

# Influenza della microstruttura sulla propagazione di cricche di fatica nelle ghise sferoidali

F. Iacoviello, M. Cavallini

*Le ghise sferoidali riescono ad associare alle caratteristiche positive tipiche delle ghise, come ad esempio l'elevata colabilità, buone proprietà meccaniche, grazie alla particolare forma della grafite, che controlla l'avanzamento delle cricche in modo efficace, così da renderle idonee ad utilizzazioni in campo meccanico. In questo lavoro è stata analizzata la resistenza alla propagazione di cricche di fatica in quattro ghise sferoidali caratterizzate da differenti microstrutture, che vanno dalla matrice completamente ferritica a quella totalmente perlitica. Sono stati utilizzati dei provini di tipo CT sollecitati a fatica secondo la normativa ASTM E647, in aria alla temperatura ambiente, utilizzando una macchina di prova oleodinamica INSTRON 8501, ad una frequenza di 20 Hz, in condizioni di ampiezza di carico costante. Sono stati considerati 3 differenti valori del rapporto di carico ( $R = P_{min}/P_{max} = 0,1; 0,5; 0,75$ ). Le superfici di frattura sono state esaminate con un microscopio elettronico a scansione (SEM). Per tutte e quattro le ghise analizzate sono state effettuate per il rapporto di carico pari a 0,75 tre prove di soglia mediante la tecnica del "load shedding".*

**Parole chiave:** ghisa, fatica, prove meccaniche

## INTRODUZIONE

Le ghise sferoidali sono molto versatili e forniscono buone prestazioni meccaniche ad un costo non elevato. Offrono al progettista la possibilità di scegliere varie combinazioni di proprietà meccaniche, fino a valori della duttilità piuttosto elevati (oltre il 18% di allungamento percentuale a rottura), e di carico a rottura decisamente interessanti (oltre 800 MPa); se sottoposte ad austempering possono raggiungere valori fino a 1600 MPa. E' possibile ottenere quest'ampia variabilità di prestazioni modificando la matrice metallica, in parte agendo sul tenore degli elementi aggiunti, in parte ottimizzando il trattamento termico. Si possono ottenere ghise sferoidali di tipo [1]: ferritico (caratterizzate da una buona duttilità ed una resistenza a trazione comparabile con quella di un acciaio non legato a basso tenore di carbonio); perlitico (caratterizzate da una elevata resistenza a trazione, duttilità e resilienza non elevate); ferrito-perlitico (con proprietà che risultano intermedie a quelle delle ghise sferoidali completamente ferritiche e totalmente perlitiche); martensitico (con una resistenza a trazione molto elevata, ma con livelli inferiori di duttilità e di resilienza); bainitico (con durezza intermedia); austenitico (caratterizzate da una migliore resistenza alla corrosione e da una buona resistenza a trazione); austemperato (caratterizzate da una resistenza a trazione quasi doppia rispetto a quelle con matrice perlitica, con elevato allungamento e tenacità). In ogni caso, la caratteristica comune a tutti questi tipi di ghisa è la forma sferica dei noduli di grafite, caratteristica comune alla quale è legato il loro comportamento [2, 3]. La grafite sotto forma sferoidale manifesta un effetto di intaglio minore rispetto ad altre morfologie meno compatte.

In questo lavoro è stata analizzata l'influenza della matrice sulla resistenza alla propagazione della cricca di fatica. Sono state considerate quattro differenti ghise sferoidali, con microstrutture che vanno da quella completamente ferritica a quella completamente perlitica.

## MATERIALI E PROCEDURE SPERIMENTALI

Le composizioni chimiche delle quattro ghise sferoidali investigate sono date nelle tabelle 1-4. Gli effetti grafitizzanti

C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr	Mg	Sn
3,66	2,72	0,18	0,013	0,021	0,022	0,028	0,043	0,010

Tab. 1 - Composizione chimica della ghisa sferoidale GS350-22 (100% ferrite)

Table 1 - Chemical composition of the ductile iron GS350-22 (100% ferrite)

C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr	Mg	Sn
3,72	2,14	0,31	0,017	0,032	0,049	0,051	0,054	0,026

Tab. 2 - Composizione chimica della ghisa sferoidale GS370-17 (80% ferrite - 20% perlite)

Table 2 - Chemical composition of the ductile iron GS370-17 (80% ferrite - 20% perlite)

C	Si	Mn	S	P	Cu	Cr	Mg	Sn
3,65	2,72	0,18	0,010	0,03	-	0,05	0,055	0,035

Tab. 3 - Composizione chimica della ghisa sferoidale GS500-7 (50% ferrite - 50% perlite)

Table 3 - Chemical composition of the ductile iron GS500-7 (50% ferrite - 50% perlite)

F. Iacoviello

Università di Cassino, Di. M.S.A.T., Cassino (FR)

M. Cavallini

Università di Roma "La Sapienza", Dip. I.C.M.M.P.M., Roma

C	Si	Mn	S	P	Cu	Mo	Ni	Cr	Mg	Sn
3,59	2,65	0,19	0,012	0,028	0,04	0,004	0,029	0,061	0,060	0,098

Tab. 4 - Composizione chimica della ghisa sferoidale GS700-2 (5% ferrite - 95% perlite)

Table 4 - Chemical composition of the ductile iron GS700-2 (5% ferrite - 95% perlite)

di C, Si, P, Cu sono contrastati dalla presenza di Mn, Cr, S, Sn e Mo; la sferoidizzazione è promossa dal Mg. Da notare l'evoluzione dello Sn, forte promotore della perlite. Le frazioni volumetriche delle fasi presenti sono state determinate mediante analisi di immagine computerizzata su 10 campi per 3 campioni per ogni composizione.

La resistenza alla propagazione della cricca di fatica è stata analizzata secondo la normativa ASTM E647 [4], considerando dei provini di tipo CT dello spessore di 11 mm, ed utilizzando una macchina per prove meccaniche oleodinamica INSTRON 8501, in condizioni di ampiezza di carico applicato costante. Le prove sono state effettuate in aria alla temperatura ambiente, con una frequenza di carico applicato pari a 20 Hz, una forma d'onda di tipo sinusoidale e considerando tre differenti valori del rapporto di carico ( $R = P_{min}/P_{max} = 0,1; 0,5; 0,75$ ). La lunghezza della cricca è stata misurata mediante un estensimetro meccanico applicato alla bocca dell'intaglio, tarato nel corso delle prove con misure ottiche ad intervalli regolari.

