

# Studio dell'influenza del processo di colata sulle caratteristiche microstrutturali e sulle proprietà a fatica di leghe di alluminio da fonderia

E. Romano, M. Rosso, D. Valzan

*L'utilizzo di getti in lega di alluminio nel settore automobilistico ha visto negli ultimi anni un crescente sviluppo, grazie ad una riduzione dei tempi di produzione rispetto a tecniche di formatura quali lo stampaggio e alla possibilità di un notevole alleggerimento del peso delle vetture. Questi vantaggi hanno condotto ad un forte interesse verso i getti in alluminio per applicazioni che richiedono elevate caratteristiche meccaniche. In tale contesto si è assistito ad un'evoluzione e allo sviluppo di nuove tecniche di formatura [1-5] dei componenti in alluminio, finalizzata ad ottenere elevate integrità e affidabilità, confrontabili con quelle raggiungibili mediante la tradizionale forgiatura.*

**Parole chiave: alluminio e leghe, difetti, fatica, microscopia elettronica**

## INTRODUZIONE

La qualità di un getto in alluminio dipende essenzialmente dalla frazione in volume, dalla morfologia e dalla distribuzione della porosità, la quale è responsabile del degrado di proprietà quali la tenacità a frattura, la resistenza a fatica e a trazione. La microporosità si forma durante il processo di colata, come conseguenza del ritiro del materiale e dello sviluppo di gas durante la solidificazione. La presenza di pori riduce quindi la resistenza a sollecitazioni statiche e dinamiche ed è soprattutto causa di una notevole dispersione statistica delle caratteristiche meccaniche dei pezzi colati. Questo aspetto è particolarmente critico per componenti automobilistici di sicurezza.

Le proprietà a fatica delle leghe appartenenti al sistema binario Al-Si, ampiamente utilizzate in campo automobilistico, sono state correlate in letteratura a caratteristiche microstrutturali quali il SDAS (secondary dendrite arm spacing) [6], la morfologia e la distribuzione della porosità [7], a variazioni nelle condizioni di trattamento termico [8] e ai parametri di carico, quali la sequenza e il rapporto di carico [9]. Il processo di fatica consiste principalmente di quattro fasi: la nucleazione di microcricche, la coalescenza e la propagazione di microcricche, la crescita di macrocricche e la frattura finale. Per quanto concerne la vita a fatica, la fase di propagazione è dominante nella fatica a basso numero di cicli, mentre la nucleazione controlla la fatica ad alto numero di cicli. In particolare nelle leghe di alluminio sono state documentate e analizzate nucleazioni da bande di scorrimento, da rottura e decoesione di inclusioni, da segregazioni a bordo grano, da vuoti e intagli [10]. In ogni caso nelle leghe ipoeutettiche Al-Si da fonderia le cricche nucleano solitamente da porosità interdendritiche da ritiro prossime alla superficie

[6,8] e quindi i pori rappresentano la principale influenza sulle proprietà a fatica.

Questo lavoro tratta lo studio delle proprietà a fatica di leghe di alluminio A319, A356 e A357, prodotte attraverso differenti tecniche di fonderia: conchiglia, sabbia, lost foam e rheocasting. Campioni piani e cilindrici sono stati ricavati da bracci di sospensione e teste cilindro e sono stati sottoposti a fatica uniassiale a temperatura ambiente. Sono state confrontate le curve di Wohler nelle diverse condizioni di colata ed è stato anche valutato l'effetto del processo LHIP (Liquid Hot Isostatic Pressing). Oggetto dell'attività di ricerca è stato anche l'analisi e il confronto delle microstrutture di leghe di alluminio, A319, A356 e A357, prodotte attraverso tecniche di fonderia tradizionali (conchiglia e Disamatic) e innovative (lost foam e rheocasting), e sottoposte in parte a pressatura isostatica a caldo in fase liquida. Campioni metallografici sono stati ricavati dai provini sottoposti a prove di fatica, prelevati da bracci di sospensione e teste cilindro, e sono stati sottoposti ad analisi mediante microscopia ottica, evidenziando le caratteristiche microstrutturali e le difettologie tipiche.

La caratteristica principale del processo di colata lost foam è l'uso di modelli in schiuma polimerica per la produzione del componente. Le distanze tra i bracci della dendrite nel processo lost foam sono generalmente superiori rispetto alle colate in conchiglia, di conseguenza le microstrutture nelle colate lost foam sono a grana più grossa rispetto alla colata in forma permanente, con conseguente diminuzione delle caratteristiche meccaniche. Componenti tipici in alluminio prodotti mediante processo sono collettori d'aspirazione, basamenti di motori e teste di cilindri. Per le teste cilindro ad esempio esistono esperienze produttive importanti negli USA e in Europa [11].

