

Effetto del trattamento di pressatura isostatica a caldo sulla microstruttura e sul comportamento a fatica della lega G-ALSi7Mg

L. Ceschini, A. Morri

La realizzazione di getti in lega di alluminio mediante colata in sabbia risulta competitiva per lotti di produzione medio-bassi, per i quali non è conveniente la produzione mediante pressocolata o altri processi innovativi. Il limite principale di questa tecnologia è, tuttavia, quello di indurre un elevato tasso di porosità e cavità di ritiro, con conseguente forte decremento delle proprietà meccaniche del componente finito. Il processo di Pressatura Isostatica a Caldo (Hot Isostatic Pressing, HIP) è uno dei primi messi a punto allo scopo di ridurre questi difetti ed è attualmente molto utilizzato per incrementare le proprietà meccaniche, in particolare la resistenza a fatica ad alto numero di cicli, restringendone la dispersione dei valori. In questo lavoro sono presentati i risultati inerenti allo studio dell'effetto del trattamento di HIP sulla microstruttura e, conseguentemente, sul comportamento a fatica di getti in lega G-ALSi7Mg colati in sabbia.

Parole chiave: alluminio e leghe, fatica, solidificazione, trattamenti vernici, prove meccaniche

INTRODUZIONE

L'industria automobilistica sta ricorrendo sempre più massicciamente all'utilizzo di componenti in leghe di alluminio ottenuti per fusione. Per grossi lotti, tecnologie come la pressocolata, lo squeeze-casting, la reocolata (rheocasting) permettono di ottenere getti di buona qualità a costi competitivi; per ridotti volumi di produzione, risulta invece tuttora economicamente vantaggiosa la colata in sabbia. Le proprietà meccaniche dei componenti così ottenuti sono fortemente correlate alla presenza di difetti di fusione, oltre che alle caratteristiche microstrutturali. I primi, nella forma di porosità tondeggianti, dovute all'assorbimento di gas da parte dell'alluminio allo stato fuso (generalmente idrogeno) e di cavità di ritiro di forma irregolare, hanno un effetto generalmente preponderante, poiché le loro dimensioni possono anche essere rilevanti [1]. Con il miglioramento delle tecniche fusorie e, conseguentemente, della qualità dei getti, si è comunque evidenziato che anche gli aspetti microstrutturali non possono essere trascurati. Diversi lavori [2,3] hanno mostrato, ad esempio, l'effetto sulle proprietà meccaniche della morfologia del silicio eutettico e della spaziatura fra i rami delle dendriti secondarie (secondary dendrite arm spacing, SDAS).

Uno dei metodi atti a minimizzare o annullare l'effetto deleterio dei difetti di fusione è costituito dalla Pressatura Isostatica a Caldo (Hot Isostatic Pressing, HIP), il cui schema di principio è mostrato in figura 1 [4,5]. Una fornace ad alta temperatura è inserita all'interno di una camera a pressione, in cui i pezzi da trattare sono riscaldati ad una temperatura vicina a quella di fusione ed un gas inerte, generalmente argon od azoto, esercita su essi una pressione uniforme per alcune ore. L'elevata pressione dei gas e l'elevata temperatura, attivando processi di deformazione plastica, creep e diffusione, permettono di ridurre o eliminare i piccoli difetti in-

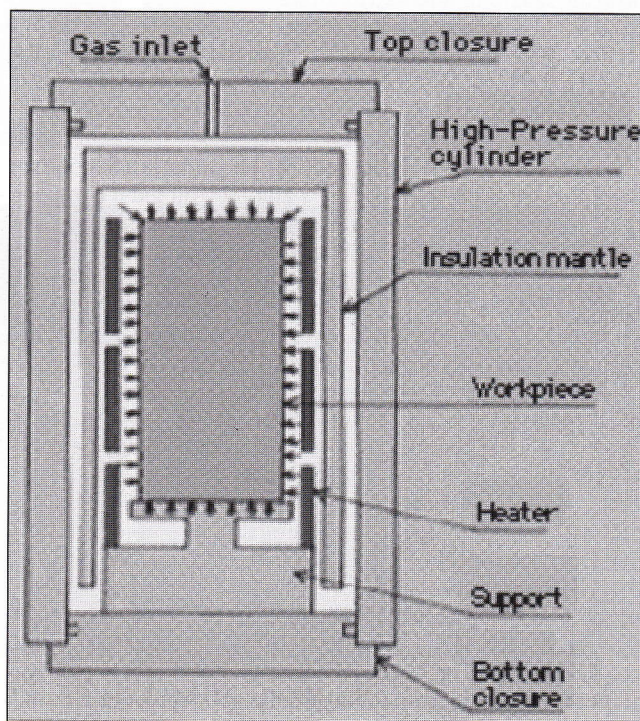


Fig. 1 - Schema di un impianto per il trattamento di HIP.

Fig. 1. Scheme of the Hot Isostatic Pressing equipment.

terni dei getti (porosità, risucchi, cavità di ritiro), con un conseguente miglioramento delle proprietà meccaniche, in particolare della resistenza a fatica. Il processo ha, tuttavia, il limite di produrre effetti trascurabili sui difetti superficiali, che possono essere al più ridotti ma non eliminati.

L'obiettivo di questo lavoro è stato quello di valutare l'influenza del trattamento di HIP sulla microstruttura e, conseguentemente, sul comportamento a fatica di getti in lega G-ALSi7Mg, ampiamente utilizzata in campo automobilistico ed aeronautico, ad esempio per la realizzazione di ruote, sospensioni, telai, componenti del motore.

