

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

**RESISTENZA A FATICA DI
COMPONENTI AUTOMOBILISTICI IN AlSi7Mg**

Stefano Beretta °, Tommaso Giunti †

° Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica
Piazza Leonardo da Vinci 32, 20133 Milano

† Centro Ricerche Fiat, Div. Processi e Materiali
Strada Torino 50, 10043 Orbassano (To)

PAROLE CHIAVE: Getti, difetti, lega leggera, resistenza a fatica

SOMMARIO

Il calcolo della resistenza a fatica di componenti fusi in lega Al riveste un particolare interesse scientifico ed applicativo, in quanto i moderni metodi per la stima della resistenza fatica in pezzi contenenti difetti non sono applicabili alle leghe Al. In questa memoria viene affrontata l'analisi della resistenza a fatica di componenti automobilistici in lega AlSi7Mg ottenuti per fusione, esaminando due serie di prototipi di bracci di sospensione vettura. Lo studio ha permesso di elaborare una metodologia, nella quale i difetti sono assimilati a cricche, per il calcolo della resistenza a fatica di tali componenti

1. INTRODUZIONE

Il calcolo della resistenza a fatica di componenti contenenti difetti, per effetto di processi tecnologici quali fusione e stampaggio, è un problema di notevole interesse soprattutto nel caso di pezzi in grande serie per i quali è necessario stimare il limite inferiore della resistenza a fatica di un lotto.

In accordo con le più moderne metodologie, il limite di fatica in presenza di difetti può con successo essere stimato assimilando i difetti a microcricche e calcolando lo sforzo ciclico limite a cui tali cricche equivalenti non propagano. Poichè le soglie di propagazione delle microcricche dipendono dalla dimensione delle cricche stesse, tendendo al valore $\Delta K_{th,lc}$ caratteristico del materiale per cricche lunghe, questo tipo di

approccio necessita la descrizione della variazione del ΔK_{th} nel range delle dimensioni dei difetti in esame [1].

Le formulazioni che meglio descrivono il comportamento delle microcricche e dei difetti in acciai e ghise, per difetti nel campo 50-1000 μm , sono quelle proposte da Murakami-Endo [2-3], basate sulla misura dell'area del difetto e della durezza Vickers della matrice. In particolare la relazione proposta, per $R=-1$, è:

$$\Delta K_{th} = 3.3 \cdot 10^{-3} \cdot (Hv + 120) \cdot (\sqrt{area})^{1/3} \quad (1)$$

nella quale Hv è la durezza della matrice, che rappresenta il parametro caratterizzante il materiale, e \sqrt{area} è il parametro geometrico che permette di calcolare agevolmente il SIF in cricche e difetti tridimensionali aventi qualsiasi forma [4].

Non vi sono conferme sperimentali all'applicabilità di tale formulazione nel caso dei getti in lega leggera, poichè per tale classe di materiali la durezza della matrice non è parametro microstrutturale significativo [5,6]. La ampia mole di studi effettuati [7-17] sulla propagazione delle cricche in leghe Al per fusione è caratterizzata da una notevole dispersione dei risultati, dalla quale non emerge alcuna relazione tra le soglie di propagazione delle cricche ed i parametri microstrutturali (DAS, CPUA) che meglio caratterizzano questi materiali.

Inoltre i modelli finora adottati per descrivere la relazione tra ΔK_{th} e dimensione della cricca in leghe di Al per getti [10,14-16] sono riconducibili al modello di El-Haddad e risultano quindi validi solo per cricche e difetti di dimensioni considerevoli [1].

L'oggetto del presente lavoro è la proposta di una metodologia, nella quale i difetti sono assimilati a cricche, per il calcolo della resistenza a fatica di componenti automobilistici in lega AlSi7Mg ottenuti per fusione. Lo studio ha avuto come oggetto provini prelevati da 2 serie diverse di componenti aventi diversa microstruttura, al fine di valutare la dipendenza tra resistenza a fatica del componente e le caratteristiche microstrutturali risultanti dal processo tecnologico.

Lo sviluppo della metodologia si è articolato nelle seguenti fasi:

- prelievo di provini da 2 serie di componenti automobilistici,
- rilievo sperimentale delle soglie di propagazione di cricche aventi dimensioni diverse, ricavando la relazione ΔK_{th} e dimensione delle cricche stesse.
- analisi delle difettosità dei componenti al fine di ricavare le dimensioni dei difetti con assegnati tempi di ritorno.

I risultati ottenuti hanno permesso di comparare il comportamento a fatica dei due componenti, giungendo a stimare il limite inferiore delle resistenza a fatica di lotti di pezzi dei due bracci sospensione.

2. ESPERIMENTI

2.1 Materiale

I componenti oggetto della presente ricerca sono due prototipi di bracci per sospensione vettura (fig. 1), nel seguito chiamati componente A e componente B, realizzati per mezzo di colata in conchiglia a bassa pressione in leghe Al.

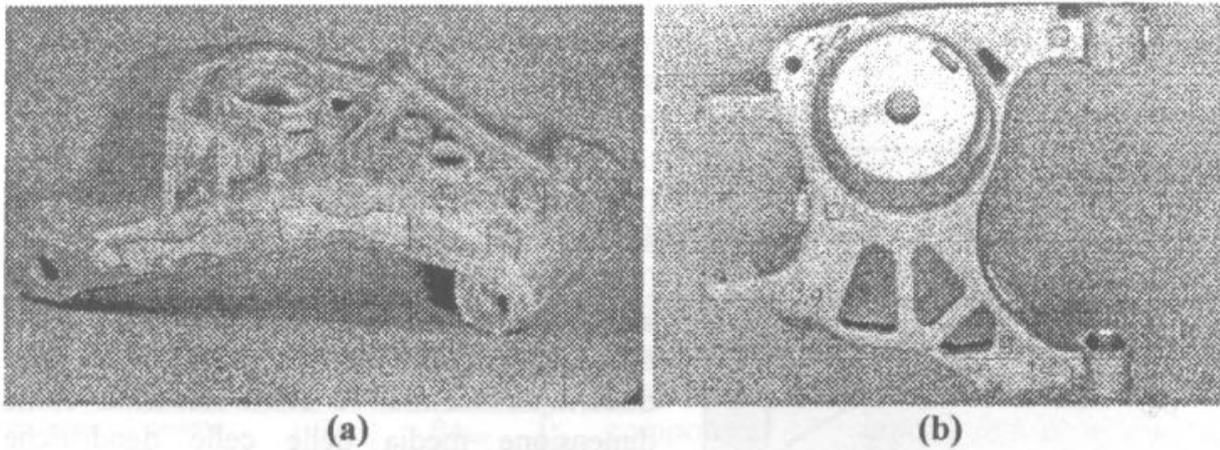


Fig. 1. I due bracci per sospensione esaminati: componente A e componente B.