La pressatura isostatica a caldo in fase liquida è un processo che sottopone un componente ad elevate temperature e pressione isostatica in un opportuno recipiente, contenente un bagno di sali fusi. Sotto queste condizioni pori e difetti interni ad un corpo solido collassano e sono riassorbiti. Questo processo è correntemente sotto sviluppo per migliorare la qualità dei getti [12]. Infatti i getti possono presentare discontinuità interne, quali porosità da gas (idrogeno o aria), microporosità interdendritica e microcricche, che tendono a concentrare gli stress e ad agire come punti preferenziali di

**E. Romano**

CS<sup>2</sup>M<sup>2</sup> Centro di Studio e Sviluppo per la Meccanica e la Metallurgia - Sede di Alessandria

**M. Rosso**

Dipartimento di Scienza dei Materiali e Ingegneria Chimica - Politecnico di Torino

**D. Valzan**

Centro Innovazione e Ricerca Tekstid - Borgaretto (TO)

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

innesco della rottura. Il processo LHIP sigilla questi difetti attraverso fenomeni di scorrimento e deformazione plastica, e fenomeni di diffusione delle superfici collassate, creando una microstruttura densa e omogenea [13]. La maggiore integrità del getto dopo LHIP incrementa le sue caratteristiche meccaniche, quali resistenza a snervamento e a trazione, duttilità, resistenza allo scorrimento viscoso e riduce la dispersione statistica di queste proprietà [13-15].

Il processo Rheocasting appartiene alla famiglia di processi in semisolido, basati sull'impiego di una lega caratterizzata da una microstruttura globulare, che conferisce al materiale proprietà thixotropiche con una viscosità dipendente dallo sforzo di taglio applicato. La struttura globulare, non dendritica, consente di formare il metallo con un'alta frazione di solido, anche oltre a 0,5, ed una viscosità ridotta, mantenendo bassa la temperatura del metallo che riempie lo stampo. Le normali strutture di solidificazione dendritiche non hanno questo tipo di comportamento, perché già a frazioni di solido intorno a 0,2 presentano una rete interdendritica che impedisce lo scorrimento del materiale. Il processo Rheocasting permette di raggiungere la struttura globulare direttamente raffreddando, in modo controllato, la lega d'alluminio dallo stato liquido [16]. La formatura dei particolari con le leghe di alluminio semisolide avviene in maniera simile ai processi di squeeze casting, in cui il metallo è iniettato in uno stampo d'acciaio e fatto solidificare sotto pressione; la thixotropia ed un controllo nella velocità del metallo permette di realizzare l'iniezione con un flusso laminare ed un avanzamento compatto del fronte semisolido attraverso i canali di colata e nello stampo. La laminarietà è direttamente responsabile di una minore difettosità dei particolari formati in semisolido, rispetto a quelli ottenibili con i classici processi di fonderia, perché l'abbassamento della turbolenza garantisce di evitare l'ossidazione del metallo e la possibilità di intrappolare aria durante l'iniezione nello stampo [16].

In questo lavoro sono state confrontate le microstrutture e il contenuto di porosità nelle diverse condizioni di colata ed è stato anche valutato l'effetto del processo LHIP (Liquid Hot Isostatic Pressing) nella riduzione della percentuale di porosità, dimostrando come la formatura in semisolido e l'applicazione del LHIP dopo la formatura in conchiglia permettono di ottenere le caratteristiche microstrutturali migliori. Lo studio dell'influenza del processo di colata e dell'effetto del processo LHIP sulle curve di fatica S-N di Wohler ha dimo-

strao come la formatura in semisolido e l'applicazione del LHIP dopo la formatura in conchiglia permettano di incrementare la resistenza a fatica. Le osservazioni al microscopio elettronico a scansione hanno consentito di evidenziare i siti di nucleazione della rottura a fatica sulle superfici di frattura nelle diverse condizioni analizzate.

#### ATTIVITÀ SPERIMENTALE

Le categorie di provini testati a fatica sono elencate nella tabella 1, in cui sono riportati per ogni tipo la composizione, il componente, il processo di colata, il trattamento termico, e la geometria corrispondente.

Dopo l'esecuzione del trattamento di solubilizzazione, parte dei componenti è stata sottoposta a LHIP secondo parametri fisici, che risultano funzione della composizione della lega e della geometria del getto.

