trattamenti termici, cui corrispondono delle microstrutture differenti, il comportamento a fatica non varia in modo evidente.

## Bibliografia

- [1] J.C. Chesnutt, C.G. Rhodes, J.C. Williams, Titanium and Titanium alloys, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, p.100 (1982).
- [2] C.G. Rhods, J.C. Williams, Metallurgical Transactions, p.1670, 6A (1975).
- [3] O. Ditilevsen, R. Olesen, Eng. Fract. Mech, p.177, 25 (1986).
- [4] O. Ditilevsen, Eng. Fract. Mech., p.610, 42 (1992).
- [5] F. Iacoviello, M. Cavallini, Int. J. Fatigue, p.135, 17 (1995).
- [6] D.C. Paris, ASME publication, n. 62-WA 234.
- [7] G.W. Kuhlman, A.K. Chakrabarti, Y.L. Yu, R. Pishko, G. Terlinde, Microstructure Fracture Toughness and fatigue crack growth rate in Titanium alloys, Denver, Colorado, USA, p.171 (1987).
- [8] S. Brahmi, P. Lehr, Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, p.769 (1992).
- [9] M.A.Pustejovsky, Eng. Fract. Mech., p.9, 11 (1979).
- [10] G. Marci, Eng. Fract. Mech., p.367, 41, (1992).
- [11] T. Yokobori, Fatigue Mechanisms (Ed.J.T.Fong) ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, p.683 (1979).
- [12] A.Iost, J.Lesage, Eng. Fract. Mech., p.585, 36 (1990).
- [13] M.Cavallini, F. Iacoviello, Int. J. Fatigue, p.442, 13 (1991).
- [14] A.Iost, Int. J. Fatigue, p.25, 13, (1991).

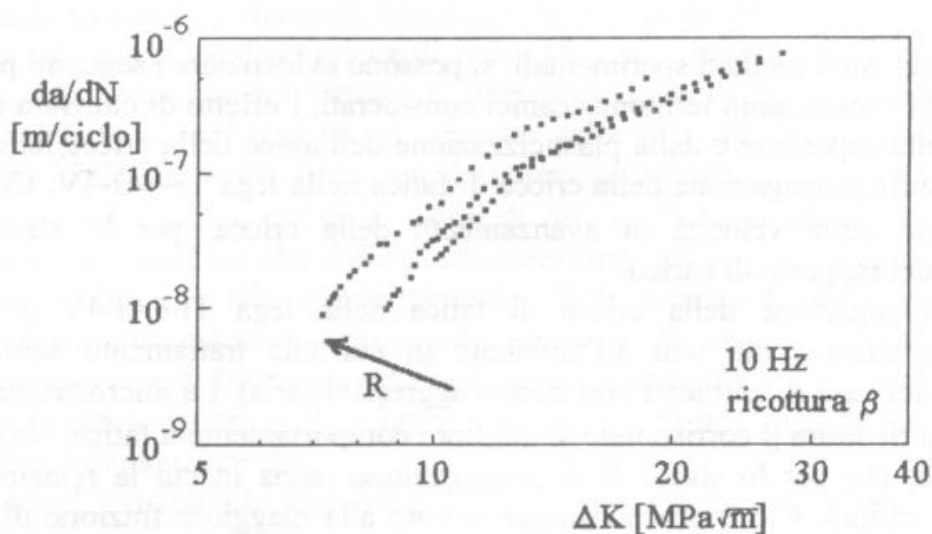


Figura 1: Influenza del rapporto di carico sulla propagazione della cricca di fatica (ricottura  $\beta$ ).