La composizione chimica delle due leghe di cui sono costituiti i componenti sono riportate in tab. I.

Tab. I - Composizione chimica (% in peso) delle leghe, a base Al, dei due bracci.

lega	Si	Mg	Cu	Zn	Ni	Fe	Mn	Ti	Pb	Sn	Cr
A	6.58	0.31	0.07	tracce	0.02	0.13	0.05	0.06	tracce	tracce	tracce
B	7.00	0.81	0.06	tracce	0.02	0.08	0.01	0.03	tracce	tracce	0.16

Le composizioni chimiche dei due materiali, entrambi classificabili come AlSi7Mg, sono molto simili eccetto che per il tenore di Fe e Cr. Va annotato come tali alliganti, pur se in quantità modeste, possano influenzare sensibilmente le proprietà microstrutturali ed a fatica delle leghe Al [5,6].

Tab. II - Caratteristiche meccaniche

lega	R _m [MPa]	R _{p0.2} [MPa]	A [%]
A	302	222	7.7
B	295	228	6.6

Le caratteristiche meccaniche dei due materiali, ricavate sulla base di prove di trazione su provini ricavati in diverse zone dei bracci sospensione, sono riportate in tab. II.

2.2 Prove di fatica

Lo studio delle proprietà a fatica dei due componenti è stato effettuato mediante prove di fatica assiale su provini ricavati dai bracci stessi. In particolare sul componente A sono stati ricavati provi piatti a clessidra avente spessore 4 mm e larghezza 8 mm, mentre sul componente B è stato possibile prelevare sia provini piatti a clessidra, aventi sezione minima di 12x4 mm, sia provini tondi a clessidra aventi diametro minimo di 4.5 mm.

Le prove di fatica assiale sono state eseguite su un vibroforo AMSLER della capacità di 10 kN, operante a frequenze di 140-160 Hz, adottando rapporti di ciclo R=-1 ed R=0. La ricerca del limite di fatica è stata effettuata sia sottoponendo alcuni campioni a prove tipo "step" [18] sia con sequenze stair-case brevi [19] (interruzione prove a 10⁸ cicli).

2.3 Parametri Microstrutturali

Al fine di correlare i risultati delle prove di fatica e delle soglie di propagazione delle cricche con la microstruttura del materiale, sono stati esaminati diversi provini utilizzati per le prove di fatica. La metodologia di analisi è consita in una lappatura dei provini su

3 diverse giaciture ed un successivo rilievo fotografico con il microscopio ottico delle

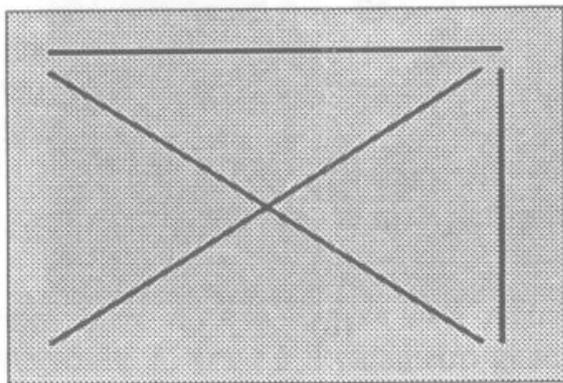


Fig. 2 - Schema di misura del CPUL
(Cells per Unit Length)

superfici lappate. I parametri presi in esame per la descrizione della microstruttura delle tre serie di provini di fatica sono il DAS (Dendrite Arm Spacing) ed un parametro, nel seguito chiamato CPUL, simile al CPUA (Cells per Unit Area). Il primo parametro è stato misurato sulle micrografie come dimensione media dei bracci secondari delle dendriti, il secondo è stato misurato come dimensione media delle celle dendritiche misurate lungo 4 diverse direzioni fig. 2 (area di misura 2.4x1.8 mm).

2.4 Soglie di propagazione dei difetti

In accordo con l'approccio di Murakami-Endo il limite di fatica di un materiale contenente un difetto coincide con lo sforzo ciclico limite cui il difetto, assimilato ad una cricca, non propaga. Conoscendo quindi il livello di sforzo corrispondente al limite di fatica di un pezzo contenente un difetto, è possibile calcolare il ΔK_{th} (ΔK range) per tale difetto considerando che il SIF può essere calcolato con le formule [4]:

$$\Delta K = 0.65 \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot \sqrt{area}} \quad - \text{difetti superficiali} \quad (2)$$

$$\Delta K = 0.5 \cdot \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot \sqrt{area}} \quad - \text{difetti interni} \quad (2')$$

Al fine di calcolare le soglie di propagazione delle tre serie di provini esaminati, sono stati rilevati e misurati, tramite osservazione al SEM, i difetti all'origine del cedimento nei provini, soggetti alle prove "step", per i quali era stato determinato il limite di fatica.

2.5 Ricerca dei difetti

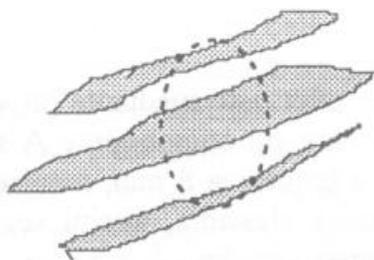


Fig. 3 - Schema del rilievo dei difetti
tramite le lappature.