Dalle varie categorie di getti sono stati ricavati campioni di forma piatta o cilindrica per le prove a fatica; la forma e le dimensioni dei campioni sono in accordo con la normativa ASTM E466-72 [17]. Le prove a fatica assiale sono state effettuate a temperatura ambiente, con un rapporto di carico pari a -1 (ciclo simmetrico), utilizzando una macchina di prova Rumul TESTRONIC 100 kN, a risonanza, in grado di eseguire prove nel range di frequenza tra 40 e 260 Hz. In questo modo si sono ottenute le curve di Wohler S-N nelle differenti condizioni di processo, determinando il limite di fatica (50% probabilità di sopravvivenza) con il metodo Staircase (15 prove con un passo di 10 MPa e  $10^7$  cicli come numero di cicli di riferimento). Altre prove sono state effettuate a diversi livelli di tensione, in modo tale da determinare la pendenza della curva nella zona di resistenza a termine, attraverso un'interpolazione lineare dei dati sperimentali. Per ogni condizione di processo sono state determinate tre curve relative a tre diverse probabilità di sopravvivenza: 10%, 50% e 90%. Mediante microscopia elettronica sono state osservate le caratteristiche e la morfologia della frattura nei campioni testati.

I getti ottenuti mediante processi di colata tradizionale (conchiglia e sabbia) e innovativi (lost foam e rheocasting) sono stati sezionati evidenziando le caratteristiche microstrutturali, la difettologia tipica e l'effetto della pressatura isostatica liquida a caldo (LHIP). La maggior parte della caratterizzazione microstrutturale è stata eseguita su sezioni metallogra-

Tabella 1. Le differenti categorie di getti utilizzati nelle prove a fatica.

Materiali e componenti  
Processo di Colata LHIP  
Geometria dei campioni.

Table 1. The different kinds of castings for fatigue testings.

Materiali e componenti		Processo di colata	LHIP	Geometria dei campioni
A356T6*	Braccio Sospensione	Bassa Pressione Conchiglia	NO	Piatto
A356T6*	Braccio Sospensione	Bassa Pressione Conchiglia	SI	Piatto
A356T6*	Braccio Sospensione	Bassa Pressione Disamatic	NO	Piatto
A356T6*	Braccio Sospensione	Bassa Pressione Disamatic	SI	Piatto
A356T6**	Braccio Sospensione	Rheocast	NO	Piatto
A357T6**	Braccio Sospensione	Rheocast	NO	Piatto
A356T6***	Testa Cilindro	Lost foam	NO	Cilindrico
A356T6***	Testa Cilindro	Lost foam	SI	Cilindrico
A319T5****	Testa Cilindro	Lost foam	NO	Cilindrico
A319T6****	Testa Cilindro	Lost foam	NO	Cilindrico
A319T6****	Testa Cilindro	Lost foam	SI	Cilindrico

<p>* Solubilizzazione: 8h a 540 °C</p> <p>** A356 Solubilizzazione : 6h a 520 °C</p> <p>** A357 Solubilizzazione : 6h a 535 °C</p> <p>*** Solubilizzazione: 6h a 535 °C</p> <p>**** Solubilizzazione: 6h a 535 °C</p> <p>***** Solubilizzazione: 6h a 480 °C</p>	<p>Tempra: Acqua a 60 °C</p> <p>Tempra: H<sub>2</sub>O a T<sub>AMB.</sub></p> <p>Tempra: H<sub>2</sub>O a T<sub>AMB.</sub></p> <p>Tempra: Acqua a 60 °C</p> <p>Tempra: Acqua a T<sub>AMB.</sub></p> <p>Tempra: Acqua a T<sub>AMB.</sub></p>	<p>Invecchiamento: 6h a 160 °C</p> <p>Invecchiamento: 6h a 160 °C</p> <p>Invecchiamento: 6h a 170 °C</p> <p>Invecchiamento: 4h a 180 °C</p> <p>Invecchiamento: 8h a 190 °C</p> <p>Invecchiamento: 8h a 190 °C</p>
--	---	---

fiche ricavati dai provini testati a fatica.

**RISULTATI**

**Analisi microstrutturale: Bracci di sospensione**

La microstruttura dei provini in conchiglia è leggermente più fine rispetto ai provini in Disamatic, a causa di una velocità di solidificazione superiore, la quale è dovuta alla elevata capacità di smaltimento del calore della forma metallica (fig. 1).

