

IGF 12 - XII Convegno Nazionale  
Gruppo Italiano Frattura  
Parma, 12-13 giugno 1996

## **ANALISI DELLA SUPERFICIE DI FRATTURA A FATICA NELL'ACCIAIO INOSSIDABILE BIFASICO AUSTENO-FERRITICO 22 Cr 5 Ni**

*M. Boniardi<sup>(1)</sup>, F. Iacoviello<sup>(2)</sup>, G.M. La Vecchia<sup>(3)</sup>, M. Sozanska<sup>(4)</sup>*

*(1)* Dipartimento di Meccanica  
Politecnico di Milano  
piazza Leonardo da Vinci 32, 20133 Milano

*(2)* Dipartimento di Ingegneria Industriale  
Università di Cassino  
via Di Biasio 43, 03043 Cassino (FR)

*(3)* Dipartimento di Ingegneria Meccanica  
Università di Brescia  
via Branze 38, 25123 Brescia

*(4)* Katedra Nauki o Materialach  
Silesian Technical University  
ul. Krasinskiego 8, 40-019 Katowice, Polonia

**PAROLE CHIAVE:** idrogeno, fatica, acciaio inossidabile austeno-ferritico

### **Riassunto**

E' stata studiata l'influenza di trattamenti termici a bassa temperatura sulla propagazione di cricche di fatica in un acciaio bifasico austeno-ferritico, considerando l'influenza del rapporto di carico e della direzione di prelievo dei campioni rispetto alla direzione di laminazione. I risultati delle prove di fatica sono stati interpolati utilizzando il modello di Paris-Erdogan.

La superficie di frattura è stata estesamente analizzata utilizzando il microscopio elettronico a scansione, applicando la metodologia dell'analisi dell'immagine in modo da quantificare le differenze morfologiche fra i vari campioni ed identificare il meccanismo di rottura.

## Introduzione

Gli acciai inossidabili bifasici austeno-ferritici (duplex) nascono per errore in Francia nel 1933, da una modifica accidentale di una lega 18% Cr - 9% Ni - 2.5% Mo, da cui si ottenne una lega 20% Cr - 8% Ni - 2.5 % Mo, caratterizzata da una elevata frazione di volume di ferrite in una matrice austenitica [1,2].

Ottimizzata la composizione chimica (incrementando ad esempio il tenore di azoto, stabilizzante della austenite), è nata una classe di acciai caratterizzati da elevate proprietà meccaniche e da una buona resistenza alla corrosione, in particolar modo alla vaiolatura, alla corrosione in fessura e sotto sforzo. Grazie anche al loro costo contenuto, tali acciai trovano impiego nell'industria chimica e petrolchimica (ad esempio fabbricazione di tubi per l'estrazione di petrolio e per scambiatori di calore) e nell'industria alimentare [3].

L'utilizzabilità di questi acciai è limitata da una serie di fasi che precipitano anche a temperature non troppo elevate, infragilendo la lega. Queste leghe hanno infatti due intervalli critici, il primo centrato a 475°C, il secondo a circa 800°C.

In corrispondenza del primo intervallo si hanno due fenomeni:

- precipitazione nella ferrite di una fase  $\alpha'$  ricca di cromo (mediante decomposizione spinodale) [4];

- precipitazione nella ferrite ed alle interfacce  $\alpha/\gamma$  e  $\alpha'/\alpha$  di una fase G estremamente fine (da 1 a 10 nm), ricca in nickel, silicio e molibdeno, avente un reticolo cfc [5]. Questa fase precipita fino a frazioni di volume del 12%, con concentrazioni degli elementi formanti (Ni + Si + Mo + Mn + Al) che crescono a 350°C dal 40 al 60%, per tempi di permanenza che vanno da 1000 a 30000 ore. Interpolando i risultati di Danoix et al. [5], ottenuti a 350 e 400°C per tempi compresi fra 1000 e 30000 ore, la frazione volumica della fase G precipitata a 375°C dopo 1000 ore è di circa il 4%. Date le piccole dimensioni di tale fase (1-10 nm), ciò implica che la ferrite risulta ricca di una fase estremamente fine e dispersa, con una frazione volumica importante. Data la presenza della fase G alle interfacce  $\alpha'/\alpha$ , si ha una probabile interazione fra i due meccanismi di precipitazione.

Intorno a 800°C, con limiti di temperatura compresi fra 600 e 1000°C e tempi notevolmente più brevi che per il primo intervallo [2,7], si ha la precipitazione della fase  $\sigma$ , di austenite secondaria fra 700 e 900°C, di fasi intermetalliche (la fase  $\chi$  fra 700 e 900°C, la fase R ricca in Mo fra 550 e 650°C, la fase  $\tau$  fra 550 e 650°C), nitruri ( $\text{Cr}_2\text{N}$  fra 700 e 900°C,  $\pi$ ), carburi ( $\text{M}_7\text{C}_3$  fra 950 e 1050°C,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  per temperature inferiori a 950°C).