I risultati delle prove di fatica sono stati interpolati, nella sola zona del II stadio di propagazione, mediante l'impiego della relazione di Paris-Erdogan [5]:

$$da/dN = C \Delta K^m \quad (1)$$

Dopo le prove di resistenza alla propagazione di cricche di fatica, le superfici di frattura sono state osservate per mezzo di un microscopio elettronico a scansione (SEM Philips XL30 ESEM-FEG dotato di EDX).

Oltre alle prove di fatica, sono state effettuate per il solo rapporto di carico  $R = 0,75$  tre prove finalizzate alla determinazione del valore di soglia  $\Delta K_{th}$ , utilizzando le prescrizioni della normativa ASTM E647. Il  $\Delta K$  applicato è stato diminuito secondo la relazione:

$$\Delta K = \Delta K_0 e^{[B(a-a_0)]} \quad (2)$$

dove " $\Delta K_0$ " e " $a_0$ " sono rispettivamente l'ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi iniziale e la lunghezza iniziale della cricca e " $B$ " è il parametro di diminuzione del carico applicato, scelto pari a  $-0,1 \text{ mm}^{-1}$ . Sempre in accordo con la normativa ASTM E647, è stata considerata una velocità di avanzamento pari a  $10^{-10} \text{ m/ciclo}$  come quella caratteristica della soglia.

RISULTATI

I risultati delle prove di propagazione delle cricche di fatica sono illustrati nelle figure 1-4.

Le figure 1-4 mostrano un'evidente influenza dell'effetto di chiusura sulla propagazione delle cricche di fatica [6, 7]. Per ogni ghisa sferoidale si può ottenere infatti la medesima velocità di avanzamento della cricca di fatica per valori sempre più bassi dell'ampiezza del fattore di intensificazione degli sforzi applicato ( $\Delta K$ ) all'aumentare di  $R$ . L'analisi della rugosità superficiale [8], e la mancanza di segni evidenti di ossidazione superficiale nell'analisi della superficie di frattura al microscopio elettronico a scansione (SEM), permettono di ipotizzare nella plasticizzazione dell'apice della cricca il principale meccanismo di funzionamento dell'effetto di chiusura nelle ghise analizzate [9], e nella presenza degli sferoidi, con la conseguente discontinuità della matrice metallica, un meccanismo di rallentamento dell'avanzamento della cricca di notevole importanza.

Riportando nelle figure 5 e 6 le stesse curve di avanzamento della cricca di fatica  $da/dN-\Delta K$  per  $R = 0,1$  e  $0,75$ , è possibile notare che per bassi valori di  $R$  e/o di  $\Delta K$  si ha una ridotta

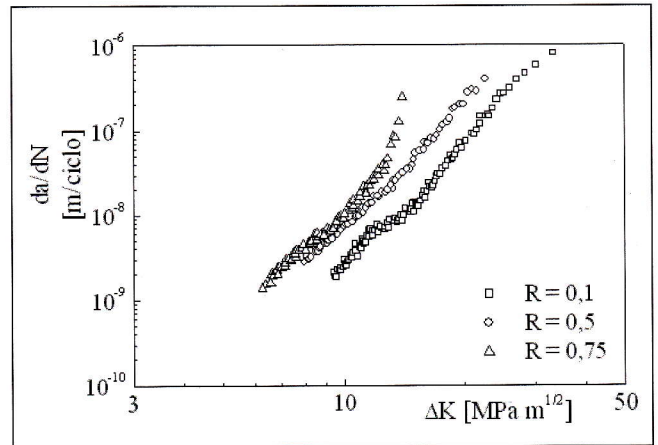


Figura 1: Risultati delle prove di fatica per la GS350-22 (100% ferrite), al variare del rapporto di carico R.

Fig.1 - Fatigue crack propagation tests for GS350-22 (100% ferrite) at different R values.

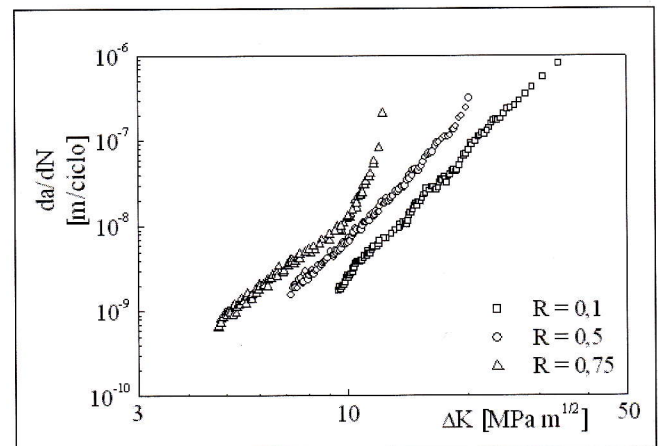


Figura 2: Risultati delle prove di fatica per la GS370-17 (80% ferrite, 20% perlite), al variare del rapporto di carico R.

Fig.2 - Fatigue crack propagation tests for GS370-17 (80% ferrite, 20% perlite) at different R values.

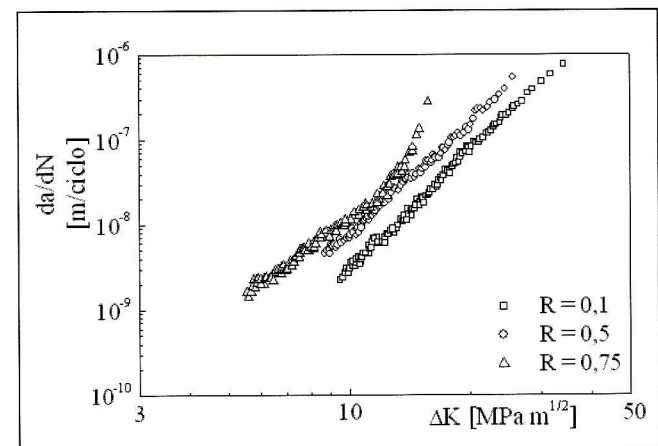


Figura 3: Risultati delle prove di fatica per la GS500-7 (50% ferrite, 50% perlite), al variare del rapporto di carico R.