Le micrografie mostrano la tipica microstruttura della lega A356 T6, con una struttura primaria di tipo dendritico e la presenza dell'eutettico negli spazi interdendritici. La distribuzione delle particelle di silicio è piuttosto uniforme e tali particelle sono estremamente fini e di forma sferica grazie all'aggiunta di un opportuno modificatore nel bagno metallico. L'analisi metallografica sui provini in sabbia e in conchiglia ha evidenziato una ridottissima presenza di silicio primario e di composti intermetallici a base Fe (cristalli reticolare di  $\alpha$  Al-Fe-Mn-Si e cristalli aciculari di  $\beta$  Al-Fe-Si), i quali hanno un effetto infragile sulla tenacità del materiale. Tali costituenti sono stati individuati nei provini colati in sabbia.

L'analisi metallografica ha messo in luce due differenti ca-

tegorie di porosità: una porosità più irregolare (porosità da ritiro interdendritica), la cui formazione avviene durante la solidificazione da fase liquida, e una porosità più arrotondata (porosità da gas), la cui formazione è dovuta al non completo degasaggio del bagno di metallo fuso.

Le porosità da ritiro sono distinguibili da quella da gas, in quanto assumono una tipica forma allungata e irregolare; esse possono essere minimizzate garantendo un'ottimale alimentazione della forma (fig. 2).

L'idrogeno è la principale causa della formazione di porosità da gas nei getti di alluminio. La sua solubilità nell'alluminio solido è sostanzialmente nulla, mentre risulta elevata nel metallo allo stato fuso; durante la solidificazione del getto si ha quindi la precipitazione del gas e la formazione di porosità di aspetto tondeggianti. A parità di volume complessivo di gas assorbito, tanto più il grano è fine, tanto più le porosità presenti risultano fini, arrotondate e numerose. Questo è dovuto alla tendenza dei pori a formarsi in corrispondenza dei bordi di grano: un grande numero di grani cristallini favorisce la formazione di molti siti di preferenziale precipitazione, le porosità risultano ovviamente più piccole e, essendo la tensione superficiale di tali grani molto elevata, anche più tondeggianti. Al contrario, in presenza di un minor nu-

Fig. 1 Microstruttura di getto colato in conchiglia (a,b) e in Disamatic (c,d).

Fig. 1 Microstructure of permanent mould casting (a,b) and of Disamatic casting (c,d).