Il materiale è normalmente fornito ed utilizzato dopo solubilizzazione a 1100°C in modo da ottimizzare il rapporto  $\alpha/\gamma$  e solubilizzare eventuali seconde fasi o carburi o nitruri precipitati durante la solidificazione.

I fenomeni sopra elencati possono intervenire a variare la microstruttura dell'acciaio e quindi a modificare le proprietà meccaniche e di resistenza alla corrosione nel caso di applicazioni a temperature superiori a quella ambiente [8], o nel caso si ricorra a giunzioni mediante saldature.

In questo lavoro si è caratterizzato il comportamento a fatica di un acciaio duplex 2205 per tre diversi trattamenti termici (allo stato di fornitura, 375°C-100 ore, 375°C - 1000 ore), per tre rapporti di carico diversi, considerando due diverse direzioni di applicazioni del carico. Le superfici di frattura sono state analizzate al microscopio elettronico a scansione (SEM) utilizzando la tecnica della frattografia quantitativa.

Questa tecnica, basata sulla analisi dell'immagine, permette di tradurre sotto forma di parametri le informazioni contenute in una immagine frattografica, grazie all'uso del programma VISILOG associato all'analisi al SEM [9].

### Materiale e procedura sperimentale

L'acciaio duplex analizzato ha la composizione chimica e le proprietà meccaniche di tabella I:

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
0.019	0.39	1.51	0.022	0.002	22.45	5.50	3.12	0.169
Direzione		R <sub>s</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]		A <sub>5</sub> [%]		J <sub>IC</sub> [kJ/m <sup>2</sup> ]	
T		565	827		35		140 (TL)	
L		513	790		39		200 (LT)	
Tabella I: Composizione chimica (% in peso) e proprietà meccaniche dell'acciaio 22 Cr 5 Ni.								

L'acciaio è stato fornito sotto forma di lastra laminata a caldo nello spessore di 11 mm e solubilizzato. Il rapporto volumetrico fra ferrite ed austenite è di circa 1.1 (valore ottenuto utilizzando un analizzatore di immagine Bausch and Lomb Omnicon 2000). La microstruttura presenta una tessitura dovuta alla laminazione che si riflette in una certa anisotropia delle proprietà meccaniche (tabella I). Alcune disomogeneità microstrutturali sono state osservate sotto forma di solfuri di cerio e di calcio.

Da questa lastra sono stati ricavati dei provini CT nelle direzioni LT e TL. Oltre al materiale nelle condizioni di fornitura, sono stati considerati altri due trattamenti termici, ad una temperatura che rappresenta il limite superiore delle attuali applicazioni degli acciai duplex (375°C per 100 e 1000 ore). I trattamenti termici sono stati effettuati in aria.

Le prove di fatica sono state condotte secondo la normativa ASTM E647, utilizzando una macchina per prove meccaniche servoidraulica INSTRON 8501 da 100 kN, controllata mediante computer. La misurazione della lunghezza della cricca è stata effettuata mediante rilevamento estensimetrico e controllata mediante microscopio ottico durante lo svolgimento della prova. Le prove di fatica sono state condotte nelle condizioni di laboratorio, imponendo un carico sinusoidale ad ampiezza costante, a frequenze comprese fra 35 e 50 Hz. Sono stati considerati tre diversi rapporti di carico  $R = 0.1, 0.5, 0.75$  ( $R = P_{\min}/P_{\max}$ ).

Per valutare la dispersione dei risultati sperimentali, sono state effettuate tre prove di fatica nelle medesime condizioni di prova (metallo nelle condizioni di fornitura, direzione LT, frequenza 50 Hz,  $R = 0.5$ ). La dispersione dei risultati è risultata estremamente bassa, in particolar modo nella zona di propagazione II (zona di Paris) [10]. Per le stesse condizioni è stata inoltre fatta variare la frequenza considerando i valori di 10, 35 e 50 Hz. I risultati ottenuti hanno mostrato una influenza trascurabile della frequenza sulla propagazione della cricca di fatica, per l'intervallo di frequenze considerato. Dato questo risultato, le prove sul materiale allo stato di fornitura sono state condotte ad una frequenza di 50 Hz, mentre quelle sul materiale dopo trattamento termico a 375°C sono state condotte a 35 Hz.

I risultati delle prove di fatica nel diagramma  $da/dN-\Delta K$  (velocità di avanzamento della cricca- ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi) sono stati interpolati utilizzando il modello di Paris-Erdogan, valido nella zona II di propagazione della cricca di fatica [11].

Le superfici di frattura sono state analizzate mediante l'utilizzazione di un SEM, utilizzando immagini digitalizzate e trattate mediante il programma di analisi d'immagine VISILOG. Mediante tale programma è stata sistematicamente misurata la distanza fra le striature di fatica sia nell'austenite che nella ferrite. Tale distanza può essere calcolata sia in base al numero di striature per unità di lunghezza che misurando direttamente la distanza fra due striature. Per ogni valore del  $\Delta K$ , tale valore è ottenuto da una media eseguita fra numerose misure. Utilizzando il VISILOG, si misura la distanza fra le striature basandosi sulla variazione del livello della scala dei grigi, noto il valore dell'ingrandimento. Scelta una immagine, dopo digitalizzazione, si traccia una retta fra due punti scelti in modo opportuno. Lungo tale retta, si analizza puntualmente il livello di grigio corrispondente e si traccia il diagramma in figura 1. Quindi si esegue la misura della distanza fra i picchi, ottenendo in tal modo la distanza fra le striature.