Al fine di caratterizzare la morfologia e distribuzione caratteristica dei difetti nelle due serie di componenti oggetto della ricerca, è stata eseguita un'ampia campagna di prove per misurare le disomogeneità caratteristiche delle tre serie di provini estratte dai componenti. Il rilievo è stato eseguito con due diverse metodologie: rilievo frattografico dei difetti all'origine del cedimento nei provini rotti per fatica e ricerca delle disomogeneità tramite lappature longitudinali su provini che non avevano mostrato difetti [20] (vedasi fig. 3).

La misura della dimensione dei difetti, condotta con lo scopo di calcolarne il SIF, è stata effettuata calcolando il parametro \sqrt{area} , espresso come la radice quadrata della proiezione del difetto su un piano perpendicolare alla direzione dello sforzo agente [4].

3. DISCUSSIONE DEI RISULTATI

3.1 Prove di fatica

I diagramma S-N ottenuti ad $R=-1$ delle tre serie di provini sono rappresentati in fig. 4 ed i limiti di fatica, espressi in termini di componente alternata dello sforzo applicato, in sono riportati tab. III.

Tab. III - Limiti di fatica delle tre serie di provini esaminate

materiale	provino	R	Sa _{lim} [MPa]
A	piatto	-1	43
	piatto	0	39
B	piatto	-1	65
	tondo	-1	40

I risultati mostrano, pur a fronte della tipica dispersione delle leghe Al fuse [5,21], come le proprietà a fatica del materiale estratto dal componente A siano inferiori a quelle del provini piatti del componente B, che mostra una resistenza a fatica molto simile al componente A per i provini tondi estratti dalle zone a maggiore spessore.

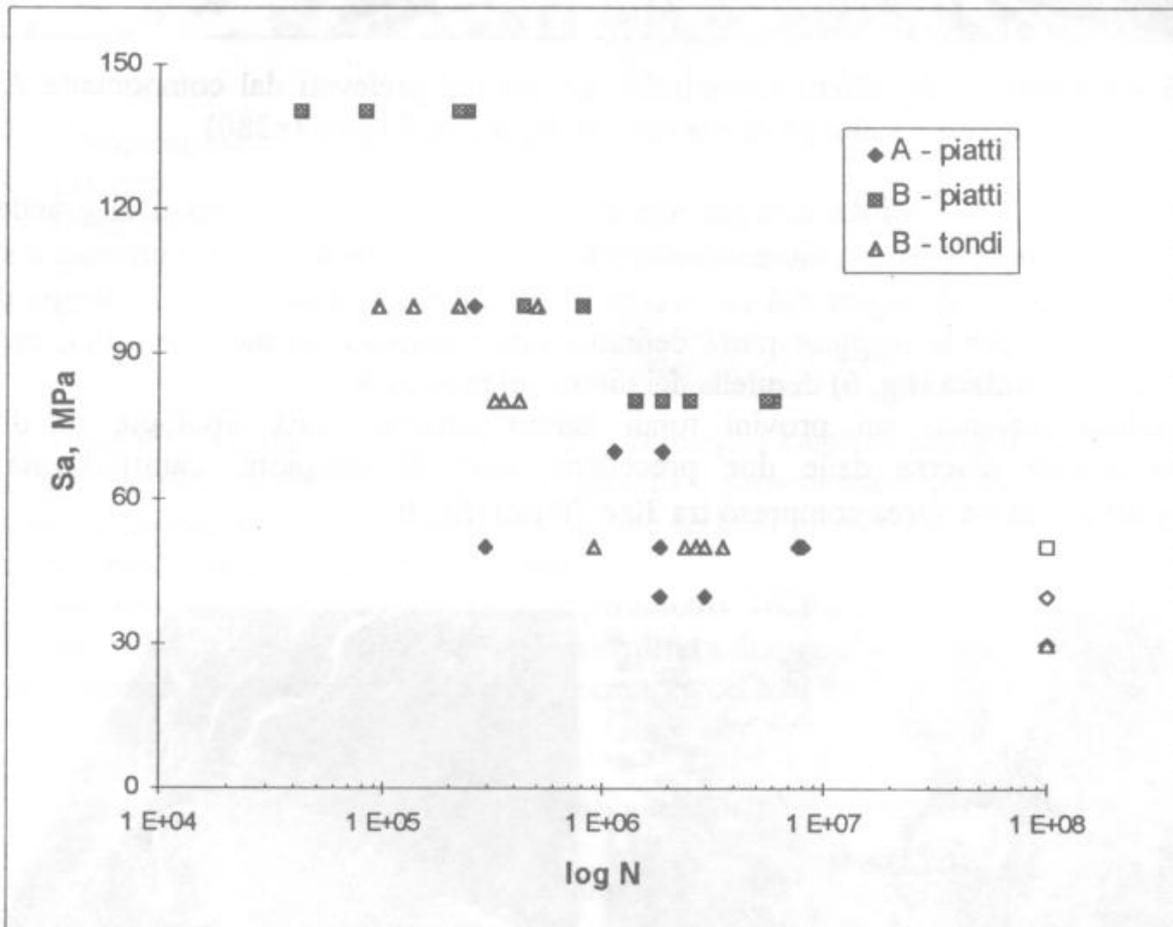


Fig. 4 - Diagrammi S-N delle tre serie di campioni prelevati dai bracci sospensione.

L'esame frattografico dei provini rotti ha rivelato come la tipologia degli inneschi delle rotture sia molto diversa nelle tre serie di provini.

I provini del materiale A sono caratterizzati da una difettosità uniformemente diffusa nella matrice metallica. Le disomogeneità sono classificabili come porosità da sviluppo di gas [10], caratterizzate da una forma tondeggianti, e cavità da ritiro interdendritiche, caratterizzate da una morfologia più tormentata (fig. 5). Le dimensioni di tali difetti,

espressa in termini del parametro $\sqrt{\text{area}}$, sono risultate comprese nell'intervallo 100-500 μm .