Fig.3 - Fatigue crack propagation tests for GS500-7 (50% ferrite, 50% perlite) at different R values

influenza della microstruttura sulla propagazione di cricche a fatica, mentre per elevati valori di R e di  $\Delta K$  l'influenza della matrice assume un ruolo importante. Ciò è legato alla presenza degli sferoidi di grafite. Infatti,

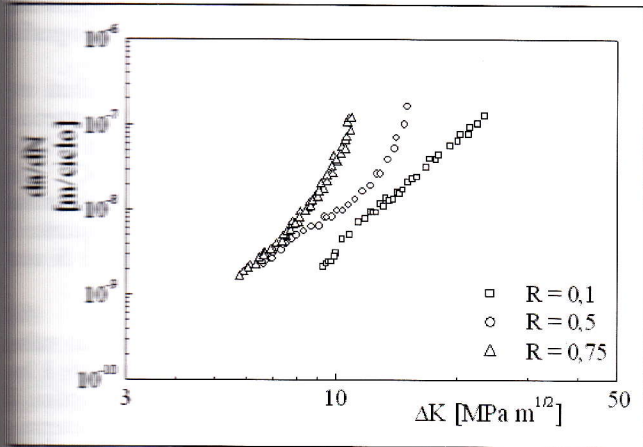


Figura 4: Risultati delle prove di fatica per la GS700-2 (5% ferrite, 95% perlite), al variare del rapporto di carico R.

Fig. 4 - Fatigue crack propagation tests for GS700-2 (5% ferrite, 95% perlite) at different R values.

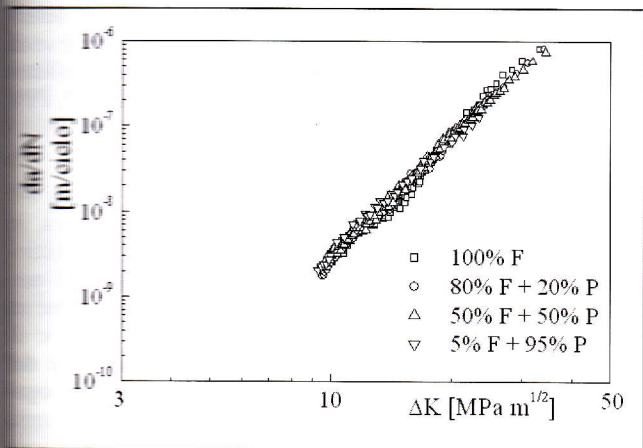


Figura 5: Risultati delle prove di propagazione di cricche di fatica per le quattro ghise (R = 0,1)

Fig. 5 - Fatigue crack propagation results for the 4 ductile irons at R = 0,1

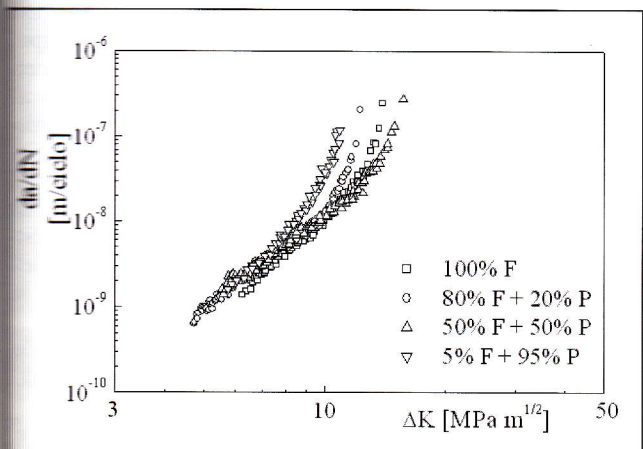


Figura 6: Risultati delle prove di propagazione di cricche di fatica per le quattro ghise (R = 0,75)

Fig. 6 - Fatigue crack propagation results for the 4 ductile irons at R = 0,75.

considerando la scarsa resistenza dell'interfaccia fra sferoidi e matrice metallica (testimoniato dal distacco, debonding, presente per qualunque microstruttura e qualunque condizione di applicazione del carico, e visibile in tutte le frattografie eseguite al SEM), e la conseguente bassa capacità di trasmissione delle sollecitazioni, ne consegue che la presenza degli sferoidi, per elevate condizioni di sollecitazione, è assimilabile a quella di tanti "micropori" presenti nella matrice metallica. Nella fase di apertura (in corrispondenza del  $K_{max}$ ), l'elevata plasticizzazione comporta il distacco degli sferoidi dalla matrice metallica in un'ampia zona davanti l'apice. Durante il ciclo di fatica, per i valori più bassi di K (ovvero in corrispondenza del  $K_{min}$ ), la presenza degli sferoidi impedisce la completa chiusura dell'apice, comportando un effetto di chiusura per "cuneo" simile al meccanismo illustrato da Suresh e Ritchie [6] nel caso della presenza di ossidi sulla superficie di frattura. Inoltre, il raggio di curvatura della zona plastica all'apice della cricca in fase di chiusura è comparabile o addirittura minore del raggio degli sferoidi, con un conseguente arrotondamento dell'apice e, quindi, un ulteriore rallentamento della cricca. Ne consegue un'importanza della matrice metallica inferiore a quella degli sferoidi.

Sia l'effetto "cuneo" che l'arrotondamento dell'apice hanno un'importanza differente in funzione della dimensione della zona plasticizzata all'apice della cricca: se tale zona è comparabile con la dimensione degli sferoidi, questi hanno influenza sull'avanzamento della cricca. Se invece la zona plasticizzata è superiore alla dimensione degli sferoidi, l'influenza dell'effetto di chiusura risulta decisamente ridotta e la velocità di avanzamento macroscopica (da/dN) dipende dalla microstruttura della matrice metallica.

Tali considerazioni sono confermate dall'applicazione della formula di Irwin per il calcolo del raggio di plasticizzazione in corrispondenza di  $K_{min}$  e  $K_{max}$ :

$$r_p = 1/2\pi (K/\sigma_y)^2 \quad (3)$$

I valori di  $r_p$  sono ottenuti considerando le relazioni:

$$K_{max} = \Delta K / (1-R) \quad (4)$$

$$K_{min} = \Delta K R / (1-R) \quad (5)$$

L'applicazione della formula di Irwin non risulta perfettamente rigorosa nel caso delle ghise sferoidali, in quanto la presenza degli sferoidi rende il materiale non omogeneo, comportando una redistribuzione degli sforzi. In ogni caso, i valori che si ottengono servono da riferimento per valutare in prima approssimazione l'entità della plasticizzazione. L'evoluzione dei valori di  $r_p$  è stata analizzata per tre differenti valori di  $\sigma_y$  rappresentativi delle quattro ghise sferoidali investigate e per due differenti valori di R (= 0,1 e 0,75), considerando separatamente ciò che si ottiene applicando valori di sollecitazione tali da generare un  $K_{min}$  oppure un  $K_{max}$  (rispettivamente figure 7 ed 8).