L. Ceschini, A. Morri

Istituto di Metallurgia, Università di Bologna

Memoria presentata al 29° Convegno Nazionale AIM, Modena 13-15 novembre 2002

MATERIALE E PROCEDURA SPERIMENTALE

Sono stati studiati campioni in lega G-AlSi7Mg (designazione UNI 3599) la cui composizione chimica nominale (espressa in % in peso) è riportata in tabella I. Sono state studiate due serie di provini ottenute, rispettivamente, mediante: (a) colata in sabbia e successivo trattamento termico T6 (in seguito indicati come non-HIPati); (b) colata in sabbia, trattamento di HIP e successivo trattamento T6 (in seguito indicati come HIPati).

La caratterizzazione microstrutturale è stata effettuata mediante microscopia ottica (OM) ed elettronica in scansione (SEM).

Le prove di fatica a flessione rotante sono state condotte secondo normativa UNI 3964, allo scopo di determinare la resistenza a fatica corrispondente a 2.000.000 di cicli. In figura 2 è riportata la geometria del provino utilizzato, ricavato dal getto, mediante lavorazione alle macchine utensili. Nel caso dei campioni non HIPati, questa è stata eseguita dopo il trattamento termico T6, mentre nei campioni HIPati dopo il processo di HIP e trattamento termico T6. L'analisi dei dati è stata effettuata utilizzando la metodologia "stair-case" proposta dalla normativa UNI 3964 ed il metodo statistico della massima verosimiglianza. Al termine delle prove sono state analizzate le superfici di frattura mediante SEM.

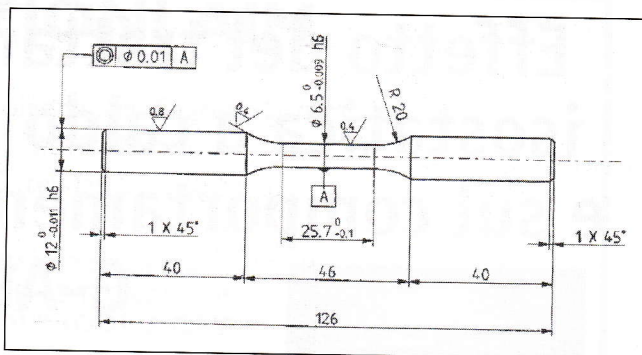


Fig. 2. Provino di fatica per prove su macchina a flessione rotante (dimensione in mm).

Fig. 2. Shape and dimensions of rotating bending fatigue test specimen (unit mm).

RISULTATI E DISCUSSIONE

Caratterizzazione microstrutturale

L'analisi al microscopio ottico ha avuto come fine l'identificazione delle variazioni microstrutturali indotte dal processo di HIP sulla lega colata in sabbia. Oltre alla presenza ed alla dimensione dei tipici difetti di colata (porosità e cavità di ritiro), si è prestata attenzione alla morfologia dell'eutettico, alla spaziatura tra i rami delle dendriti secondarie (Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS) e alla morfologia e composizione di eventuali intermetallici, fattori che insieme concorrono a determinare il comportamento a fatica del materiale. Alcuni autori hanno, ad esempio, evidenziato che l'aumento del valore dello SDAS causa inizialmente una diminuzione del limite di fatica, per poi indurre nuovamente un suo aumento, superato il valore limite di 60 µm [6-7]; le zone con addensamento di silicio eutettico (soprattutto quando non sferoidizzato) possono inoltre fungere sia da zona preferenziale d'innesco della rottura, che da percorso preferenziale per la propagazione di eventuali cricche [8-11].

Nelle analisi condotte con microscopia ottica il materiale, sia sottoposto ad HIP che non, ha mostrato la tipica struttura di solidificazione di una lega Al-Si ipoeutettica. In entrambe le serie di provini analizzate si sono evidenziate particelle abbastanza sferoidizzate di Si eutettico, disperse nella matrice di Al, nonché intermetallici aghiformi β (Al-Fe-Si) ed α (Al-Fe-Mn-Si) (Fig.3). La presenza di questi ultimi può agire da fattore di intensificazione delle sollecitazioni e quindi indurre una riduzione della resistenza complessiva del materiale. Nessuna differenza apprezzabile è stata rilevata anche per quello che concerne il valore dello SDAS, pari a 45±5µm in entrambe le serie di campioni analizzate.

Il processo di HIP ha invece avuto effetti molto rilevanti sui difetti di colata, sia porosità che cavità di ritiro. I campioni non-HIPati hanno infatti presentato numerose porosità, con diametro sino 0,4 mm, ed inoltre cavità di ritiro aventi asse