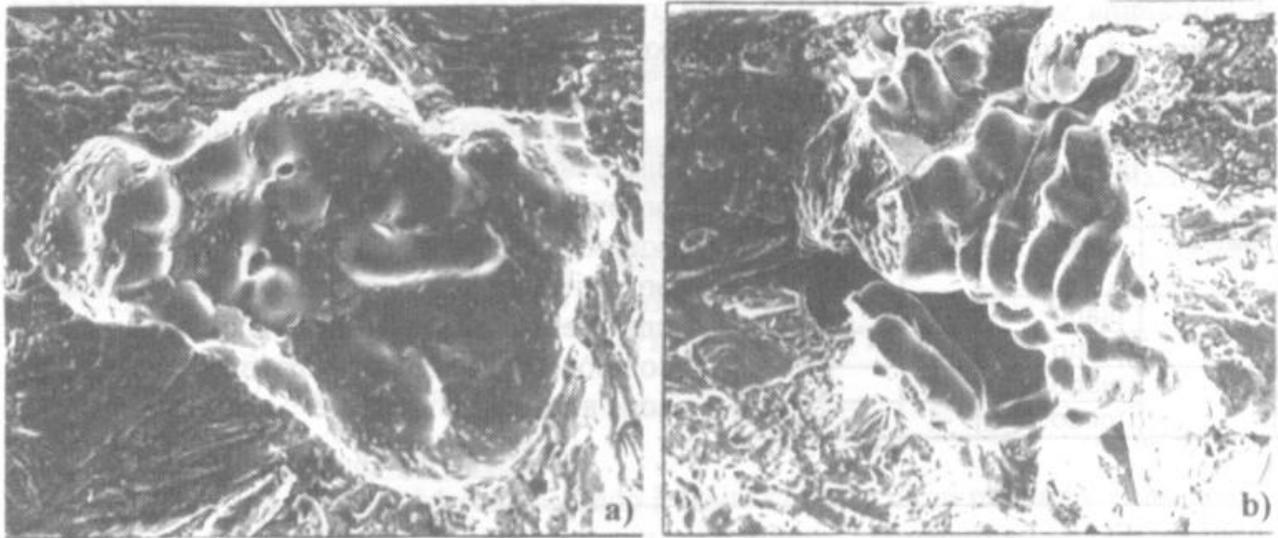


Fig. 5 - Morfologie dei difetti riscontrabili sui provini prelevati dal componente A: a) poro dovuto a sviluppo di gas (x400); b) cavità di ritiro (x280).

I provini piatti prelevati dal componente B hanno mostrato difetti isolati di grandezza maggiore dei precedenti con dimensioni tipiche nel range 300-600 μm (in un caso è stato rilevato un difetto all'origine del cedimento avente $\sqrt{\text{area}} = 1340 \mu\text{m}$). La forma delle disomogeneità, per la maggior parte definibili come macro-ritiri interdendritici, appare molto più tormentata (fig. 6) di quella dei difetti sui provini A.

I difetti rinvenuti sui provini tondi hanno mostrato una tipologia di difetti completamente diversa dalle due precedenti serie di campioni, caratterizzata da micropori aventi un $\sqrt{\text{area}}$ compreso tra 30 e 70 μm (fig. 6.b).

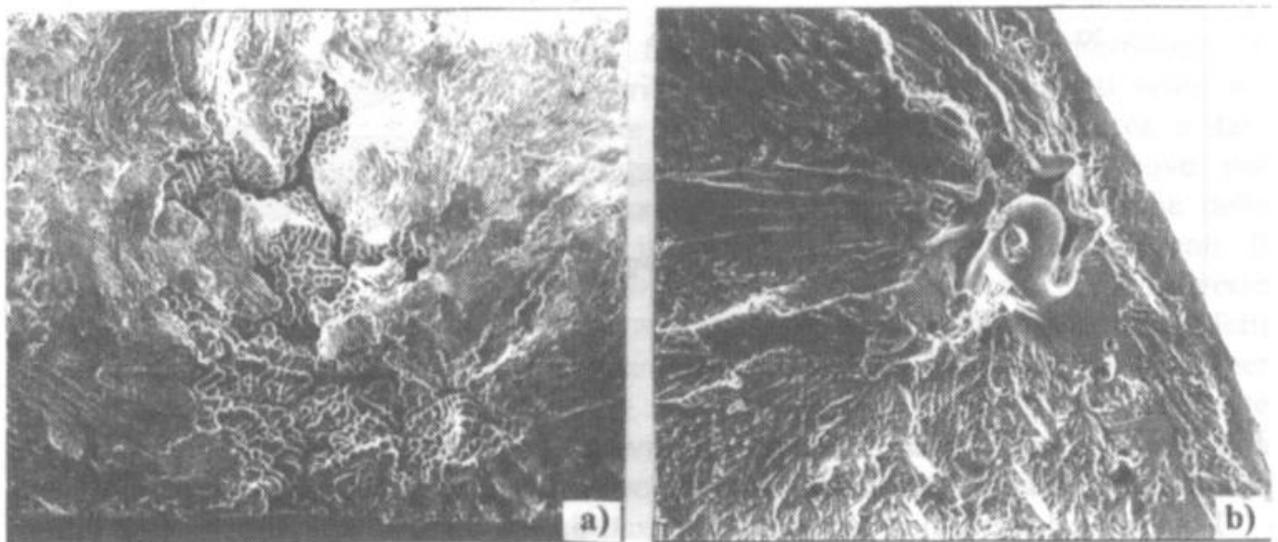


Fig. 6 - Difetti tipici dei provini prelevati dal componente B: a) macro-ritiro interdendritico di un provino piatto (x66); b) microdifetto in un provino tondo (x300).

3.2 Microstruttura

Le microstrutture delle tre serie di provini prelevate dai componenti sono riportate in fig. 7. Le micrografie evidenziano come la tessitura del materiale costituente i provini B piatti sia la più fine e come nel materiale A sia presente la difettosità diffusa già evidenziata nell'osservazione frattografica. In entrambe le serie di campioni estratti dal componente B è stato possibile rilevare dei micropori simili a quelli evidenziatesi dall'osservazione frattografica dei provini tondi.