Ricordando che i valori massimi degli sferoidi nelle quattro ghise investigate è di 40-50  $\mu m$ , le figure 7 ed 8 permettono le seguenti considerazioni:

- Per bassi valori di R (ad esempio R = 0,1) i valori di  $r_p$  corrispondenti a  $K_{max}$  (ovvero in fase di apertura della cricca), risultano di 1-3 ordini di grandezza superiori alla dimensione massima degli sferoidi (circa 20-50  $\mu m$ ), mentre i valori di  $r_p$  corrispondenti a  $K_{min}$  risultano confrontabili o addirittura inferiori, per l'intero intervallo di  $\Delta K$  interessato dall'avanzamento a fatica (circa 10-30  $MPa\sqrt{m}$ ). Grazie alla notevole importanza dell'effetto di chiusura, legato a meccanismi sostanzialmente indipendenti dalla matrice metallica, ne consegue una sostanziale indipendenza del comportamento macroscopico della cricca di fatica dalla microstruttura della matrice.
- Nel caso di valori di R elevati (R = 0,75), i valori di  $r_p$  corrispondenti a  $K_{max}$  risultano 2-3 ordini di grandezza superiori alla dimensione massima degli sferoidi, mentre i valo-

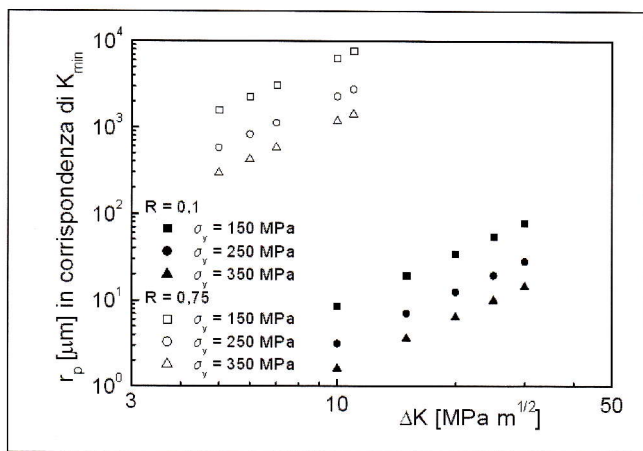


Figura 7: Evoluzione del raggio di plasticizzazione  $r_p$  per due differenti valori di  $R$  e per tre differenti valori di  $\sigma_y$  in corrispondenza di  $K_{min}$ .

Fig. 7: Plastic radius  $r_p$  evolution, for two  $R$  and three  $\sigma_y$  values, corresponding to  $K_{min}$ .

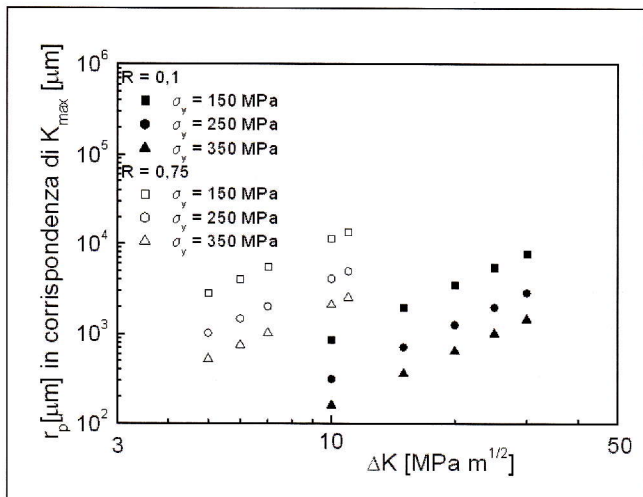


Figura 8: Evoluzione del raggio di plasticizzazione  $r_p$  per due differenti valori di  $R$  e per tre differenti valori di  $\sigma_y$  in corrispondenza di  $K_{max}$ .

Fig. 8: Plastic radius  $r_p$  evolution, for two  $R$  and three  $\sigma_y$  values, corresponding to  $K_{max}$ .

ri di  $r_p$  corrispondenti a  $K_{min}$  risultano confrontabili alle dimensioni degli sferoidi fino a 6-7  $MPa\sqrt{m}$ . Per valori di  $\Delta K$  più elevati i valori di  $r_p$  crescono rapidamente, e gli sferoidi di grafite risultano inferiori di diversi ordini di grandezza. Questo implica che per elevati valori di  $R$ , e bassi valori di  $\Delta K$ , il comportamento macroscopico delle quattro ghise investigate risulta ancora influenzato dalla presenza degli sferoidi, mentre per valori più elevati di  $\Delta K$  l'influenza degli sferoidi è minore, e il comportamento macroscopico della cricca dipende dalla matrice metallica.

I risultati delle prove per la determinazione del valore di soglia  $\Delta K_{th}$  effettuate per  $R = 0,75$  hanno confermato la sostanziale indipendenza di tale valore dalla matrice metallica (tabella 5).

Sebbene il numero delle prove effettuato per ogni ghisa in-

vestigata non permetta alcuna analisi di tipo statistico, si può osservare che il valor medio di 4,1  $MPa\sqrt{m}$ , ottenuto considerando i dodici valori relativi alle quattro ghise investigate, ben rappresenta la soglia per tutte e quattro le ghise, considerando che i valori massimo e minimo misurati sono stati rispettivamente di 4,2 e 3,9  $MPa\sqrt{m}$ . Tale dispersione risulta confrontabile con i valori disponibili in bibliografia [10] per altre leghe.