## Risultati e discussione

Dalle prove di fatica effettuate, interpolando i risultati con la relazione di Paris-Erdogan, si è ottenuta la figura 2, in cui i due parametri C ed m della suddetta relazione sono distinti sia in base al trattamento termico che alla direzione di applicazione del carico.

La distribuzione dei parametri della relazione di Paris-Erdogan segue un andamento lineare nel diagramma  $\log C-m$ , indipendentemente dal rapporto di carico, dalla direzione di applicazione del carico o dal trattamento termico. Tale andamento è stato già considerato da vari autori [12-15] e, talvolta, può essere correlato con il micromeccanismo di avanzamento della cricca di fatica, in particolar modo quando tale meccanismo è basato sulla formazione di striature.

Dai risultati sperimentali ottenuti, è evidente che l'anisotropia indotta dalla laminazione a caldo della lamiera non ha alcuna influenza sulla propagazione della cricca di fatica [16], per le due direzioni considerate TL e LT.

A pari trattamento termico l'influenza del rapporto di carico risente dell'effetto di chiusura indotto dalla rugosità della superficie e dalla elevata plasticizzazione all'apice della cricca [10]. Per lo stesso valore dell'ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi, al crescere del rapporto di carico la velocità di avanzamento della cricca tende ad aumentare. Inoltre, all'aumentare del rapporto di carico, si osserva una diminuzione della soglia  $\Delta K_{th}$ .

La decomposizione spinodale e la precipitazione della fase G non sembrano avere una forte influenza sulla velocità di avanzamento macroscopica della cricca, in particolar modo nella zona II, quella di validità della relazione di Paris-Erdogan (ad esempio nella figura 3, per la direzione di applicazione del carico LT ed  $R = 0.1$ ). Più evidente è invece l'influenza sul valore di soglia  $\Delta K_{th}$ , che risulta più elevato nel caso dell'acciaio trattato rispetto all'acciaio nelle condizioni di fornitura. Tale differenza nella zona della soglia diviene sempre meno evidente al crescere del rapporto di carico (figure 4 e 5).

Per un determinato trattamento termico, il rapporto di carico non ha influenza sulla morfologia della superficie di frattura: essa si presenta decisamente duttile con formazione di striature in corrispondenza della rottura nei grani austenitici, ed è invece decisamente più planare nei grani ferritici, ove il clivaggio si alterna alla formazione di striature. La morfologia di cedimento osservata non presenta una significativa variazione con il  $\Delta K$  applicato, con un aumento del valore della rugosità al crescere della velocità di avanzamento della cricca [10].

Nella foto 1 si può osservare la formazione di striature sia nei grani ferritici che in quelli austenitici, per l'acciaio nelle condizioni di fornitura ( $R = 0.1$ ,  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). La morfologia di frattura è decisamente duttile, con la presenza di fessure intergranulari.

Nelle foto 2 e 3 è possibile osservare la superficie di frattura dell'acciaio dopo permanenza a  $375^\circ\text{C}$  per 1000 ore ( $R = 0.1$ ,  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). La frattura si presenta decisamente meno duttile. Si può osservare la formazione di fessure intragranulari in corrispondenza della variazione di orientamento delle striature (foto 2), e di fessure intergranulari in corrispondenza delle interfacce austenite-ferrite (foto 3) come nel caso dell'acciaio non trattato.

Le superfici di frattura sono state quindi analizzate al microscopio elettronico a scansione (SEM) utilizzando la tecnica della frattografia quantitativa. Sono state considerate le due condizioni estreme di trattamento termico (condizioni di fornitura e 1000 ore a  $375^\circ\text{C}$ ) e sono state considerate le prove svolte secondo la direzione LT di applicazione del carico, con un rapporto di carico  $R = 0.1$  (figura 6). Da tale analisi risulta che la distanza fra le striature (d.s.) nel materiale nelle condizioni di fornitura e dopo 1000 ore a  $375^\circ\text{C}$  non varia con il  $\Delta K$ , ma è decisamente influenzata dal trattamento termico: per il materiale non trattato le striature hanno una distanza di circa un ordine di grandezza inferiore a quelle rilevabili nel materiale dopo permanenza a  $375^\circ\text{C}$ . Confrontando le curve di propagazione, si osserva invece che esse sono praticamente sovrapponibili nella zona di Paris, con una differenza più evidente nella zona della soglia. Tale risultato comporta che, per lo stesso  $\Delta K$  compreso nella zona di Paris:

- nel materiale allo stato di fornitura, in corrispondenza di ogni ciclo di fatica, o quasi, si forma una striatura;
- nel materiale trattato per 1000 ore a  $375^\circ\text{C}$  sono necessari una decina di cicli di fatica per ottenere un avanzamento unitario.