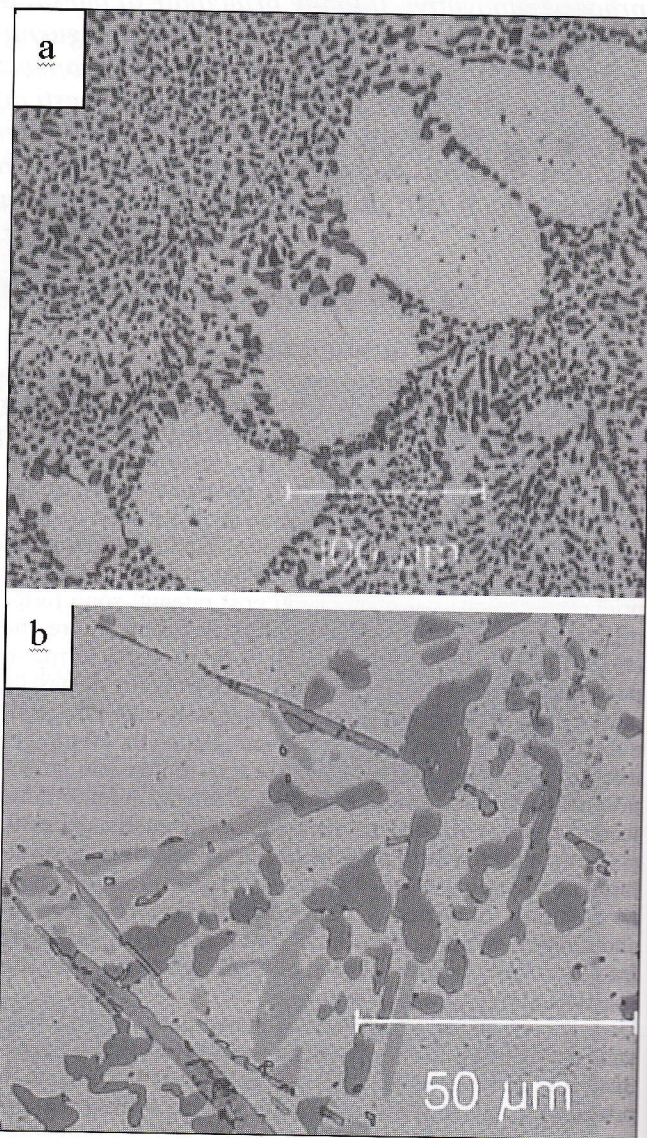


Fig. 3. (a) Morfologia del Si eutettico sferoidizzato e (b) intermetallici β (Al-Fe-Si) ed α (Al-Fe-Mn-Si).

Fig. 3. Micrographs of spheroidized eutectic silicon particles (a), intermetallic particles β (Al-Fe-Si) and α (Al-Fe-Mn-Si) (b).

Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Zn	Ni	Ti	Al
6.5±7.5	≤0.70	≤0.10	0.25±0.40	0.40±0.60	≤0.10	≤0.10	0.1±0.2	Bal

Tabella I. Composizione chimica nominale della lega G-AlSi7Mg (% in peso).

Table. I. Nominal composition of the A356 aluminium alloy (wt%).

Fig. 4. Porosità e cavità di ritiro nella zona superficiale (a) ed interna (b) di un provino non sottoposto ad HIP.

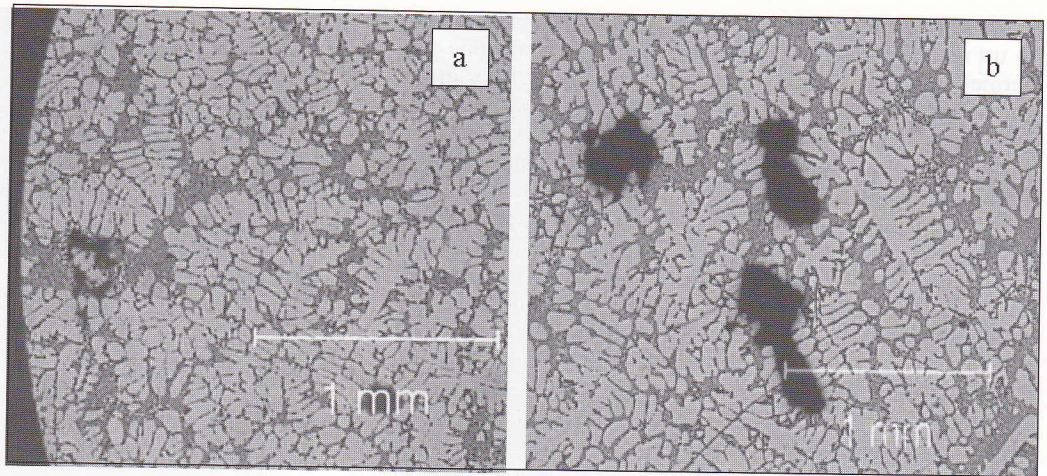


Fig. 4. Pores and shrinkage cavities in the surface (a) and in the inner zone (b) of a non HIP-ed specimen.

Fig. 5. Micrografie ottiche di zone superficiali (a) ed interne (b) di un provino sottoposto ad HIP.

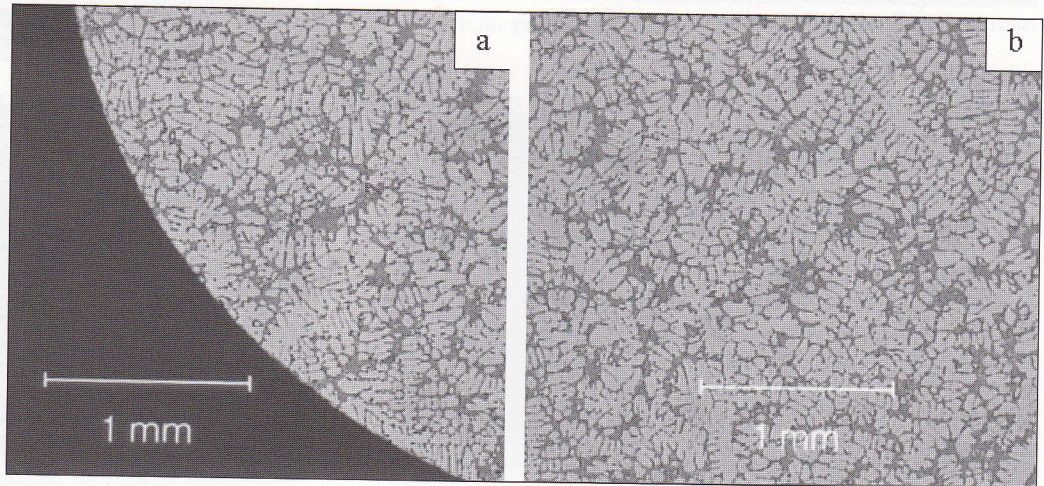


Fig. 5. Micrographs of surface zone (a) and inner zone, (b) of a HIP-ed specimen.