Applicando la relazione di Paris-Erdogan [4] ai risultati ottenuti nella zona lineare del diagramma  $da/dN-\Delta K$ , otteniamo per ognuna delle prove di propagazione di cricca di fatica una coppia di coefficienti di interpolazione "m-C". Tali coefficienti sono riportati nella figura 9 in un diagramma  $\log C-m$ . Tale diagramma viene spesso utilizzato in quanto è stata osservata da numerosi autori [11-14] la validità di una relazione lineare del tipo:

$$\log C = A + Bm \quad (6)$$

valida per un insieme di prove svolte per un medesimo valore del rapporto di carico. L'interesse della relazione (6) è legata alla possibilità di caratterizzare in modo più semplice il comportamento a fatica di una lega. Infatti, se una determinata lega viene sottoposta ad un insieme di prove svolte nelle medesime condizioni di sollecitazione (stessi  $R$ , frequenza, forma d'onda, condizioni ambientali), le curve di propagazione ottenute risultano affette da una certa dispersione statistica che implica variazioni di  $C$  ed di  $m$  anche decisamente importanti. La relazione (6) permette di considerare tale dispersione. La relazione (6) inoltre permette di determinare le coordinate di un punto comune a tutte le curve di propagazione ottenute nelle medesime condizioni di sollecitazione denominato "Pivot Point" (o "Punto di Polo", PP), dato dalle seguenti relazioni [11-13]:

$$\log(da/dN)_{PP} = A \quad (7)$$

$$\log(\Delta K)_{PP} = -B \quad (8)$$

L'identificazione di questo PP è di estrema importanza, in quanto esso comprende nella sua definizione le informazioni statistiche riguardanti il comportamento a fatica del metallo. Esso infatti non è ottenuto da una sola prova, come ad esempio una singola coppia "C-m", ma da un insieme di prove svolte nelle medesime condizioni. La posizione del PP nel diagramma  $da/dN-\Delta K$  rispetto alle curve di propagazione che rappresenta può variare molto. A volte si presenta all'interno dell'intervallo di  $\Delta K$  in cui è valida la relazione di Paris-Erdogan, nel caso in cui il micromeccanismo di avanzamento prevalente sia di tipo duttile (ad esempio, con una formazione estesa di striature [15]). Altre volte si può presentare per valori di  $\Delta K$  molto elevati, addirittura oltre il valore di  $\Delta K$  corrispondente allo schianto della lega, nel caso in cui fra i micromeccanismi di avanzamento si abbia una notevole importanza della componente fragile (ad esempio, con estese zone di rottura per clivaggio [16]). La conoscenza del PP, specialmente nel caso in cui esso sia contenuto all'interno della zona di validità della relazione di Paris-Erdogan, permette di caratterizzare la resistenza alla propagazione stabile della cricca di fatica. Se sono anche noti i valori di  $K_{IC}$  e di  $\Delta K_{th}$ , con la loro distribuzione statistica, è possibile caratterizzare completamente la resistenza alla propagazione della cricca di fatica, dall'innescò allo schianto, permettendo di individuare la combinazione più conservativa di  $m$ ,  $\log C$ ,  $\Delta K_{th}$ ,  $K_{IC}$  [10]

Nelle ghise analizzate le rette (6) sono caratterizzate da elevatissimi coefficienti di correlazione che, nel caso di  $R = 0,1$

GS350-22 $\Delta K_{th}$ [MPa√m]	GS370-17 $\Delta K_{th}$ [MPa√m]	GS500-7 $\Delta K_{th}$ [MPa√m]	GS700-2 $\Delta K_{th}$ [MPa√m]
3,91	4,09	4,05	3,97
4,05	3,99	4,15	4,08
4,12	4,11	4,15	4,18

Tab. 5 - Risultati delle prove di soglia a  $R = 0,75$  secondo normative ASTM per le quattro ghise investigate

Table 5 - Threshold test results at  $R = 0,75$  according to ASTM standards for the four investigated cast irons.

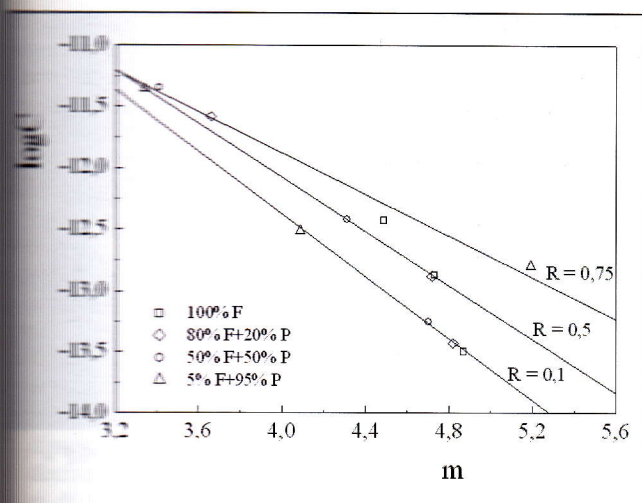


Figura 9: Coefficienti logC ed m della relazione di Paris e rette interpolanti per differenti valori di R.

Fig. 9 - logC and m Paris law coefficients for different R values

ed  $R = 0,5$ , superano 0,999. Nel caso di  $R = 0,75$  il coefficiente di correlazione è leggermente inferiore (comunque sempre elevato, pari a 0,9906). Tali relazioni hanno le seguenti espressioni:

$$\begin{aligned} \log C &= -7,357 - 1,259 m & R &= 0,1 \\ \log C &= -7,673 - 1,101 m & R &= 0,5 \\ \log C &= -8,511 - 0,842 m & R &= 0,75 \end{aligned}$$

Utilizzando le relazioni (7) ed (8) si ottengono le coordinate

R	$(\Delta K)_{PP}$ [MPa√m]	$(da/dN)_{PP}$ [m/ciclo]
0,1	18,1	$4,4 \cdot 10^{-8}$
0,5	12,7	$2,1 \cdot 10^{-8}$
0,75	6,9	$3,1 \cdot 10^{-9}$

Tab. 6 - Coordinate del "Punto di Polo" per i tre rapporti di carico investigati

Table 6 - Pivot point parameters for the three R values

del PP per i tre rapporti di carico investigati (tabella 6). Per tutti i rapporti di carico investigati, il PP si trova all'interno dell'intervallo di validità della relazione di Paris-Erdogan. Si può osservare che per i rapporti di carico più bassi ( $R = 0,1$  e  $0,5$ ) il PP si posiziona approssimativamente al centro dello stadio 2. Le curve di propagazione costituiscono un fascio proprio e, come si può osservare nella figura 5 per  $R = 0,1$ , sono praticamente indipendenti dalla frazione volumetrica delle fasi presenti. Nel caso invece del rapporto di carico pari a  $R = 0,75$ , il PP corrisponde alla transizione fra lo stadio 1 (soglia) e lo stadio 2 di propagazione (zona di Paris): l'influenza dalla microstruttura è più evidente (figura 6) per valori superiori al  $\Delta K_{pp}$ , mentre per valori inferiori si ha una sostanziale coincidenza delle curve di propagazione. Dall'analisi dell'andamento dei coefficienti di Paris in funzione della frazione volumetrica di ferrite (figura 10), ed effettuando delle interpolazioni con polinomi del secondo ordine (con il solo obiettivo di evidenziare l'andamento dei valori sperimentali), si può osservare che, mentre per i rapporti di carico  $R = 0,1$  e  $0,5$  si ha un aumento continuo di m con la frazione di ferrite, con un andamento pressoché asintotico a circa 4,8, per il valore di  $R = 0,75$  si osserva un minimo evidente in corrispondenza di una percentuale di ferrite intorno al 50-60%.