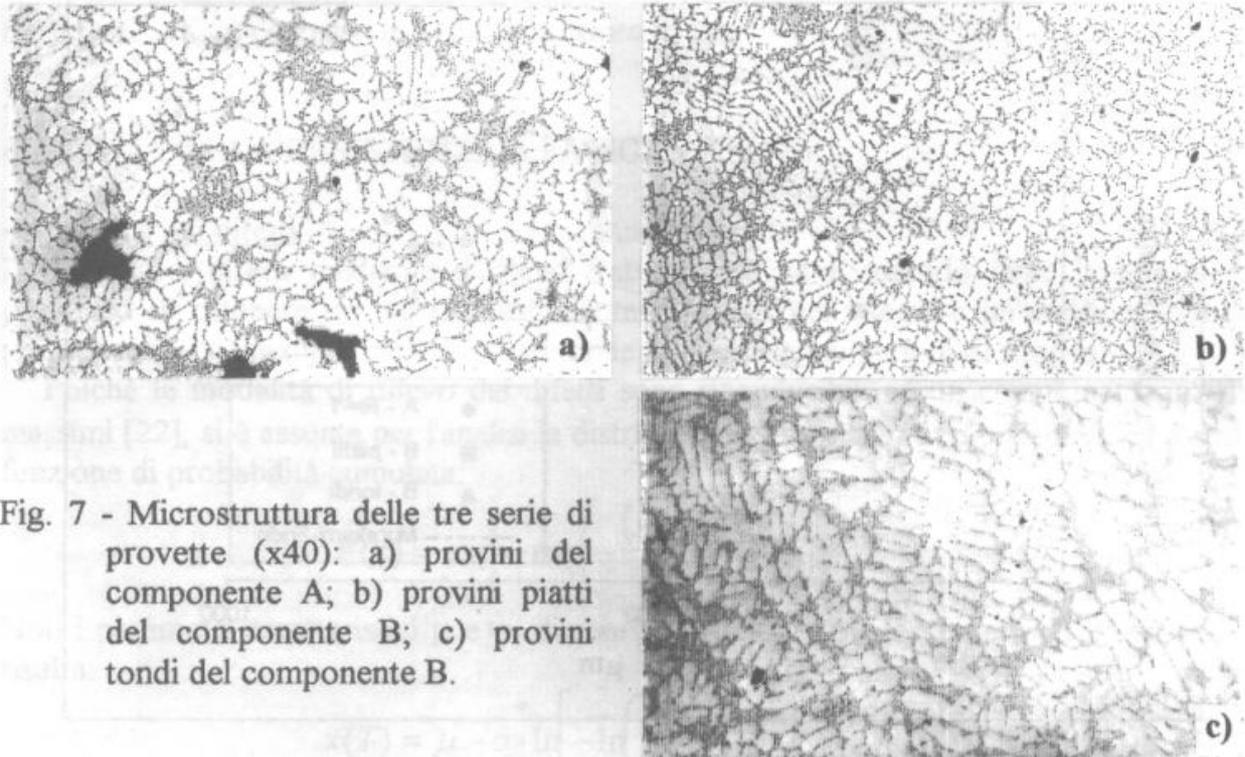


Fig. 7 - Microstruttura delle tre serie di provette (x40): a) provini del componente A; b) provini piatti del componente B; c) provini tondi del componente B.

L'analisi quantitativa (tab. IV) dei parametri che meglio caratterizzano la microstruttura delle leghe Al fuse conferma quanto già osservato. I provini piatti del materiale B hanno il più basso valore del DAS, mentre le altre due serie di provini mostrano valori di tale parametro non significativamente differenti.

Va annotato che l'elevato valore del parametro 1/CPUL per i provini tondi del componente B è dovuto al fatto che la microstruttura di questi provini è poco uniforme e caratterizzata da dentriti molto ramificate accanto a celle di dimensioni molto grandi (fig. 7.c).

Tab. IV - Risultati relativi alle misure dei parametri microstrutturali.

serie	DAS medio [μm]	DAS scarto [μm]	1/CPUL medio [μm]	1/CPUL scarto [μm]
A	34.8	7.9	51.6	8.7
B - piatti	28.4	4.5	54.0	10.2
B - tondi	38.5	5.5	72.5	14.6

Considerando che i provini tondi del componente B sono stati ricavati in zone di elevato spessore, l'insieme dei risultati ottenuti sia dalle prove di fatica sia dall'esame microstrutturale è in accordo con le osservazioni in [5,6], che hanno evidenziato come all'aumentare del DAS (a causa di un aumento di spessore del getto o di altri fattori di processo) corrisponda un decadimento delle proprietà a fatica.

3.3 Soglie di propagazione delle cricche

L'insieme delle soglie di propagazione ad $R=-1$ ottenute analizzando i provini per i quali è stato possibile definire lo sforzo limite di fatica ed il difetto all'origine del cedimento sono riportati in fig. 8. Nella stessa figura è riportata la stima del ΔK_{th} effettuata con la (1) considerando una durezza $Hv=110 \text{ kp/mm}^2$, corrispondente alla durezza media delle tre serie di provette [20].