Fig. 6. (a) Sezione di un provino non-HIPato, (b) sezione di un provino HIPato.

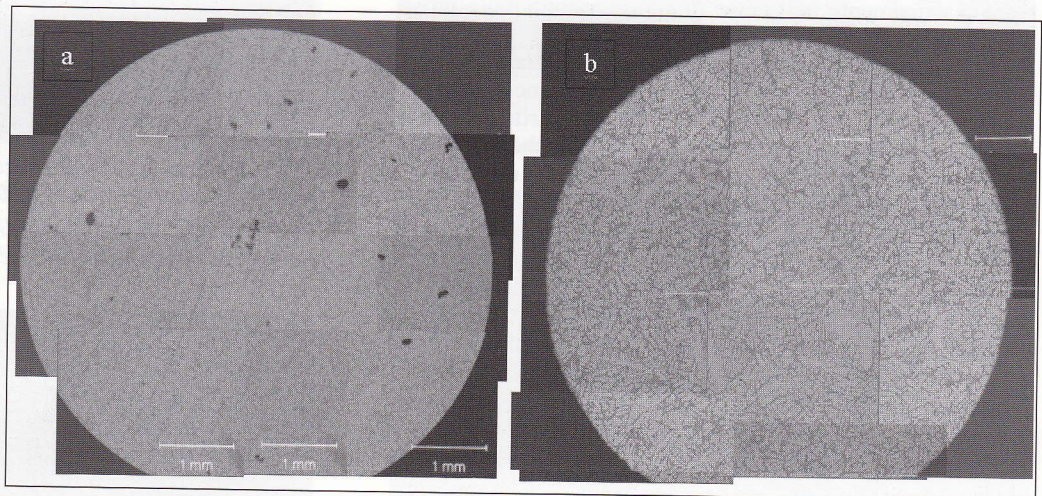


Fig. 6. Micrographs of a transverse section of a non HIP-ed specimen (a) and of a HIP-ed specimen (b).

maggiore di dimensioni fino a 0,7 mm (figura 4). Questi difetti sono stati in alcuni casi completamente eliminati dal trattamento di HIP (figura 5); comunque i difetti, quando presenti, non hanno mai raggiunto dimensioni superiori a 0,1 mm. Non si è notata una differenza rilevante tra zone superficiali ed interne, probabilmente in conseguenza del fatto che le lavorazioni meccaniche hanno asportato gli strati superficiali del getto, su cui il trattamento di HIP ha minor effetto. Particolarmente significativa è stata la riduzione dell'area complessiva dei difetti nelle sezioni dei provini HIPati, come evidente dalle micrografie ottiche in figura 6.

Prove di fatica

Le prove di fatica, svolte secondo la metodologia "stair-case" proposta dalla normativa UNI 3964 [11], hanno permes-

so di determinare la resistenza a fatica a 2.000.000 di cicli σ_D (50%); questa è risultata pari a 95 MPa, con scarto di 12 MPa, per i campioni non sottoposti a HIP ed eguale a 132 MPa, con scarto di 9 MPa, per i provini HIPati. Il processo di HIP ha quindi indotto un aumento sostanziale della resistenza a fatica della lega G-AlSi7Mg, pari a circa il 30%, oltre ad una riduzione dello scarto di circa il 25%. L'effetto positivo del trattamento di HIP, non solo sulla resistenza a fatica, ma anche sui valori della tensione di snervamento, di rottura e sull'allungamento di questa lega è stato recentemente evidenziato anche da altri autori [8].

La normativa utilizzata per le prove di flessione rotante, essendo finalizzata alla determinazione della resistenza a fatica del materiale per un determinato numero di cicli, non impone che tutti i campioni siano portati a rottura, ma che la

prova venga interrotta una volta che il provino abbia superato un numero di cicli prefissato. Questa impostazione non permetterebbe quindi, a rigore, la possibilità di tracciare le classiche curve di Wöhler, non conoscendo il numero esatto di cicli a rottura di ogni singolo provino. Per ovviare a questo limite è stato, quindi, formulato un modello probabilistico di rottura del materiale, in grado di tenere in considerazione sia i contributi dei provini rotti, che di quelli sopravvissuti. Allo scopo si è fatto ricorso al metodo statistico della massima verosimiglianza, utilizzando la distribuzione di Weibull a 2 gradi di libertà, nella forma di densità di probabilità di guasto per il caso dei provini rotti e nella forma di funzione di affidabilità per quelli sopravvissuti [12-15]. I dati così ottenuti hanno permesso di ricavare le curve di Wöhler del materiale (figura 7), le quali mostrano chiaramente il netto miglioramento del comportamento a fatica indotto dal trattamento di HIP sulla lega G- $AlSi7Mg$ colata in sabbia, miglioramento che si accentua all'aumentare del numero dei cicli ed al diminuire dei carichi imposti.

Analisi delle superfici di frattura

L'analisi al SEM delle superfici di frattura ha evidenziato l'influenza dei difetti presenti nei provini, sia sull'innescò della frattura che sulla riduzione della sezione resistente.

Nelle figure 8 e 9 sono evidenti due grossi difetti presenti sulla superficie di frattura di un campione non sottoposto ad HIP. Nella micrografia di Fig.8 si nota, in particolare, una cavità di ritiro di dimensioni rilevanti, in prossimità della superficie, che ha agito da sito di innescò della rottura. In figura 10 sono riportate, invece, micrografie caratteristiche della zona di rottura per schianto di un provino non-HIPpato: sono evidenti numerose porosità, che hanno causato una riduzione significativa della sezione resistente del provino. Nel caso dei provini sottoposti ad HIP l'innescò della rottura non coincide con alcun difetto evidente. Sono invece visibili le classiche striature di fatica, interrotte da zone deformate plasticamente nella fase di compressione della prova (figura 11).