La propagazione della cricca di fatica all'interno dei grani ferritici avviene per formazione di striature ed avanzamento per clivaggio. Durante la sollecitazione di fatica si ha un fenomeno di accumulo di dislocazioni, e quindi di energia, all'apice della cricca, con la formazione di una striatura. Allorquando la densità di dislocazioni all'apice della cricca raggiunge un valore critico, la cricca avanza per clivaggio [17], fino ad arrestarsi ed iniziare nuovamente il processo di accumulo. La decomposizione spinodale e la presenza della fase G all'interno dei grani ferritici comporta un maggiore accumulo di energia all'apice della cricca. Grazie a questa maggiore quantità di energia accumulata, si ha che, nella fase di avanzamento per clivaggio, la cricca avanza in misura maggiore prima di arrestarsi nuovamente ed iniziare un nuovo processo di accumulo, generando una nuova striatura.

Il comportamento alla propagazione di una cricca di fatica nella fase austenitica non dipende dal trattamento termico, data l'influenza nulla che questo ha sulla sua struttura: l'incrudimento di tale fase e la formazione di striature duttili sono i meccanismi principali di propagazione della cricca di fatica nei grani austenitici.

Dato che è la fase austenitica quella che svolge l'azione principale di resistenza alla propagazione della cricca di fatica, la forte variazione dei micromeccanismi di frattura all'interno dei grani ferritici non comporta praticamente alcuna differenza nella velocità di propagazione macroscopica.

Per interpretare la differenza di comportamento a fatica nella zona della soglia, specialmente a bassi R, fra l'acciaio solubilizzato e quello invecchiato a 375°C, si può proporre il seguente meccanismo basato sulla differente sensibilità all'ambiente. La ferrite è la fase meno nobile, e, a seguito della precipitazione spinodale e della fase G, presenta una maggiore sensibilità all'ambiente [2]. Durante la propagazione della cricca di fatica, si ha una ossidazione maggiore della nuova superficie all'apice della cricca nel caso di un acciaio che abbia subito la decomposizione spinodale e la precipitazione della fase G, rispetto all'acciaio che non ha subito tali precipitazioni. La formazione di questo strato di ossido comporta un aumento dell'influenza dell'effetto di chiusura, dato che la componente indotta dalla formazione di ossidi si aggiunge alla plasticizzazione dell'apice della cricca ed alla rugosità della superficie di frattura (meccanismi che agiscono principalmente sulla fase austenitica) [10,16].

### **Conclusioni**

L'influenza della decomposizione spinodale e della precipitazione della fase G nella ferrite sulla velocità di propagazione della cricca di fatica nell'acciaio inossidabile austeno-ferritico 22 Cr 5 Ni dipende dal valore del  $\Delta K$  applicato.

Per valori prossimi alla soglia  $\Delta K_{th}$ , si ha nell'acciaio solubilizzato l'influenza dell'effetto di chiusura indotto dalla plasticità dell'apice della cricca e dalla rugosità della superficie che agiscono essenzialmente sui grani della fase austenitica. Nel caso di permanenza a 375°C, si ha un aumento dell'importanza dell'effetto di chiusura probabilmente associabile a fenomeni assidativi riguardanti i grani ferritici, grazie alla loro maggiore sensibilità all'ambiente a seguito delle precipitazioni avvenute.

Per valori intermedi di  $\Delta K$  (zona ove è valida la relazione di Paris-Erdogan), si ha che la velocità di propagazione microscopica, pari alla distanza delle striature (misurata al SEM utilizzando la metodologia dell'analisi d'immagine applicata all'analisi frattografica), dipende dal trattamento termico, nonostante la velocità di propagazione macroscopica sia praticamente la stessa. Le modifiche microstrutturali nella ferrite associate all'invecchiamento a 375°C comportano una maggiore difficoltà nell'avanzamento per clivaggio della cricca nella ferrite, mentre non hanno alcun effetto sulla propagazione della cricca di fatica nei grani austenitici. Dato che è proprio l'incrudimento e la formazione di striature duttili nell'austenite che forniscono la maggiore resistenza alla propagazione della cricca, il differente comportamento microscopico della ferrite non si riflette in un diverso comportamento macroscopico dell'acciaio.

### **Bibliografia**

[1] J.Hochmann "Aciers inoxydables à structure austéno-ferritique", Revue du Nickel, vol.7 (1950), p.53-60.