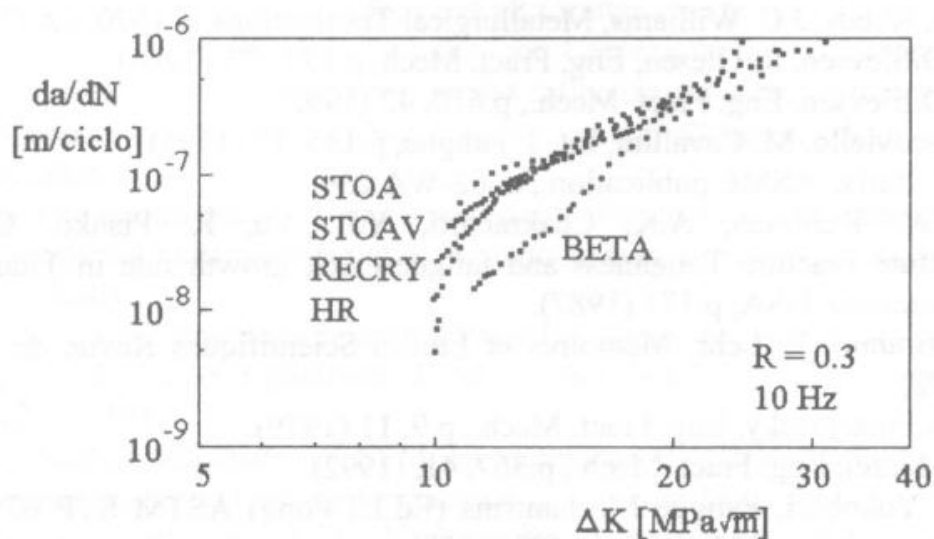


Figura 2: Propagazione della cricca di fatica nella lega per cinque differenti trattamenti termici ( $R = 0.3$ , 10 Hz).

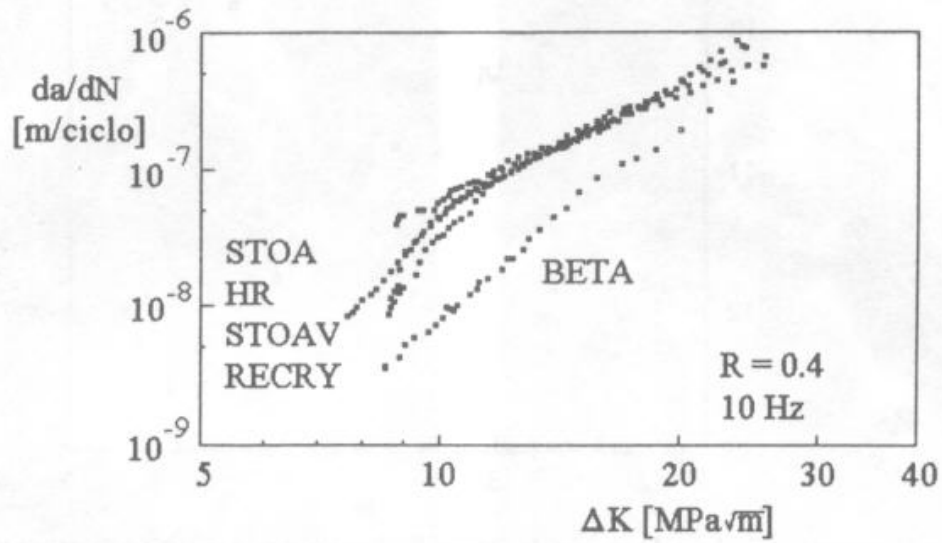


Figura 3: Propagazione della cricca di fatica nella lega per cinque differenti trattamenti termici ( $R = 0.4$ , 10 Hz).