Un aspetto non trascurabile è infine costituito dalla possibilità di avere propagazione di cricche lungo zone a maggior addensamento di particelle di Si eutettico, in particolare se di forma aciculare o non ben sferoidizzato, poiché esse sono tendenzialmente fragili. L'analisi al microscopio ottico di sezioni del provino immediatamente sottostanti le superfici di frattura ha infatti evidenziato, in certi casi, la presenza di queste cricche (Fig.12). Probabilmente, le cricche di fatica nucleano in corrispondenza dei difetti superficiali di elevate dimensioni, si propagano all'interno del materiale, eventualmente con coalescenza di altri difetti (pori o cavità) e quindi continuano a propagarsi lungo le particelle di Si eutettico.

CONCLUSIONI

Lo studio microstrutturale effettuato sulla lega G- $AlSi7Mg$ ha mostrato come il processo di pressatura isostatica a caldo (HIP) abbia avuto effetti molto importanti sui difetti dei campioni ottenuti mediante colata in sabbia, inducendo una forte riduzione delle porosità e delle cavità di ritiro. Non ha peraltro prodotto effetti apprezzabili su altri parametri microstrutturali quali: la spaziatura tra i rami delle dendriti secondarie (SDAS), la morfologia del silicio eutettico, la forma e la composizione di intermetallici.

Per quanto attiene all'influenza del trattamento di HIP sulla resistenza a fatica, in conseguenza della diminuzione dei difetti interni del materiale, si è avuto un aumento della resistenza a fatica a 2.000.000 di cicli di circa il 30%, passato da 95 MPa di provini non-HIPati a 132 MPa per i provini HIPati, oltre ad una riduzione dello scarto di circa il 25% (da 12 MPa a 9 MPa).

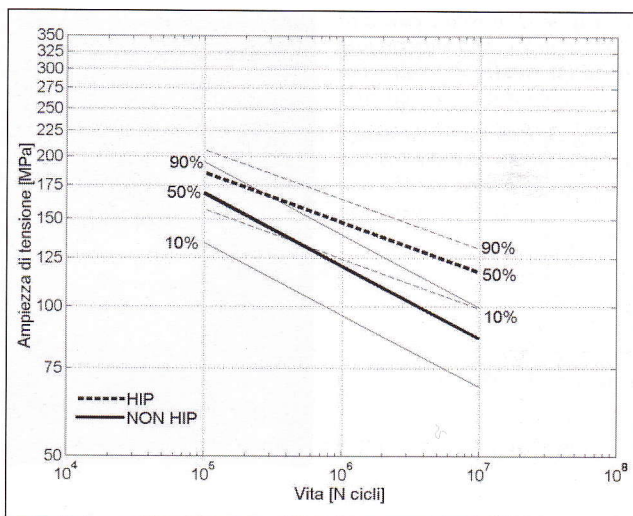


Fig. 7. Curves di Wöhler della lega G- $AlSi7Mg$ colata in sabbia sottoposta e non ad HIP.

Fig. 7. Fatigue S-N curves of HIP-ed and non HIP-ed A356 specimens.

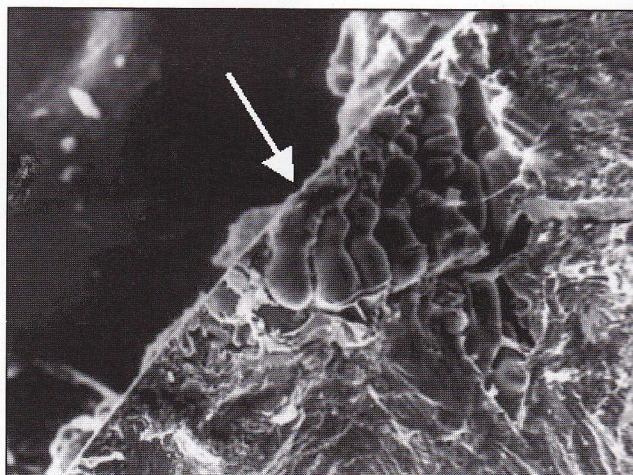


Fig. 8. Innesco della rottura in corrispondenza di un difetto superficiale in un provino non-HIPato.

Fig. 8. Fatigue crack propagating from a large pores located on the surface of a non HIP-ed specimen.

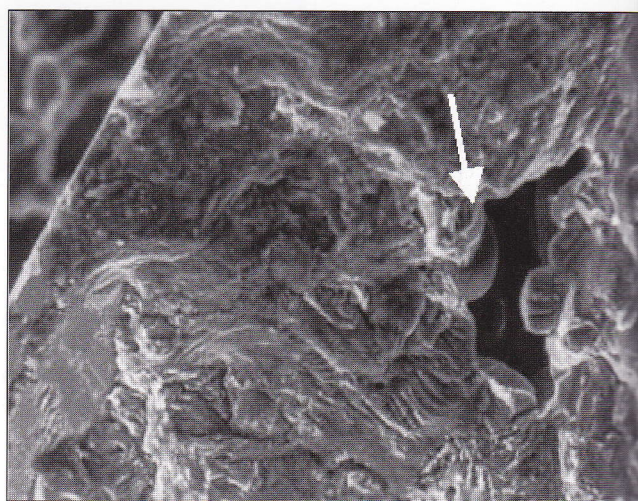


Figura 9. Difetto sub-superficiale sulla superficie di frattura di un provino non-HIPato.

Fig. 9. Casting defect located near the surface of a non HIP-ed specimen.