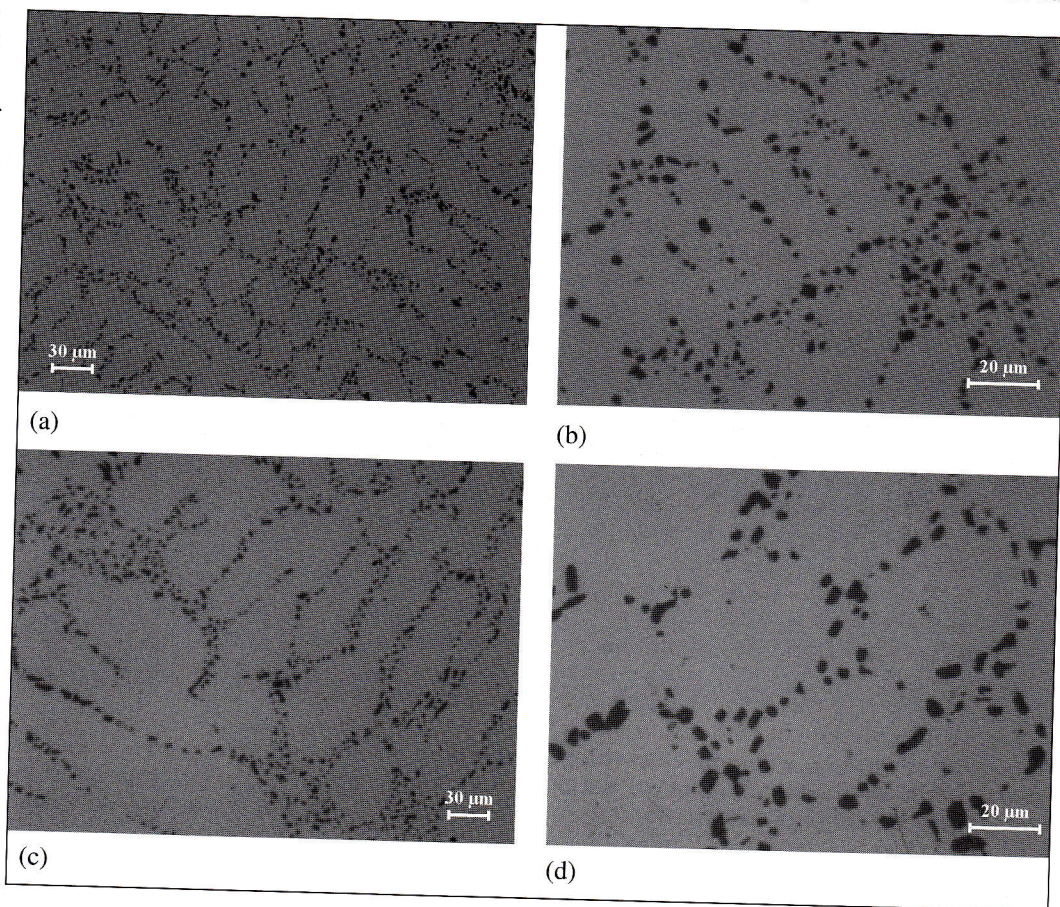
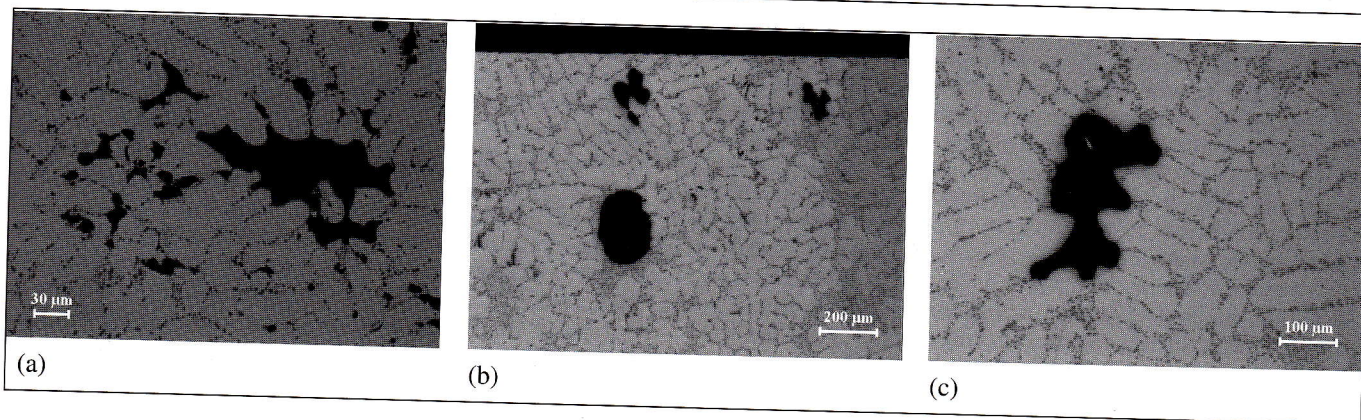


Fig. 2 Microporosità da ritiro e porosità gassosa in getti in conchiglia (a) e in Disamatic (b,c).

Fig. 2 Shrinkage microporosity and gas porosity in permanent mould casting (a) and in Disamatic casting (b,c).



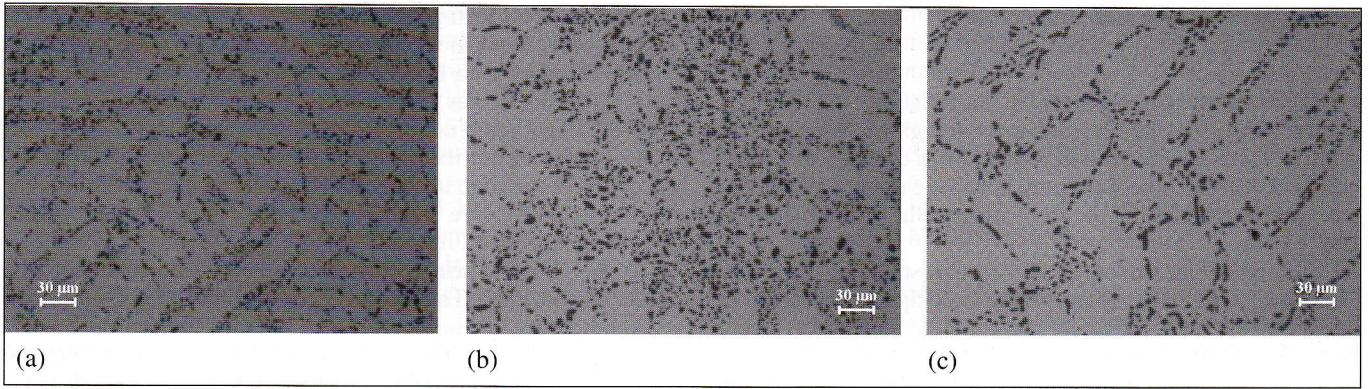


Fig. 3 Effetto di LHIP sulla microstruttura di getti colati in conchiglia (a,b) e in Disamatic (c).  
 Fig. 3 Effect of LHIP on the microstructure of permanent mould casting (a,b) and of Disamatic casting (c).