Ricordando che l'interpretazione dei risultati della figura 10 dipende dalla posizione del PP rispetto alle curve di propa-

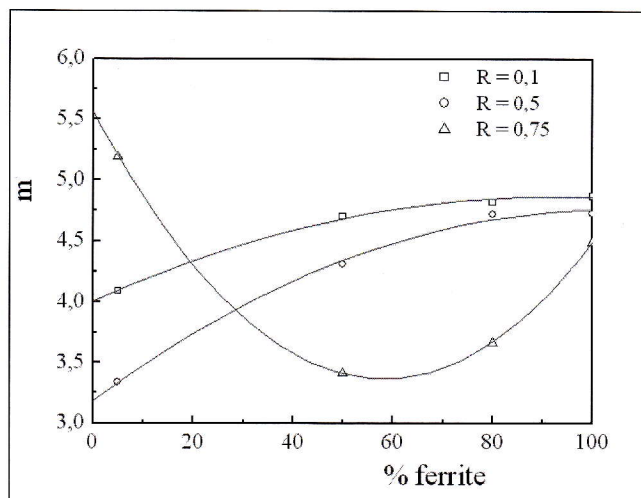


Figura 10: Coefficienti m di Paris in funzione della frazione di ferrite per differenti valori di R.

Fig. 10: m Paris law coefficients as a function of ferrite content at different R values

gazione:

- Nel caso di bassi valori di  $R$  ( $= 0,1; 0,5$ ) la posizione del PP è centrata all'interno della zona di propagazione lineare. In questo caso, nonostante i valori di m si trovino in un intervallo abbastanza ampio, non si avranno differenze molto evidenti nella resistenza alla propagazione della cricca di fatica. Analisi numeriche molto estese effettuate in precedenza dagli autori su leghe non ferrose confermano quantitativamente questa asserzione [17].
- Nel caso di elevato  $R$  ( $= 0,75$ ) il PP si posiziona all'inizio della zona lineare di Paris-Erdogan. Ne consegue che la curva che corrisponde ad una più lenta propagazione della cricca di fatica in condizioni stabili è quella caratterizzata dai più bassi valori di m. La figura 10 permette quindi di individuare in una percentuale di ferrite intorno al 50-60% il valore ottimale per il quale la resistenza alla propagazione della cricca di fatica risulta ottimizzata; fra le quattro ghise investigate, la GS500-7 risulta avere la migliore resistenza alla propagazione della cricca di fatica [17].

Per poter comprendere le ragioni di questo risultato, è necessario procedere all'esame delle superfici di frattura. Come evidenziato dall'analisi al microscopio elettronico a scansione (SEM), per tutte le microstrutture e tutte le condizioni di carico si possono osservare alcune caratteristiche comuni:

- Non si hanno percorsi di avanzamento preferenziale;
- In corrispondenza delle interfacce sferoidi-matrice, si ha un distacco delle particelle di grafite dalla matrice metallica più o meno importante, ma comunque sempre evidente;
- Non si osserva una macroscopica ossidazione della superficie della frattura.

Oltre a queste morfologie comuni, si possono osservare alcuni micromeccanismi di avanzamento che dipendono dalla microstruttura della ghisa in esame.

Le figure 11-14 mostrano la morfologia della superficie di frattura per le differenti microstrutture, per lo stesso valore del  $\Delta K$  ( $= 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) e di  $R$  ( $= 0,1$ ): Nonostante che per tali valori di  $R$  e di  $\Delta K$  non si abbiano nette differenze sul comportamento macroscopico della cricca (le velocità di avanzamento  $da/dN$  sono praticamente identiche, figura 5), sono evidenti le differenti morfologie relative alle differenti microstrutture, che vanno da una microdutilità con formazione di "dimples" e presenza di cricche secondarie per la ghisa completamente ferritica (figura 11), alla presenza di una certa frazione di clivaggio per la ghisa con piccola frazione volumetrica di perlite (figura 12), alla presenza di un

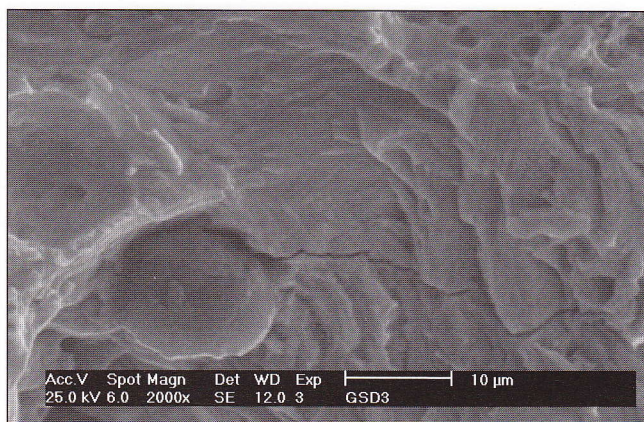


Figura 11: Analisi al SEM della superficie di frattura (100%F; R = 0.1;  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

Fig.11: SEM fractography (100%F; R = 0.1;  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