- [2] J.Charles "The duplex stainless steels: materials to meet your needs", Duplex Stainless Steels '91, eds. J.Charles e S. Bernhardsson, Beaune (Francia), vol.1 (1991), p. 3-48.
- [3] R.M. Davidson "Practical guide to using duplex stainless steels", Materials performance (1990), p.57-65.
- [4] P.Auger, F.Danoix, M.Guttman e D. Blavette "300-400°C aging of the ferrite of a duplex Mo-bearing steel: an atom-probe investigation", Duplex Stainless Steels '91, eds. J.Charles e S. Bernhardsson, Beaune (Francia), vol.1 (1991), p. 101-109.
- [5] F. Danoix, S.Chambreland, J.P. Massoud, P.Auger "Influence of Ni, Mo and other elements on the microstructural evolution of the ferritic phase of duplex stainless steels aged at 300-400°C: an atom-probe investigation", Duplex Stainless Steels '91, eds. J.Charles e S. Bernhardsson, Beaune (Francia), vol.1 (1991), p. 111-118.
- [6] M.Guttman "Intermediate temperature aging of duplex stainless steels. A review", Duplex Stainless Steels '91, eds. J.Charles e S. Bernhardsson, Beaune (Francia), vol.1 (1991), p. 79-92.
- [7] B. Josefsson, J Nilsson e A.Wilson "Phase transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment" Duplex Stainless Steels '91, eds. J.Charles e S. Bernhardsson, Beaune (Francia), vol.1 (1991), p. 67-78.
- [8] G.M.LaVecchia, R. Bertanzi, R.Roberti "Infragilimento a 475°C in un acciaio inossidabile austenno ferritico", L'acciaio inossidabile, 2 (1994), p.16-27.
- [9] M.Coster, J.-L. Chermant "Précis d'analyse d'images", Edition du CNRS, Paris 1985.
- [10] M.Boniardi, F. Iacoviello, G.M. La Vecchia "Comportamento a fatica dell'acciaio inossidabile bifasico 2205", L'acciaio inossidabile, 3 (1995), p.13-20.
- [11] D.C. Paris, F.Erdogan "A critical analysis of crack propagation laws", ASME publication, (1964) n.62-WA 234.
- [12] A.Iost, J.Lesage "On the existence of a pivot point for stage II fatigue crack growth" J.Eng.Fract.Mech (1990) vol 36, p.585-596
- [13] A.Iost "The effect of load ratio on the m-lnC relationship" Int. J. Fatigue, 1991, vol. 13, p. 25-33
- [14] M.Cavallini, F.Iacoviello "A statistical analysis of fatigue crack growth in a 2091 Al-Cu-Li alloy", Int J. Fatigue, 1995, vol.17, p.135.
- [15] F.Iacoviello, M.Marchetti, F.M.Paoloni "Mixed mode (I+II) fatigue crack propagation in Ti-6Al-4V alloy", in via di pubblicazione su Int J. Fatigue.
- [16] M.Boniardi, F.Iacoviello, G.M.La Vecchia "The influence of anisotropy and stress ratio on fatigue crack growth of duplex stainless steel", Duplex Stainless Steels 94, ed T.G. Gooch, 1994, vol.3.
- [17] D.L.Davidson, J.Lankford "Fatigue crack growth in metals and alloys: mechanisms and micromechanics", International Materials Reviews, (1992), vol37, n.2, p.42-76.

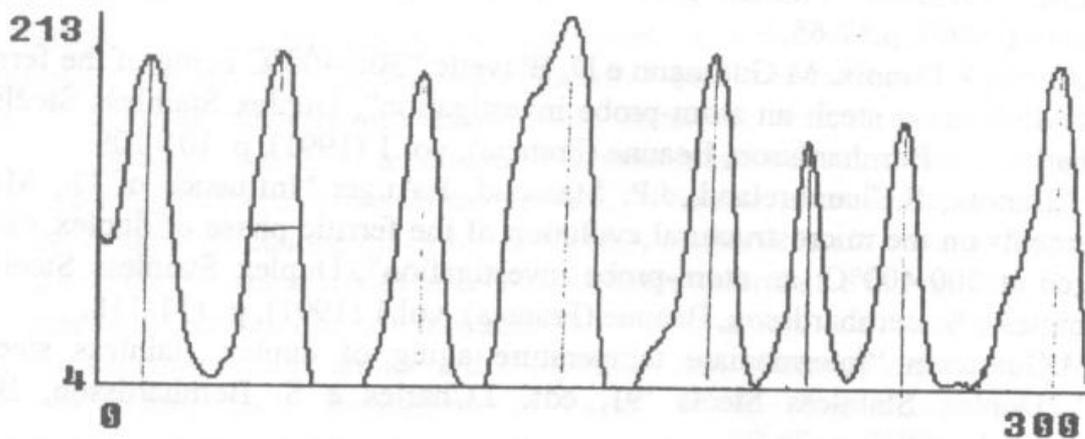


Figura 1: Picchi dei livelli di grigio ottenuti trasformando una immagine ottenuta al SEM: noto l'ingrandimento dell'immagine di partenza, la distanza fra i picchi indica la distanza fra le striature.