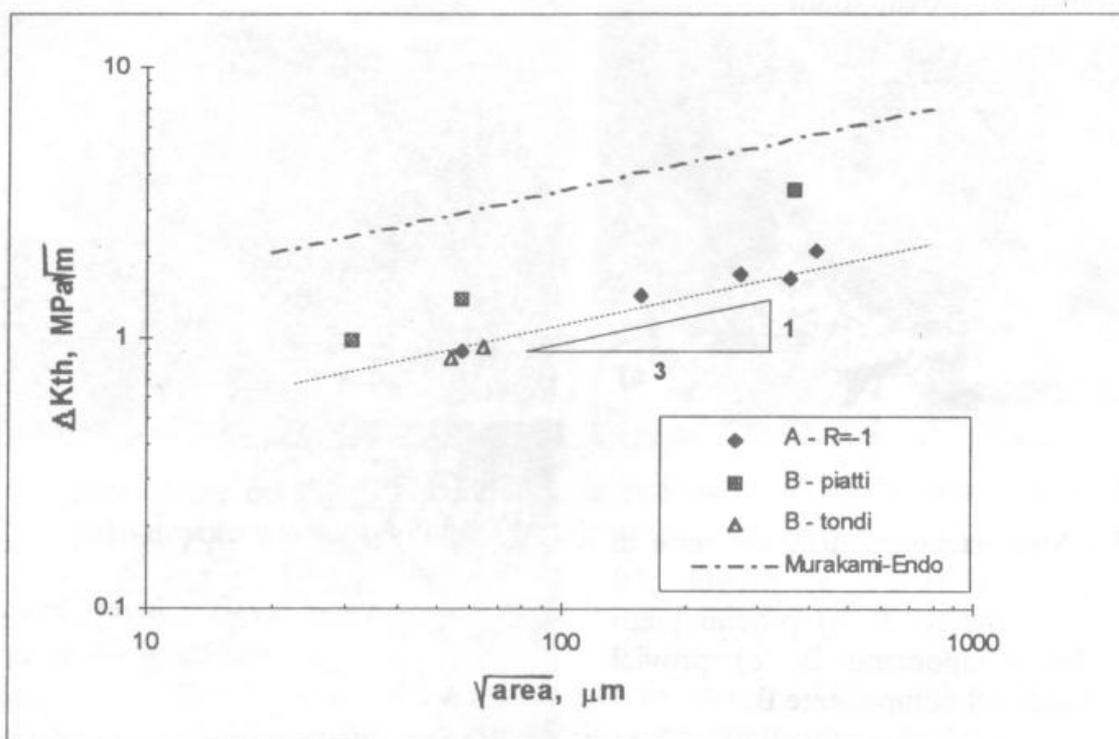


Fig. 8 - Soglie di propagazione ($R=-1$) ricavate dai provini rotti per fatica.

I dati ottenuti mostrano come le soglie di propagazione dei provini B piatti siano maggiori (mediamente del 60%) di quelle delle altre due serie di campioni, confermando la somiglianza tra provini A e provini B tondi.

I risultati del ΔK_{th} dei materiali estratti dai due componenti permettono quindi di giustificare la più alta resistenza a fatica del componente B, che pur contiene difetti di maggiori dimensioni. Mediante un tale tipo di analisi è infatti possibile evidenziare l'effetto del materiale, distinguendolo dall'effetto "tecnologico" dei difetti, mentre un confronto basato sui diagrammi S-N non permette di discriminare i due contributi.

L'esame della figura 8 mostra come la formula di Murakami-Endo sovrastimi decisamente le soglie di propagazione dei materiali considerati, confermando come la (1), ampiamente testata per i materiali a matrice ferrosa, non sia immediatamente estendibile alle leghe Al per getti.

I dati del materiale A mostrano comunque una dipendenza tra soglie di propagazione e dimensione delle cricche prossima ad una relazione del tipo $\Delta K_{th} \propto (\sqrt{\text{area}})^{1/3}$ (linea tratteggiata in fig. 8), corrispondente alla già citata relazione di Murakami-Endo. Si è assunto in prima approssimazione, ai fini di stimare la resistenza a fatica dei componenti, di estendere ai materiali in esame la descrizione del diagramma di Kitagawa basata su tale

dipendenza (tale assunzione risulta in ogni caso conservativa). Ne risultano quindi due relazioni, valide come la (1) nel range 50-1000 μm :

$$\text{provini A e provini B tondi} - \Delta K_{th} = 0.267 \cdot (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (4)$$

$$\text{provini B piatti} - \Delta K_{th} = 0.443 \cdot (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (5)$$

nelle quali ΔK_{th} è espresso in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $\sqrt{\text{area}}$ in μm .

4. STIMA DELLA RESISTENZA A FATICA

4.1 Analisi dei difetti

Il rilievo dei difetti mediante il rilievo frattografico ed il metodo delle lappature ha permesso di ottenere un numero sufficiente di difetti per eseguire un'analisi statistica, permettendo di calcolare i difetti corrispondenti ad assegnati periodi di ritorno.

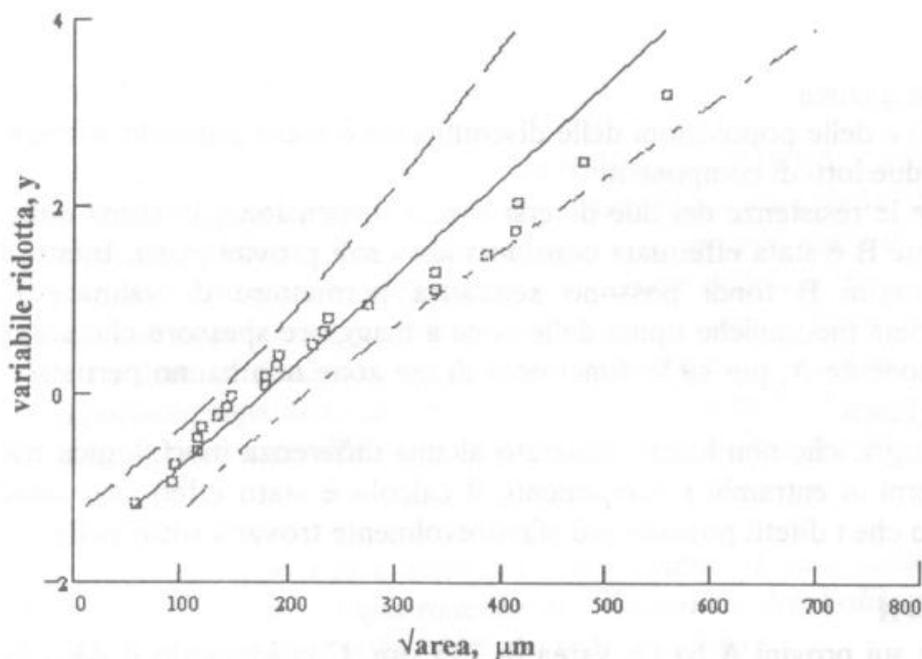
Poichè le modalità di rilievo dei difetti sono riconducibili ad un campionamento dei massimi [22], si è assunta per l'analisi la distribuzione Largest Extreme Value [23] avente funzione di probabilità cumulata:

$$F(x) = \exp\left[-\exp\left(-\frac{(x-\mu)}{\sigma}\right)\right] \quad (6)$$

Noti i parametri caratteristici μ e σ , dimensione del difetto avente periodo di ritorno T risulta:

$$x(T) = \mu - \sigma \cdot \ln\left[-\ln\left(1 - \frac{1}{T}\right)\right] \quad (7)$$

Il calcolo dei parametri μ e σ delle distribuzioni interpolanti i difetti e la relativa l'analisi



di confidenza sono stati eseguiti mediante il metodo ML [22].