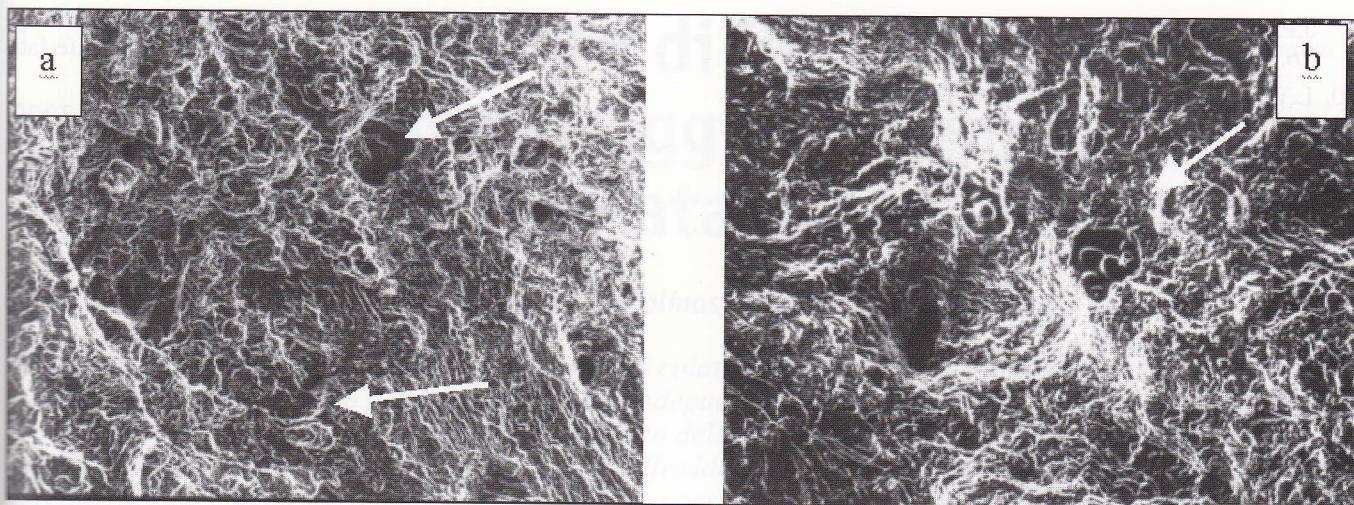


Fig. 10. Zona centrale della superficie di frattura di un provino non-HIPato con molte porosità.

Fig. 10. Casting defects in the inner zone of a non HIP-ed specimen.

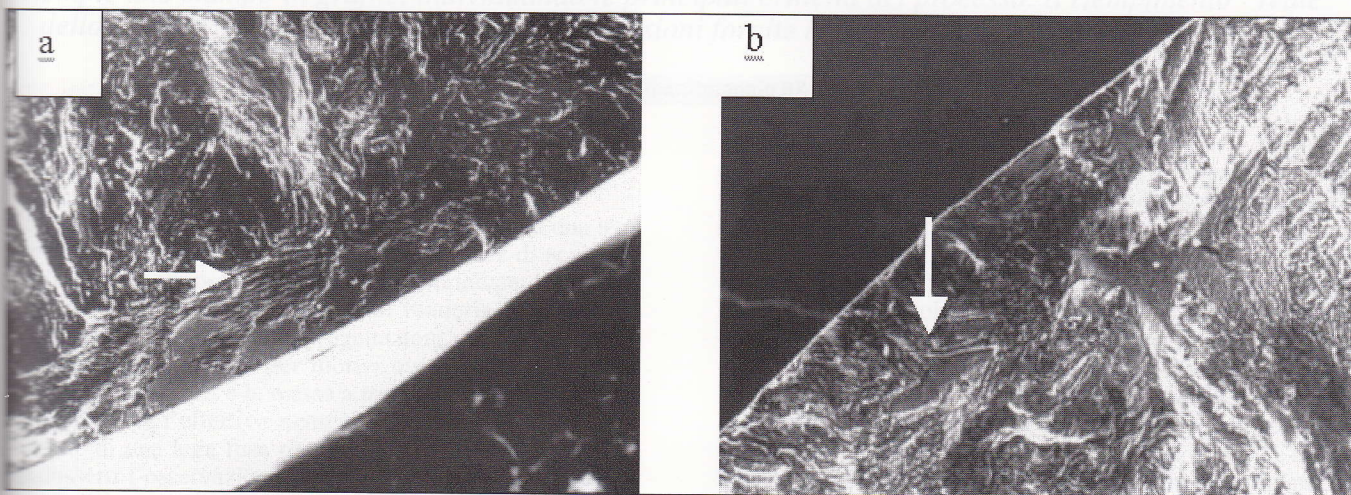


Figura 11. Zone di innesco della frattura in campioni sottoposti a HIP: sono presenti striature di fatica ma nessun difetto visibile.

Fig. 11. Fatigue striation propagating from the surface of a HIP-ed specimen. No casting defects are evident.

L'analisi delle superfici di frattura ha evidenziato come i difetti presenti nel materiale non sottoposto a HIP, agiscano da innesco della rottura e riducano sensibilmente la sezione resistente.

BIBLIOGRAFIA

1. H.E. BOYER, Atlas of fatigue curves, American Society of Metals, (1996).
2. A. WICKEBERG, G. GUSTAFSSON, L.E. LARSSON, SAE (1984), #840121.
3. T.L. REINHART, ASM Handbook, vol. 19 ASM International, Materials Park, Ohio, (1996), p.813.
4. J.M. ERIDON, Metals Handbook, Ninth Edition, Volume 15. ASM International, Metals Park, Ohio, (1988).
5. S.J. MASHL, J.C. HEBEISEN, D. APELIAN, Q. WANG, SAE, (2000) 01-0062.
6. Q.G. WANG, D. APELIAN, D.A. LADOS, Journal of Light Metals 1 (2001) p.85.
7. Q.G. WANG, D. APELIAN, D.A. LADOS, Journal of Light Metals 1 (2001) p.73.
8. M.H. LEE ET AL, Mat. Science and Engineering (2002) in press.