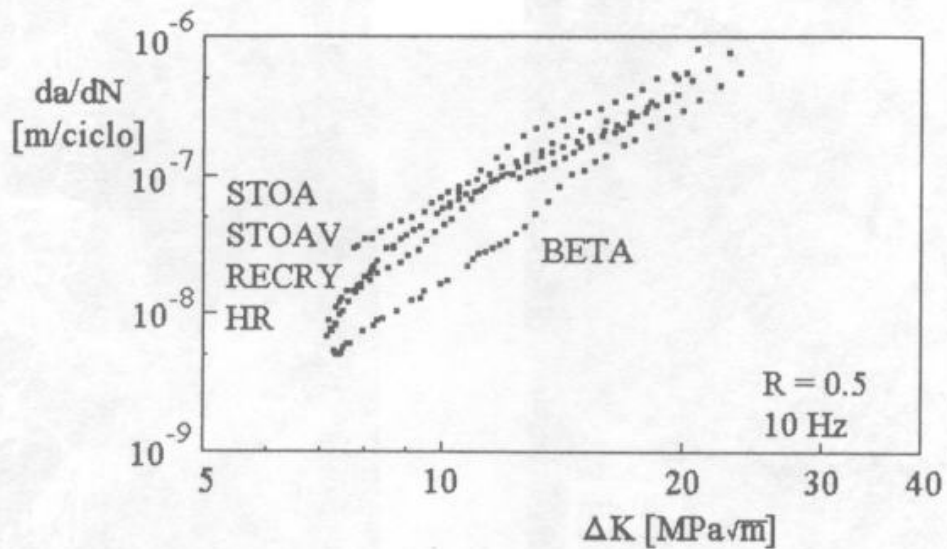


Figura 4: Propagazione della cricca di fatica nella lega per cinque differenti trattamenti termici ( $R = 0.5$ , 10 Hz).

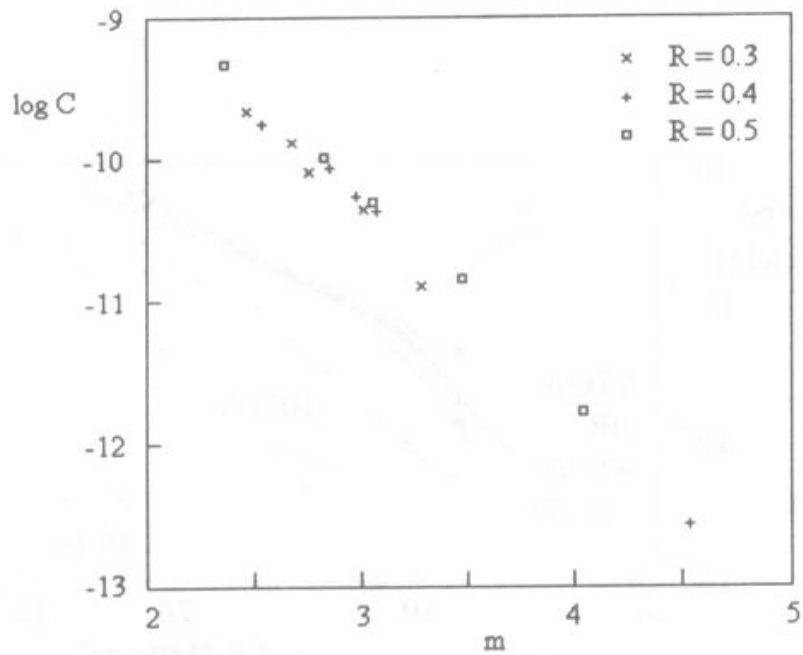


Figura 5: Parametri della relazione di Paris-Erdogan per i cinque trattamenti termici considerati ed i tre rapporti di carico.