La popolazione dei difetti rilevati sul componente A è rappresentata in fig. 9.

L'esame della carta di probabilità mostra come i difetti appartengano ad un'unica popolazione confermando i risultati frattografici.

Fig. 9 - Difetti rilevati sul componente A

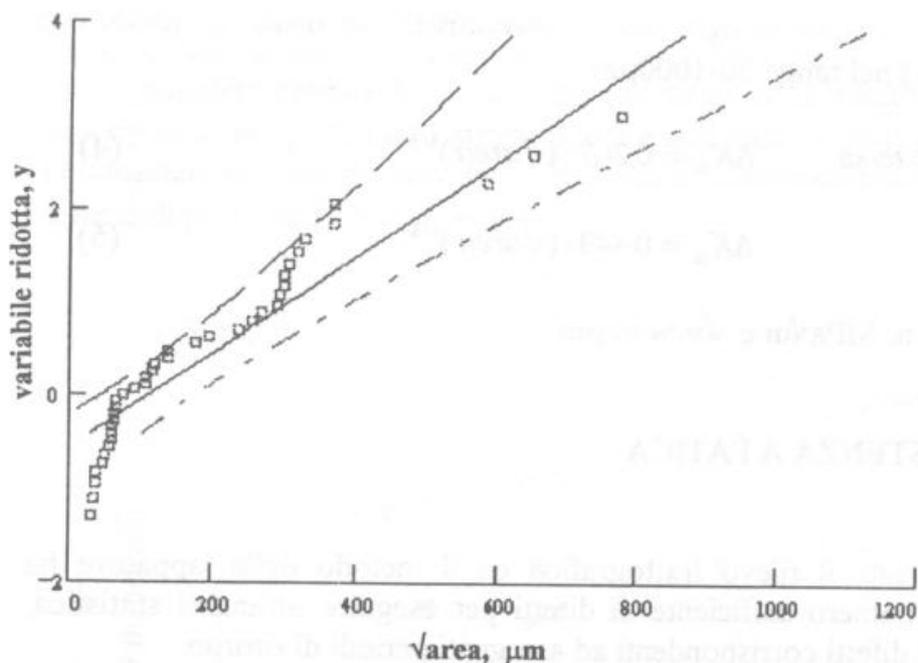


Fig. 10 - Difetti rilevati sui provini B piatti.

Per quanto riguarda i provini del componente B, l'analisi statistica (fig. 10) ha confermato la presenza di due popolazioni caratteristiche di difetti: i micropori con $\sqrt{\text{area}}$ fino a 100 μm , uniformemente dispersi nella matrice dei due tipi di provini, ed i ritiri interdendritici con dimensioni anche superiori ai 1000 μm .

L'elaborazione dei risultati ha permesso di stimare la dimensione delle discontinuità che ricorrono mediamente ogni 1000 provini (periodo di ritorno $T=1000$), esplicitandone l'intervallo fiduciario al 95%. Nel caso dei provini tipo B, considerando l'esistenza delle due diverse tipologie di difetti, si considerano i soli difetti grandi, caratteristici del cedimento dei provini piatti.

$$\text{provini A} \quad D_{1000} = 851 \pm 215 \mu\text{m}$$

$$\text{provini B} \quad D_{1000} = 1259 \pm 339 \mu\text{m}$$

4.2 Stima della resistenza a fatica

Sulla base delle (4) e (5) e delle popolazioni delle discontinuità è stato possibile stimare la resistenza a fatica dei due lotti di componenti.

Per poter confrontare le resistenze dei due diversi bracci sospensione, la stima della resistenza del componente B è stata effettuata considerando i soli provini piatti. Infatti i risultati ottenuti sui provini B tondi possono senz'altra permettere di valutare il decadimento delle proprietà meccaniche tipico delle zone a maggiore spessore che sono presenti anche nel componente A, pur se le dimensioni di tali zone non hanno permesso l'estrazione di provini di fatica.

Poichè le analisi frattografiche non hanno mostrato alcuna differenza morfologica tra difetti superficiali o interni in entrambi i componenti, il calcolo è stato effettuato sulla base della (2) assumendo che i difetti possano più sfavorevolmente trovarsi sotto pelle.

Braccio sospensione tipo A

Il difetto medio rilevato sui provini A ha un $\sqrt{\text{area}}$ di 235 μm . Considerando il ΔK_{th} in corrispondenza di tale dimensione di cricca, ne risulta una stima del limite di fatica pari a:

$$S_{lim} = 46 \text{ MPa}$$

Considerando che le risultanze sperimentali hanno fornito un limite di 43 MPa, ne risulta una conferma del tipo di analisi adottata.