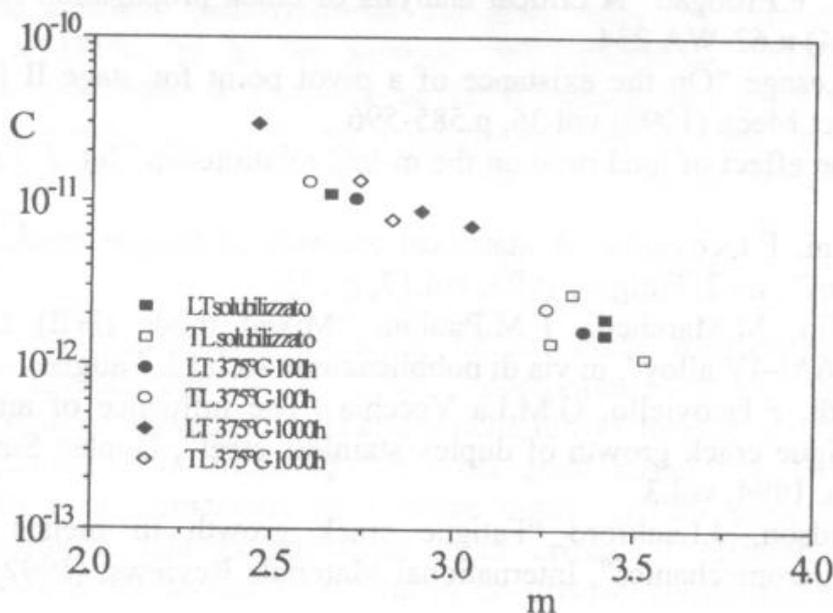


Figura 2: Parametri C-m della relazione di Paris-Erdogan per l'acciaio duplex Z2CND2205 al variare della direzione di applicazione del carico e del trattamento termico, per i diversi valori del rapporto di carico.

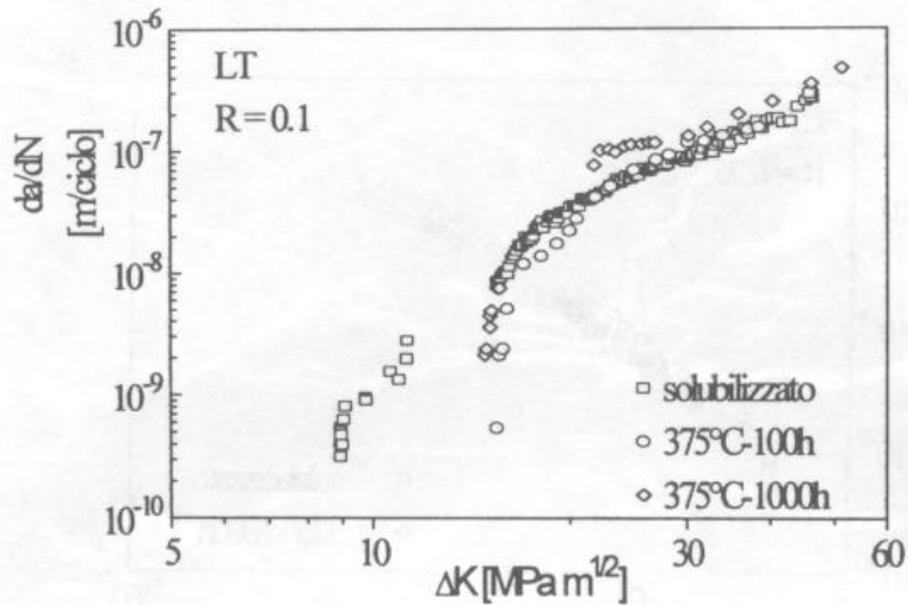


Figura 3: Avanzamento della cricca di fatica nell'acciaio duplex Z2CND2205, per la direzione LT ed il valore del rapporto di carico 0.1, al variare del trattamento termico.

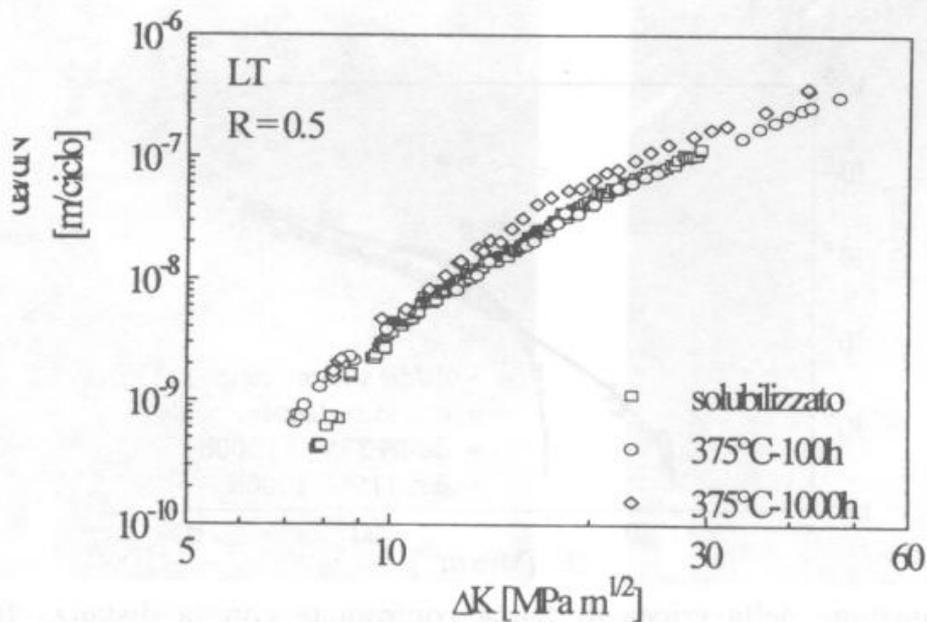


Figura 4: Avanzamento della cricca di fatica nell'acciaio duplex Z2CND2205, per la direzione LT ed il valore del rapporto di carico 0.5, al variare del trattamento termico.