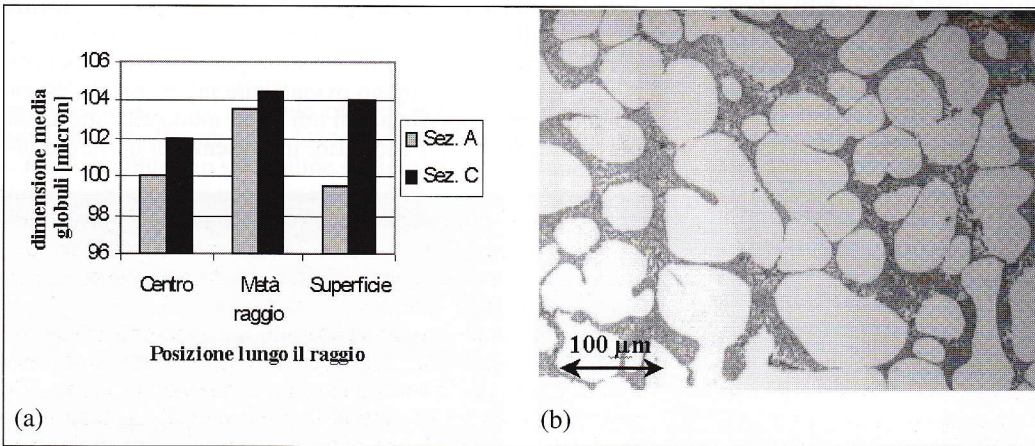


Fig. 4 Dimensione dei globuli in funzione della posizione di analisi della billetta (a); sez. A è a 40 mm dalla testa della billetta, sez. C è a 30 mm dal fondo della billetta. Microstruttura della billetta (100x) nella sezione C (b).  
 Fig. 4 Dimension of the globules in function of the position of analysis of the billet (a); sez. A is 40 mm from the billet head, sez. C is 30 mm from the billet bottom. Microstructure of the billet (100x) in section C (b).

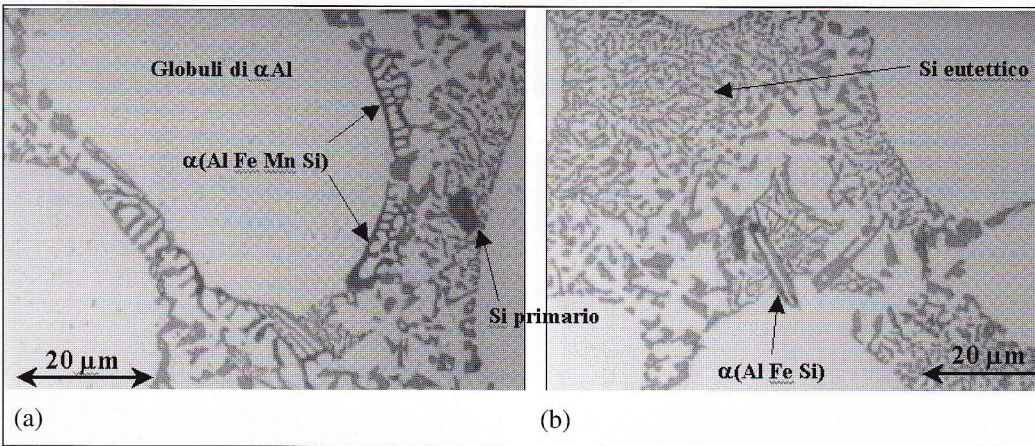


Fig. 5 Microstruttura della billetta allo stato grezzo di colata.  
 Fig. 5 Microstructure of the as-cast billet.

mero di grani di maggior dimensione, i pochi pori presenti tendono ad assumere una forma allungata e a seguire l'andamento del loro bordo; dal punto di vista meccanico, questi difetti sono più pericolosi dei precedenti, in quanto riducono in misura maggiore la resistenza a trazione e la vita a fatica del componente.

Le sezioni di provini Disamatic mostrano infatti una porosità più elevata rispetto ai provini in conchiglia, sia in termini di dimensioni che di diffusione, come è illustrato nella figura 2.