Estrapolando la stima (con confidenza pari al 95%) del difetto che ricorre ogni 1000 provini, pari a 1006 μm e considerato che il ΔK_{th} può essere assunto costante al di sopra dei 1000 μm [Met], è possibile stimare l'estremo inferiore della resistenza a fatica per una popolazione di bracci sospensione tipo A. Ne risulta un limite:

$$S_{lim-inf} = 36.5 \text{ MPa}$$

Braccio sospensione tipo B

Il difetto medio rilevato sui provini B ha una dimensione media di 336.5 μm . Considerando con la (5) il ΔK_{th} per una cricca di tale dimensione, ne risulta un limite di fatica, anch'esso vicino ai risultati sperimentali, pari a:

$$S_{lim} = 73 \text{ MPa}$$

Estrapolando la stima (con confidenza pari al 95%) del difetto che ricorre ogni 1000 provini, pari a 1579 μm e considerato che il ΔK_{th} può essere assunto costante al di sopra dei 1000 μm [Met], si calcola un limite inferiore della resistenza a fatica:

$$S_{lim-inf} = 48 \text{ MPa}$$

A conclusione di tale confronto si può quindi sottolineare come il processo di ottenimento del componente tipo B fornisca una difettosità molto grande. A fronte di ciò il materiale offre una soglia di propagazione sensibilmente più alta, permettendo ai componenti di tipo B di avere una resistenza a fatica (sia come valor medio sia come estrapolazione al limite inferiore) superiore a quella del braccio sospensione tipo A.

5. CONCLUSIONI

In questa ricerca è stato analizzato la resistenza a fatica di componenti automobilistici in lega AlSi7Mg ottenuti per fusione, esaminando due serie di prototipi di bracci di sospensione vettura. Lo studio, eseguito su provini estratti dai due componenti, ha permesso di ricavare le soglie di propagazione delle cricche delle leghe Al costituenti i bracci e le popolazioni dei difetti caratteristici di ogni componente.

I risultati ottenuti hanno permesso di comparare il comportamento a fatica dei due componenti, separando gli effetti del materiale da quelli del processo di ottenimento, e di stimare il limite inferiore della resistenza a fatica di lotti dei due bracci sospensione.

La presente ricerca si è sviluppata nell'ambito di una collaborazione tra il Centro Ricerche Fiat ed il Dipartimento di Meccanica del Politecnico di Milano. Ricerca svolta con fondi MPI 60% 94/95 del prof. P. Clerici.

6. BIBLIOGRAFIA

- [1] S. Beretta (1996) "Valutazione della resistenza a fatica in presenza di difetti". *La Metallurgia Italiana*, n.5-96.
- [2] Y. Murakami, M. Endo (1986) "Effects of hardness and crack geometries on ΔK_{th} of small cracks emanating from small defects". *The Behaviour of Short Fatigue Cracks* (K.J. Mileer and E.R. De Los Rios Eds.) MEP, London.
- [3] Y. Murakami, M. Endo (1994) "Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength". *Int. J. Fatigue*, vol. 16, pp. 163-182.
- [4] Y. Murakami, M. Endo (1983) "Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks". *Engng. Fract. Mech.*, vol. 17, pp. 1-15.
- [5] A. Wickberg, G. Gustafsson, L-E. Larsson (1984) "Microstructural Effects on the Fatigue Properties of a Cast AlSi7Mg Alloy". *SAE paper n. 840121*.
- [6] K.T. Kashyap, S. Murali, K.S. Raman, K.S.S. Murthy (1993) "Casting and heat treatment variables of AlSi/Mg alloy". *Mater. Science and Technology*, vol. 9, pp. 189-203.
- [7] C.C. Wigant, R.I. Stephens (1987) "Fatigue Crack growth behaviour of A356-T6 aluminium alloys". *Proc Int. Conf. Fatigue 87*, pp. 165-173.
- [8] B.P.D. O'Connor (1987) "Growth of short fatigue cracks in a squeeze formed aluminum alloy". *Proc Int. Conf. Fatigue 87*, pp. 145-152.
- [9] R.I. Stephens (1989) "The SAE Round-Robin fatigue Program with A356 (AlSi7Mg) Cast Aluminium Alloy". *Advances in Fatigue Science and Tech.* (C. Moura Branco and L. Guerra Rosa Eds.), Kluwer Academic Publ.
- [10] M.J. Couper, A.E. Neeson, J.R. Griffiths (1990) "Casting defects and the fatigue behaviour of an aluminium casting alloy". *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol. 13, pp. 213-227.
- [11] S. Gungor (1990) "Fatigue studies in Al-Mg-Si Alloys". *PHD Thesis*. The Open University (UK).
- [12] M.J. Couper, J.R. Griffiths (1990) "Effect of crack closure and mean stress on the threshold stress intensity factor for fatigue of an aluminium casting alloy". *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* vol. 13, pp. 615-624.
- [13] B.P.D. O'Connor, A. Plumtree (1991) "Influence of microstructure on fatigue crack growth". *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* vol. 14, pp. 171-184.
- [14] B. Skallerud (1993) "Fatigue life assesment of aluminium alloys with casting defects". *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 44, pp. 857-874.
- [15] J.C. Ting, F.W. Lawrence (1993) Modelling the long life fatigue behaviour of a cast aluminium alloy". *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, vol. 16, pp. 631-647.
- [16] S.E. Stanzl-Tscegg, H.R. Mayer, A. Beste, S. Kroll. (1995) "Fatigue and fatigue crack propagation in AlSi7Mg cast alloys under in-service loading conditions". *Int. J. Fatigue*, vol. 17, pp. 149-155.
- [17] Y.H. Tan, S.L. Lee, H.Y. Wu (1996) "Effect of beryllium on fatigue crack propagation of A357 alloys containing iron". *Int. J. Fatigue*, vol. 18, pp. 137-147.
- [18] ASTM STP 91-A (1963) "Fatigue testing and Statistical Analysis".
- [19] S. Beretta, R. Capitani, S. Matteazzi (1995) "Metodologie statistiche di analisi dei dati di fatica su componenti automobilistici". *Atti Giornata di Studio AIAS Significatività delle Prove di Fatica*, Milano.
- [20] M. Guerrini, C. Torti (1996) "Previsione di resistenza a fatica di componenti automobilistici in lega leggera di fusione". *Tesi di Laurea*, Politecnico di Milano.
- [21] *Fatigue Data Book: Light Structural Alloys* (1995) ASM.
- [22] S. Beretta (1995) *Appunti ed Esercizi di Affidabilità e Sicurezza delle Costruzioni Meccaniche*. CUSL, Milano.
- [23] E.J. Gumbel (1957) *Statistics of Extremes*. Columbia University Press.