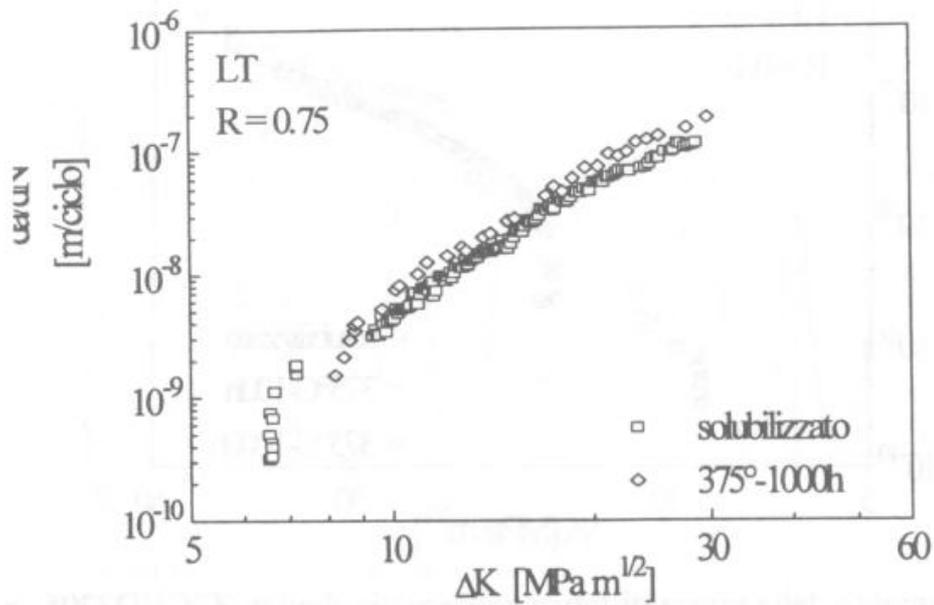


Figura 5: Avanzamento della cricca di fatica nell'acciaio duplex Z2CND2205, per la direzione LT ed il valore del rapporto di carico 0.75, al variare del trattamento termico.

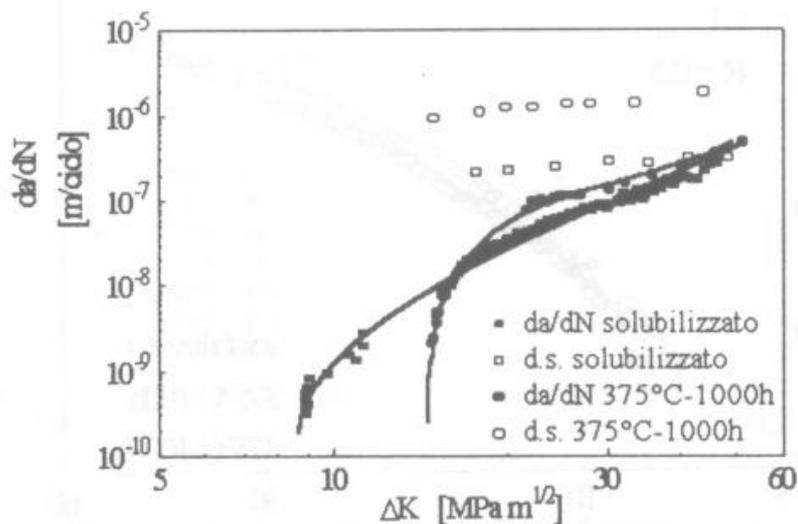


Figura 6: Propagazione della cricca di fatica confrontata con la distanza fra le striature (d.s) per lo stato di fornitura e dopo 1000 ore a 375°C (LT, R = 0.1).