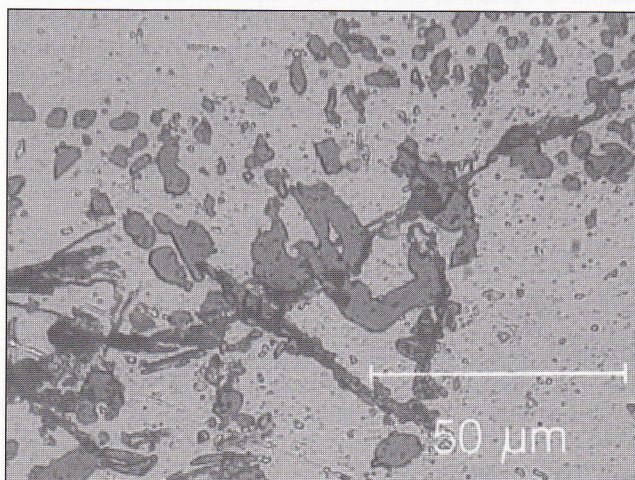


Fig.12. Propagazione di una cricca lungo zone di addensamento di Si eutettico.

Fig. 12. Microcracks propagating along silicon particles.

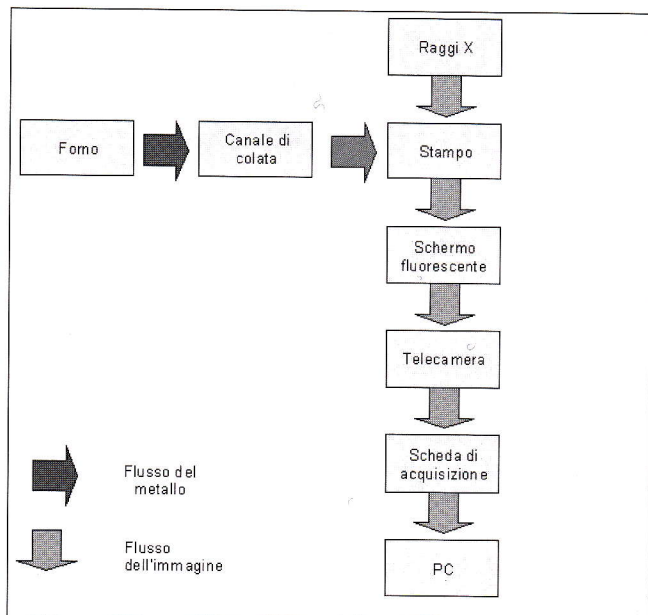


Fig. 1: Schema di principio del dispositivo per il monitoraggio RX di processi di colata

Fig. 1: Flow chart of the device for XR monitoring of casting processes

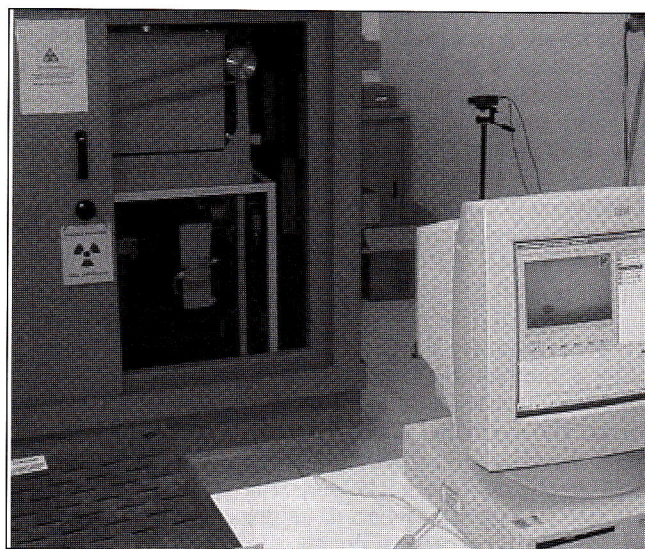


Fig. 2: Dispositivo per il monitoraggio RX di processi di colata: sono distinguibili la cabina con il forno all'interno, la telecamera e, in primo piano, a il PC (dx) e il cassetto di comando elettronico del forno (sx).

Fig. 2: Device for XR monitoring of casting processes: XR chamber with the furnace inside, video-camera, PC and cabinet for furnace control

tazione prossimo al becco di colata; il crogiolo ha una capacità, calcolata al 90% del riempimento massimo, di circa 2.75 litri.

La lega viene versata in uno stampo in grafite (materiale che assicura un'ottima "trasparenza" ai raggi X), che verrà descritto dettagliatamente nel seguito.

Le immagini radiografiche, inizialmente visualizzate sullo schermo fluorescente, vengono acquisite mediante telecamera con sensore CCD da 1/2 pollice, con circa 440.000 pixels effettivi, per risoluzione orizzontale di 470 linee TV e sensibilità a luce scarsa di 0,95 lux con obiettivo F1.2. La telecamera è interfacciata ad un sistema di acquisizione delle immagini, con una scheda Bus Master PCI (32 bit, velocità di trasferimento dei dati: 7 MB al secondo); il video viene digitalizzato nel formato M-JPEG in tempo reale.