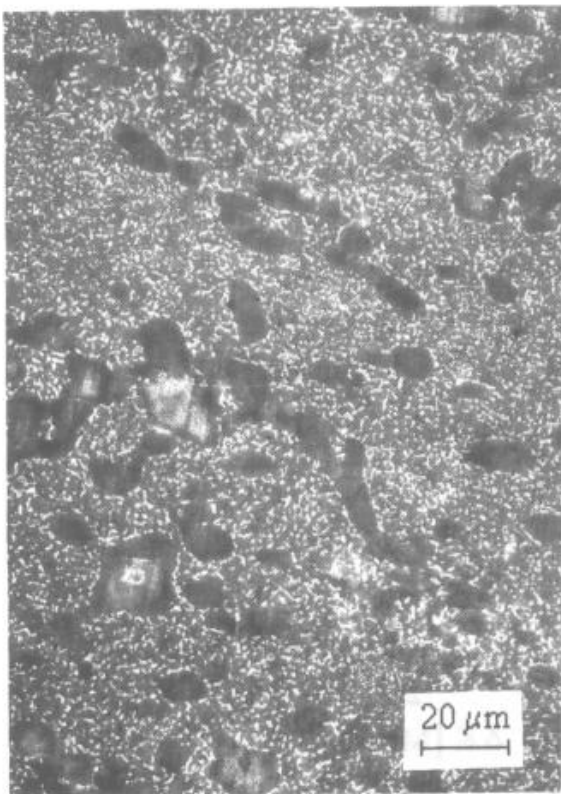


Foto 1: Microstruttura della lega Ti-6Al-4V dopo laminazione a caldo

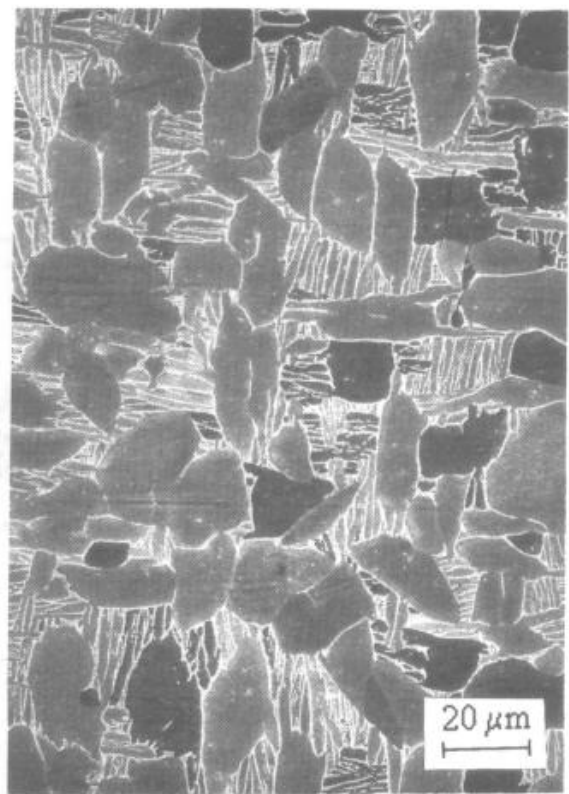


Foto 2: Microstruttura della lega Ti-6Al-4V dopo laminazione a caldo e ricottura  $\beta$ .



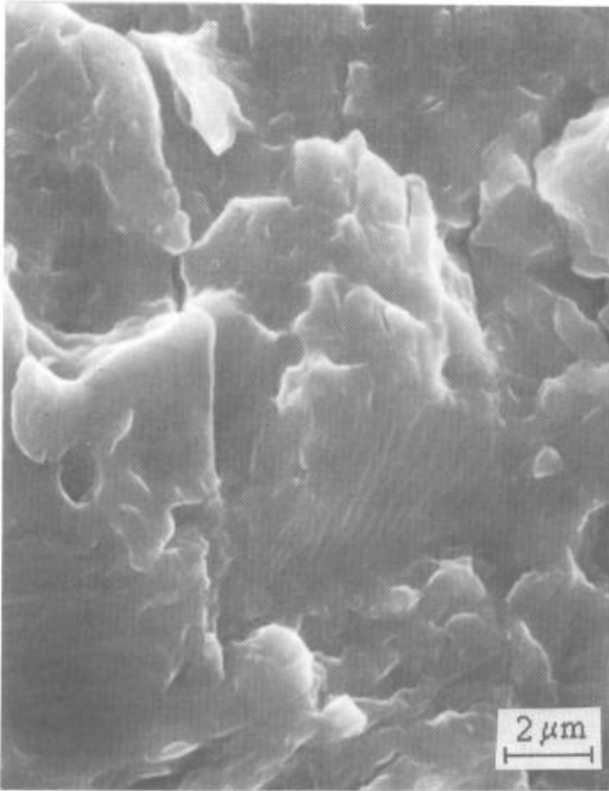


Foto 3: Superficie di frattura a fatica per la lega Ti-6Al-4V (trattamento STOA). La cricca avanza da sinistra a destra.