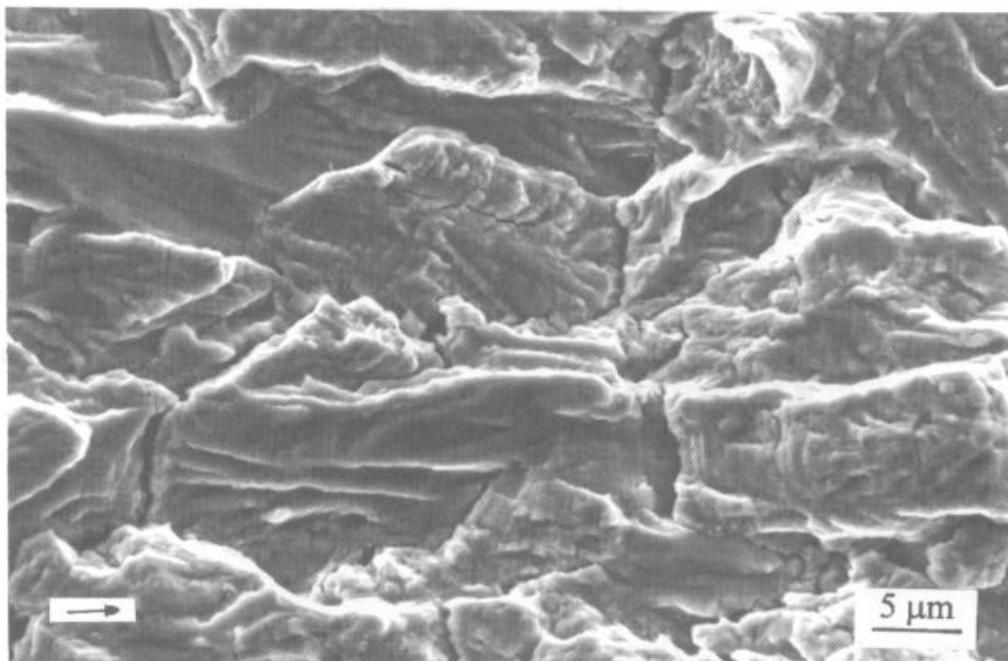


Foto 1: formazione di striature sia nei grani ferritici che in quelli austenitici, per l'acciaio nelle condizioni di fornitura ( $R = 0.1$ ,  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ). Evidenza di fessure intergranulari.

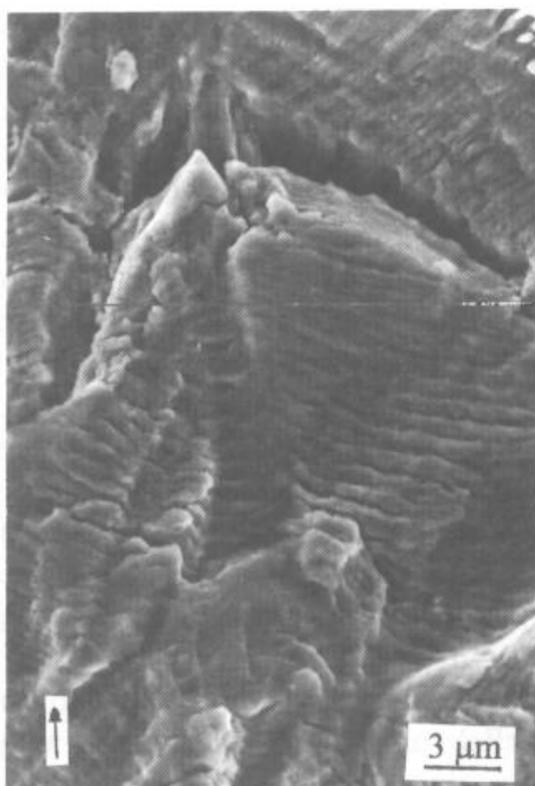


Foto 2: formazione di fessure intragranulari in corrispondenza della variazione di orientamento delle striature (1000 ore a  $375^\circ\text{C}$ ,  $R = 0.1$ ,  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

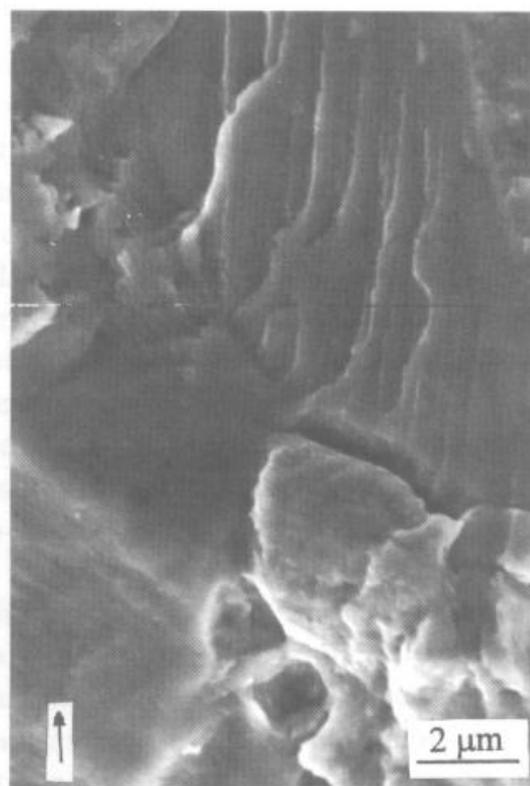


Foto 3: fessure intergranulari in corrispondenza delle interfacce austenite-ferrite (1000 ore a  $375^\circ\text{C}$ ,  $R = 0.1$ ,  $\Delta K = 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).