Durante la colata nella forma, il moto turbolento del metallo liquido può causare l'inglobamento di una certa quantità di aria ambientale che, data la viscosità comunque non trascurabile del fuso, non sempre riesce a raggiungere la materozza; in questo caso, essa determina la formazione di una cavità nel getto (soffiatura) che raggiunge di norma delle dimensioni significative e deprime le sue caratteristiche meccaniche. Talvolta essa può associarsi ad un fenomeno di riti-

ro, dando luogo alla formazione di un difetto misto; in ogni caso, se la colata viene eseguita ad una velocità controllata all'interno di una forma opportunamente progettata, questi fenomeni tendono a verificarsi molto raramente.

Il riempimento in bassa pressione non provoca la formazione di soffiature, grazie all'assenza di turbolenza nel flusso della lega liquida.

Dopo l'esecuzione del processo LHIP si verifica una quasi completa chiusura della porosità interna, mentre non si ha praticamente alcun effetto sulla microstruttura, anche se alcune micrografie mostrano un lieve incremento della concentrazione delle particelle di silicio in alcune zone (figura 3b). In ogni caso durante la pressatura la temperatura richiesta per la densificazione e il tempo di permanenza sono bassi, per cui fenomeni secondari di crescita del grano o variazioni nella distribuzione dei precipitati possono essere evitati. L'effetto preponderante del processo LHIP è comunque l'eliminazione della porosità da ritiro e da idrogeno a segui-

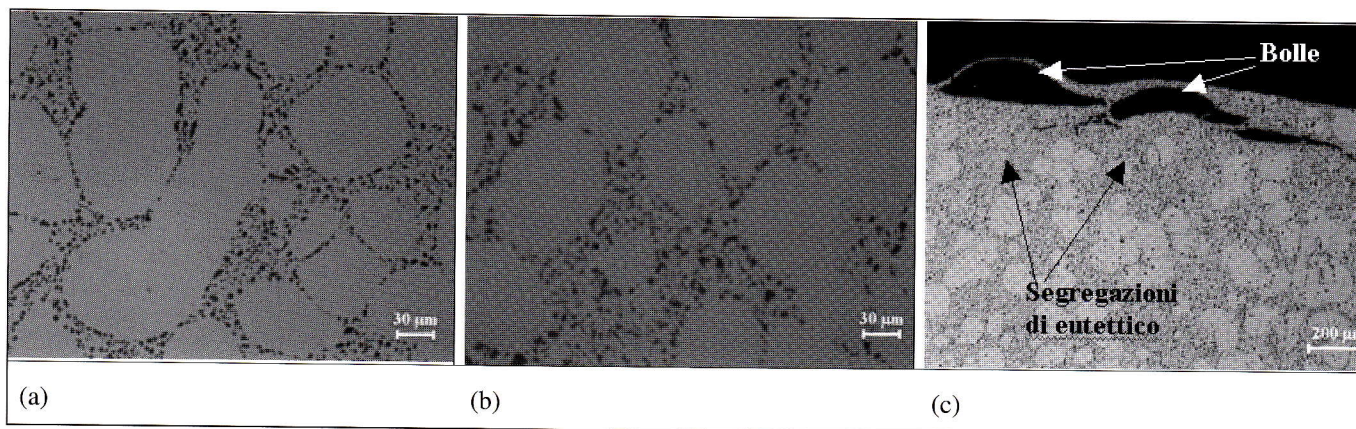


Fig. 6 Microstruttura dei particolari trattati termicamente: A356T6 (a) e A357T6 (b); Difetti possibili nei getti rheocolati: bolle e segregazioni di eutettico (c).

Fig. 6 Microstructure of the heat treated components: A356T6 (a) and A357T6 (b); Possible defects in rheocast castings: bubbles and segregations of the eutectic (c).

to di fenomeni di flusso plastico che si manifestano durante il trattamento. Questo è evidente dall'analisi micrografica, sia per quanto riguarda i provini Disamatic che i provini in conchiglia.

Le caratteristiche microstrutturali dei componenti realizzati in Rheocasting sono state valutate sulle billette raffreddate dalle condizioni semisolide e sul particolare completo dopo trattamento termico.

Le billette in questione sono state prelevate alla temperatura standard di uscita dal carosello di preparazione dello slurry, tagliate a metà e raffreddate in acqua fredda. L'analisi delle dimensioni dei globuli nella matrice d'alluminio è stata effettuata seguendo la norma AFNOR-FMM per la determinazione dei grani cristallini, ottenendo misure precise della dimensione dei globuli di  $\alpha$ -Al, principali responsabili delle caratteristiche thixotropiche della lega.