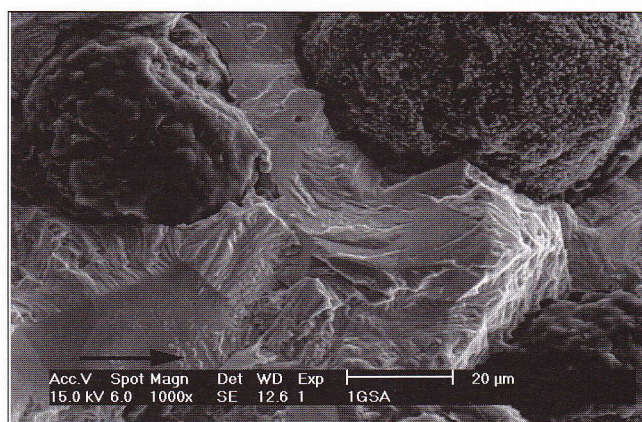


Figure 12: Analisi al SEM della superficie di frattura (80%F + 20%P; R = 0.1;  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

Fig.12: SEM fractography (80%F + 20%P; R = 0.1;  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

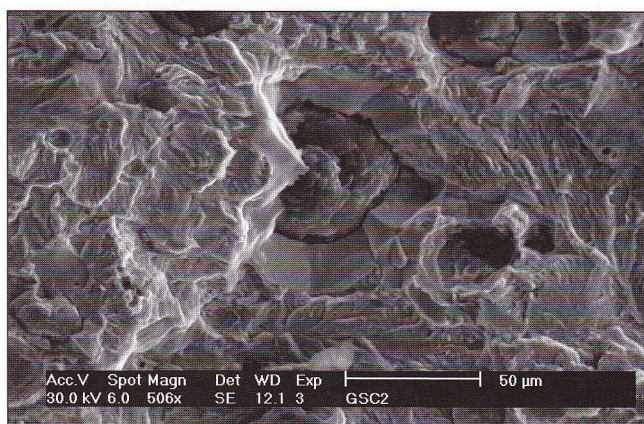


Figura 13: Analisi al SEM della superficie di frattura (50%F + 50%P; R = 0.1;  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

Fig.13: SEM fractography (50%F + 50%P; R = 0.1;  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

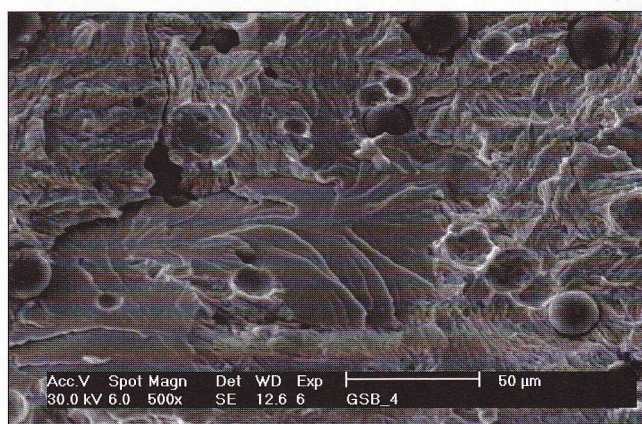


Figura 14: Analisi al SEM della superficie di frattura (5%F + 95%P; R = 0.5;  $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

Fig.14: SEM fractography (5%F + 95%P; R = 0.5;  $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).

esteso clivaggio per i gusci ferritici che si formano intorno ai noduli di grafite e presenza di striature fragili (figura 13), fino alla formazione della morfologia detta "a delta di fiume" per la ghisa a matrice prevalentemente perlitica (figura 14). Tali differenze morfologiche sussistono anche per quelle condizioni di carico per le quali esistono differenze nel comportamento macroscopico ( $R = 0,75$ ).

Questi differenti micromeccanismi di avanzamento riescono ad influenzare il comportamento macroscopico della cricca solo per quelle condizioni di carico per le quali la dimensione degli sferoidi di grafite risulta trascurabile rispetto alle dimensioni delle zone plasticizzate corrispondenti ai valori di  $K_{\text{max}}$  e di  $K_{\text{min}}$ . In tali condizioni, corrispondenti ad elevati valori di R ed a valori di  $\Delta K$  medio alti, la microstruttura "duplex" della ghisa sferoidale GS500-7 (50% ferrite - 50% perlite), costituita da una matrice perlitica con gli sferoidi di grafite circondati da un guscio di ferrite, impedisce la propagazione di cricche secondarie importanti e limita la formazione estesa di zone di frattura con morfologia a "delta di fiume". Inoltre, nella zona plasticizzata di fronte all'apice della cricca, in corrispondenza del  $K_{\text{max}}$ , la maggiore deformabilità dei gusci ferritici rispetto alla matrice perlitica implica, in corrispondenza del  $K_{\text{min}}$ , uno stato di sollecitazione residua di compressione che tende a chiudere l'apice della cricca in corrispondenza degli stessi gusci di ferrite. Questo meccanismo comporta, a parità di condizioni di sollecitazione, una velocità di avanzamento macroscopica minore rispetto alle altre condizioni microstrutturali.

Nel caso invece di condizioni di sollecitazione all'apice della cricca tali da formare una zona plasticizzata di dimensioni comparabili con le dimensioni degli sferoidi, l'effetto di chiusura indotto dalla presenza degli sferoidi risulta indipendente dalla matrice metallica e risulta di importanza tale da implicare un comportamento macroscopico sostanzialmente indipendente dai micromeccanismi di avanzamento.

### CONCLUSIONI

In questo lavoro è stata analizzata l'influenza delle condizioni di carico e della microstruttura sulla resistenza alla propagazione della cricca di fatica nelle ghise sferoidali. Sono state considerate quattro differenti ghise sferoidali, con matrici che vanno da quella completamente ferritica a quella completamente perlitica. Le prove di propagazione di cricca sono state eseguite seguendo la normativa ASTM E647 e considerando tre differenti rapporti di carico ( $R = 0,1; 0,5; 0,75$ ). Per il valore di R di 0,75 sono state inoltre effettuate prove per l'identificazione della soglia, ripetute tre volte. Dai risultati delle prove di fatica e dalla analisi al microscopio elettronico a scansione, si possono trarre le seguenti conclusioni:

- La resistenza alla propagazione delle ghise sferoidali ferrito-perlitiche risulta influenzata dalla presenza degli sferoidi di grafite, dalla microstruttura della matrice metallica e dalle condizioni di sollecitazione;