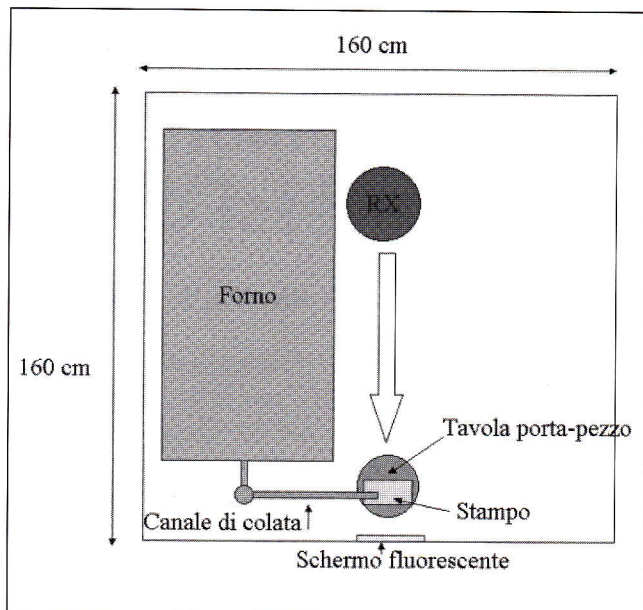


Fig. 3: Lay-out interno del dispositivo di monitoraggio RX di processi di colata

Fig. 3: Internal layout of the device for XR monitoring of casting processes

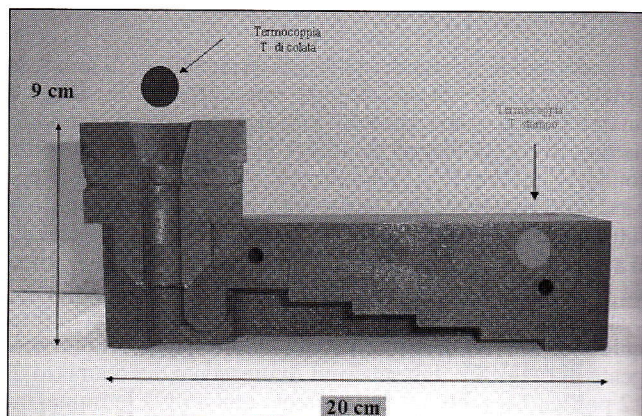


Fig. 4: Dettaglio dello stampo in grafite utilizzato e localizzazione delle termocoppie

Fig. 4: Detail of the graphite die employed, and localisation of thermocouples

Per l'imbocco del metallo fuso in uscita dal colatoio è stato realizzato un sistema in acciaio, opportunamente coibentato, per consentire il passaggio del liquido senza una eccessiva perdita di temperatura.

La placca porta-stampo è stata attrezzata con una piastra riscaldante (potenza: 1200 W) per il preriscaldamento dello stampo stesso.

EFFETTUAZIONE DI COLATE "MONITORATE"

La funzionalità e le potenzialità del dispositivo sono state validate effettuando una serie di quattro colate, impiegando lo stampo in grafite illustrato in Figura 4. Tale stampo permette di ottenere un getto di lunghezza 12.5 cm, spessore massimo di 5 cm, con 5 gradini dell'altezza di 0.5 cm ognuno, con un volume complessivo di circa 100 cm³.

Il sistema è attrezzato con tre termocoppie: nel crogiolo, all'ingresso dello stampo e nella parte terminale dello stampo stesso (in un foro del diametro di 1.5 mm e ad una distanza di 4 cm dalla superficie dello stampo), come è visibile in Figura 4. I valori delle temperature in funzione del tempo sono

9. J.P. ANSON, J.E. GRUZLESKI, AFS Transactions 99-26, p.135.
10. L.WANG, M. MAKHLOUF, AND D. APELIAN., Int. Mat. Reviews 1995. Vol. 40 N.6, p.221.
11. UNI 3964 "Prove meccaniche dei materiali metallici. Prove di fatica a temperatura ambiente".
12. D.L. MCDOWELL, K.GALL, M.F. HORSTEMEYER, J.FAN...Eng. Fract. Mech. 2002 in press.
13. ASTM E739-91 "Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life and strain-life fatigue data".
14. SUTHERLAND, VEERS, Wind Energy 2000, ASME/AIAA.
15. W.Q. MEEKER, F.G. PASCUAL, Technometrics, (1999), vol. 41, p.277.

————— A B S T R A C T —————

EFFECT OF THE HOT ISOSTATIC PRESSING ON THE MICROSTRUCTURE AND FATIGUE BEHAVIOUR OF THE G-ALSi7Mg ALLOY

The high productivity and low cost associated with the aluminum casting process make it a widely used method for producing near net shape components. A356 is one of the most used aluminium alloy for automotive parts and recently for airplane components, for its excellent castability, high strength to weight ratio, weldability and corrosion resistance. Mechanical properties of cast Al-Si alloys are strongly influenced by casting defects, like porosity and shrinkages, and microstructural characteristics like secondary dendrite arm spacing (SDAS) or eutectic silicon particles shape. In this paper, the effect of the Hot Isostatic Pressing (HIP) process on microstructure and fatigue behaviour of A356 T6 sand castings has been investigated. Microstructural analyses and fractographic examination have been performed by optical microscopy and electron

scanning microscopy (SEM). A significant reduction of both porosities and shrinkage cavities, after the HIP treatment, was observed. No significant changes, instead, was evident neither to the morphology and dimensions of dendrites, nor to the distribution of the intermetallics. Rotating bending fatigue tests have been performed, according to UNI 3964, up to $2 \cdot 10^6$ cycles. The fatigue strength for the non HIP-ed specimens was 95 MPa, while for the HIP-ed samples it increased to 132 MPa. SEM analyses of the fracture surfaces showed that fatigue cracks initiate at large pores or shrinkage located near the surface in the non HIP-ed specimens. A statistical analysis of the fatigue data was carried out to obtain S-N curves. Maximum Likelihood Estimate has been performed with the assumption of the Weibull p.d.f. for the specimen failure probability and linear behaviour between the logarithm of the applied stress and the logarithm of life, resulting in a 3 d.o.f. model.