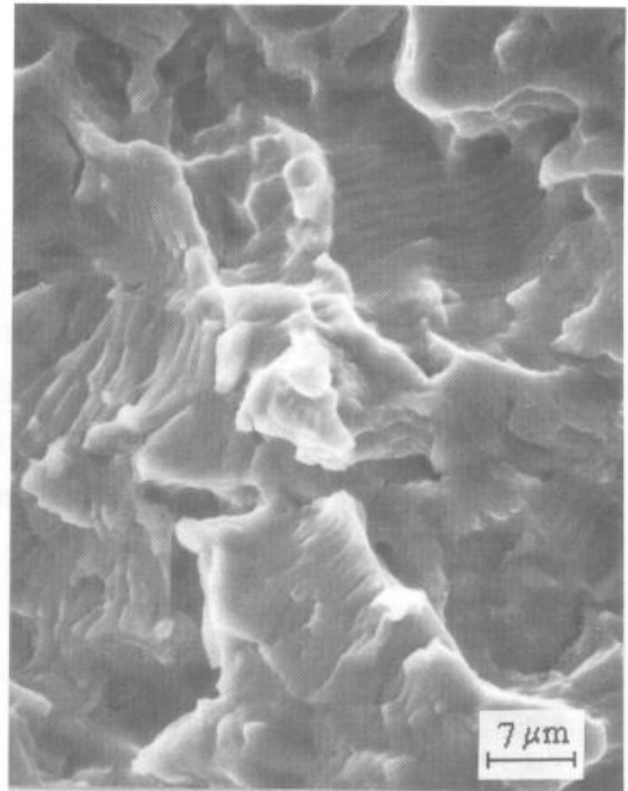


Foto 4: Superficie di frattura a fatica per la lega Ti-6Al-4V (trattamento RECRY). La cricca avanza da sinistra a destra.

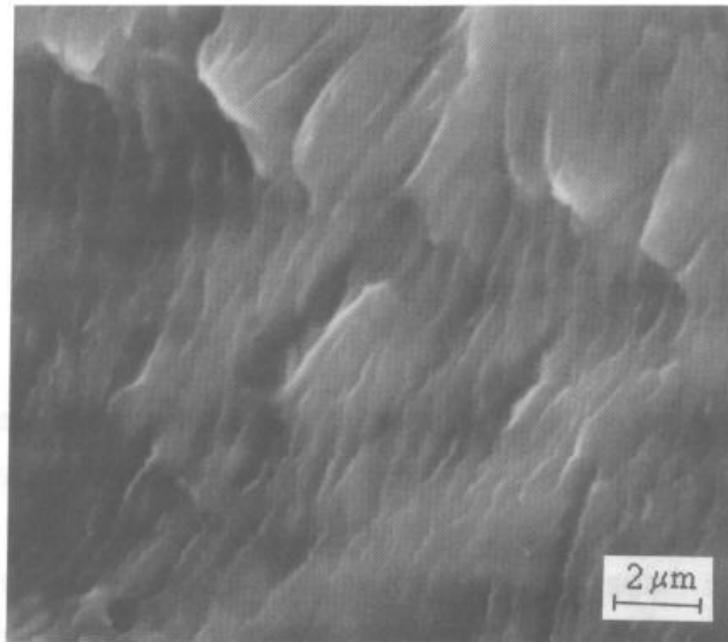


Foto 5: Propagazione della cricca di fatica per il trattamento di ricottura  $\beta$  (la cricca avanza da sinistra a destra):

velocità di avanzamento microscopica:  $1.8 \cdot 10^{-7}$  m/ciclo

velocità di avanzamento macroscopica:  $1.7 \cdot 10^{-7}$  m/ciclo