- Nel caso di condizioni di sollecitazione tali da ottenere in fase di chiusura (ovvero in corrispondenza del  $K_{min}$ ) dimensioni della zona plasticizzata all'apice della cricca comparabili con le dimensioni degli sferoidi (bassi valori di  $R$  e/o di  $\Delta K$ ), il comportamento macroscopico delle cricche non risulta influenzato dalla matrice metallica, nonostante le quattro ghise investigate mostrino al SEM micromeccanismi di avanzamento decisamente differenti. Per tali condizioni l'effetto di chiusura, legato all'effetto di "cuneo" degli sferoidi e l'arrotondamento dell'apice della cricca, risulterà avere un'importanza maggiore rispetto ai micromeccanismi di avanzamento, dipendenti dalla microstruttura della matrice metallica.
- Nel caso di condizioni di sollecitazioni tali da ottenere in fase di chiusura (ovvero in corrispondenza del  $K_{min}$ ) delle dimensioni della zona plasticizzata all'apice della cricca decisamente superiori a quelle degli sferoidi (elevati valori di  $R$  e di  $\Delta K$ ), il comportamento macroscopico della cricca sarà influenzato dalla microstruttura e dai micromeccanismi di avanzamento. Per queste condizioni di sollecitazione, la ghisa sferoidale GS500-7 (50% ferrite - 50% perlite), mostra la migliore resistenza alla propagazione della cricca di fatica. Tale comportamento è legato alla sua microstruttura costituita da una matrice perlitica all'interno della quale la ferrite si presenta sotto forma di gusci intorno agli sferoidi grafiteici. Tale morfologia implica un ulteriore effetto di chiusura dell'apice grazie al differente comportamento della ferrite e della perlite.

RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia la Fonderghisa S.p.A. che ha fornito materiali ed assistenza tecnica per lo svolgimento di questa ricerca.

BIBLIOGRAFIA

1. C. Labrecque and M. Gagné, "Ductile iron: fifty years of continuous development" Canadian Metallurgical Quarterly, (1998), 37, 5, 343.
2. C. Berdin, M.J. Dong and C. Prioul, "Local approach of damage and fracture toughness for nodular cast iron" Engineering Fracture Mechanics, (2001), 68, 9, 1107.
3. K. Tokaji, T.Ogawa and K. Shamoto, "Fatigue crack propagation in spheroidal cast irons with different microstructures", Fatigue (1994), 16, 344.
4. ASTM Standard Test Method for Measurements of Fati-

- gue Crack Growth Rates (E647-93), Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, (1993).
5. P.C. Paris, "A rational analytic theory of fatigue", The trend of Engineering at the University of Washington, 1961; 13(1), 9.
6. R.O. Ritchie and S.Suresh, "Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology", Metal Trans. A, vol.13A, (1981), 937.
7. F.Iacoviello, M. Cavallini, "Influenza della microstruttura sulla resistenza alla propagazione di cricche di fatica nelle ghise sferoidali", 28° Convegno Nazionale AIM, Milano 8-10 novembre 2001, 2, 1029.
8. F. Iacoviello, W. Polini, "Influenza della matrice sulla propagazione di cricche di fatica nelle ghise sferoidali", La Metallurgia Italiana, luglio-agosto 2000, 31.
9. W. Elber, "The significance of crack closure", ASTM STP 486 (1971), 230.
10. F. Iacoviello, "Statistical behaviour of DK threshold values and life prediction analysis in 2091 Al-Li alloy", Int. J. of Fatigue (2000), 22, 657.
11. T. Yokobori, "A critical evaluation of mathematical equations for fatigue crack growth with special reference to ferrite grain size and monotonic yield strength dependence", ASTM STP 675 (1979), 683.
12. A. Iost, J. Leseage, "On the existence of a pivot point for stage II fatigue crack growth", J. Eng. Fract. Mech. (1990), 36, 585.
13. F.Iacoviello, M. Cavallini, "A statistical analysis of fatigue crack growth in a 2091 Al-Cu-Li alloy", Int. J. of Fatigue (1995), 17 (2), 135.
14. F. Bergner, G. Zouhar, "A new approach to the correlation between the coefficient and the exponent in the power law equation of fatigue crack growth", Int. J. of Fatigue (2000), 22, 229.
15. F. Iacoviello, M. Boniardi, G.M. La Vecchia "Fatigue crack propagation in austeno-ferritic stainless steel 22 Cr 5 Ni", International Journal of Fatigue, vol.21, Ottobre 1999, pp.957-963.
16. F. Iacoviello, V. Di Cocco, M. Cavallini, A. Molinari "Resistenza alla propagazione di cricche di fatica in un acciaio inossidabile austeno-ferritico sinterizzato", XXIX Convegno AIM, 13-15 novembre 2002, Modena, n. 153
17. F.Iacoviello, M. Cavallini, "Fatigue models for Al alloys", Int. J. of Fatigue (1991), 13 (6), 442.

A B S T R A C T

THE INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE ON FATIGUE CRACK GROWTH PROPAGATION IN DUCTILE IRONS

Ductile irons show well-known useful properties, such as good castability and satisfactory fatigue crack growth control. The effect of graphite shape on cast iron fatigue has been already considered in the literature. The purpose of this work is to compare the fatigue behaviour of four ductile irons with different ferrite and perlite content, ranging from 100% ferrite to 95% perlite. According to the ASTM E647 standards, CT specimens ( $B = 11$  mm) have been tested by means of an aleodynamic INSTRON 8501 machine in air at 20 Hz, in constant load amplitude conditions. Three different load ratio conditions have been chosen ( $R = 0.1, 0.5$  and  $0.75$ ) for each composition (figg. 1-4). The threshold values have been measured only for the latter loading condition. The experimental results have been discussed in terms of Paris-Erdogan fatigue crack propagation model (stage II), with the help of metallo-

graphic and fractographic evidences. The pivot points for the three different loading conditions have been calculated. Different fracture morphologies have been reported (figs. 11-14). The matrix microstructure seems not to play a primary role in fatigue crack growth control except for the higher  $R$  and  $\Delta K$  values. The presence of spheroidal graphite thus implies an homogeneous fatigue crack growth behaviour for the lower stress intensities. Crack tip plasticity induced and graphite spheroids wedging mechanism are responsible of this behaviour. Differences in crack propagation resistance among investigated cast iron are evident only for higher  $R$  and  $\Delta K$  values, because of the different propagation micromechanisms in ferrite and perlite. For these loading conditions, the best behaviour is connected to GS500-7 (50% ferrite - 50% perlite) cast iron, because of the distribution of ferrite shells around graphite spheroids in perlite matrix, and the different ductile behaviour of perlite and ferrite constituents that implies an increasing of closure effect on ferrite grains.