L'analisi riportata nella figura 4a è stata effettuata sulla lega A357 e si può notare come la dimensione dei grani risulti contenuta in valori che variano di poco rispetto alla dimensione ideale che è stabilita al valore di  $100 \pm 20 \mu\text{m}$ : tale imposizione proviene da valutazioni di carattere pratico sulla dimensione dei globuli, per conseguire le migliori caratteristiche thixotropiche e meccaniche. La figura 4b mostra chiaramente come i globuli presentino una forma arrotondata molto regolare.

Le fasi presenti nelle billette (figura 5a e 5b) possono essere ricondotte ad un numero ridotto, tra queste si è potuto riconoscere, oltre ai globuli di  $\alpha$ -Al circondati dalle zone di composizione eutettica:

- (Al Fe Mn Si)
- cristalli di silicio primario con forma squadrata
- $\text{Mg}_2\text{Si}$
- ridottissima presenza di cristalli aciculari di  $\beta(\text{Al Fe Si})$ .

Le micrografie permettono di notare anche che la fase eutettica si presenta di piccole dimensioni e non troppo arrotondata, l'evoluzione verso la struttura più globulare avviene, infatti, nel corso del trattamento di bonifica come risulta evidente dalle immagini ricavate per i particolari trattati e riportate nella figura 6. La microstruttura presenta una struttura primaria di tipo globulare, circondata dalla matrice di composizione eutettica, con il silicio eutettico omogeneamente distribuito.

La presenza di un maggior quantitativo di segregazioni eutettiche è stata tuttavia verificata nei punti dove lo spessore del getto è inferiore ed esse sono prevalentemente localizzate nella vicinanza della superficie, dove avviene un raffreddamento più rapido. In prossimità della superficie tendono ad addensarsi anche eventuali bolle, come è visibile nella figura 6c.

Le segregazioni possono presentarsi in zone massicce del particolare o subsuperficialmente con cause differenti. Nel primo caso la causa è sicuramente identificabile in un riempimento dello stampo troppo lento, eventualmente associato ad una temperatura dello stampo troppo bassa: dopo il riempimento delle cavità, si possono verificare dei ritiri che, con l'applicazione della sovrappressione finale possono essere infiltrati dal liquido eutettico.

Le bolle possono prendere origine da differenti cause, tra queste la prima può essere identificata nell'eccessiva velocità di iniezione, in questo caso alcune porzioni del metallo vengono proiettate davanti al flusso principale andando a rivestire le pareti dello stampo. Il successivo sopraggiungere del flusso principale provoca la formazione delle piccole bolle di gas sotto pelle. La regolazione della velocità di riempimento garantisce l'eliminazione dei difetti che prendono origine in questo modo.

La seconda causa alla base della formazione delle bolle è la diffusione subsuperficiale d'inquinanti provenienti dai lubrificanti che rivestono lo stampo, in caso di un comportamento non ideale del lubrificante stesso.

Le porosità da ritiro e gassose possono essere considerate trascurabili nei particolari rheocolati, grazie a temperature di colate inferiori rispetto a processi in conchiglia e in sabbia e soprattutto grazie alla elevata pressione applicata durante la solidificazione che minimizza la formazione di questi difetti.

#### Analisi microstrutturale: Teste cilindro

Per quanto riguarda i campioni in lega A356 T6, l'analisi metallografica, effettuata su provini ricavati da teste cilindro, ha evidenziato una microstruttura di tipo dendritico (figura 7a, 7b e 7c), più grossolana rispetto a campioni in conchiglia, comparabile con la microstruttura dei provini Disamatic. La distribuzione del silicio è uniforme, la forma delle particelle di silicio è sferica grazie all'aggiunta del modificatore; si nota tuttavia la presenza di particelle di forma allungata. Il tenore molto limitato di ferro nella lega A356 assicura una scarsissima presenza dei precipitati intermetallici a base Fe, analogamente a quanto riscontrato per i provini in conchiglia e in Disamatic.

Nel caso dei campioni in lega A319 T5 e T6, l'analisi micrografica (figura 8a, 8b e 8c) ha messo in luce una microstruttura dendritica, con un'elevata dimensione del grano cristallino, associata alla presenza di precipitati intermetallici ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$  ad  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_3\text{Si}_2$ ,  $\text{CuNiAl}_6$ ) di grosse dimensioni. La percentuale di Fe consentita in questa lega è molto maggiore rispetto alla A356, di conseguenza la formazione di questi composti è molto probabile, favorita anche da una percentuale superiore di rame e da una bassa velocità di solidifica-

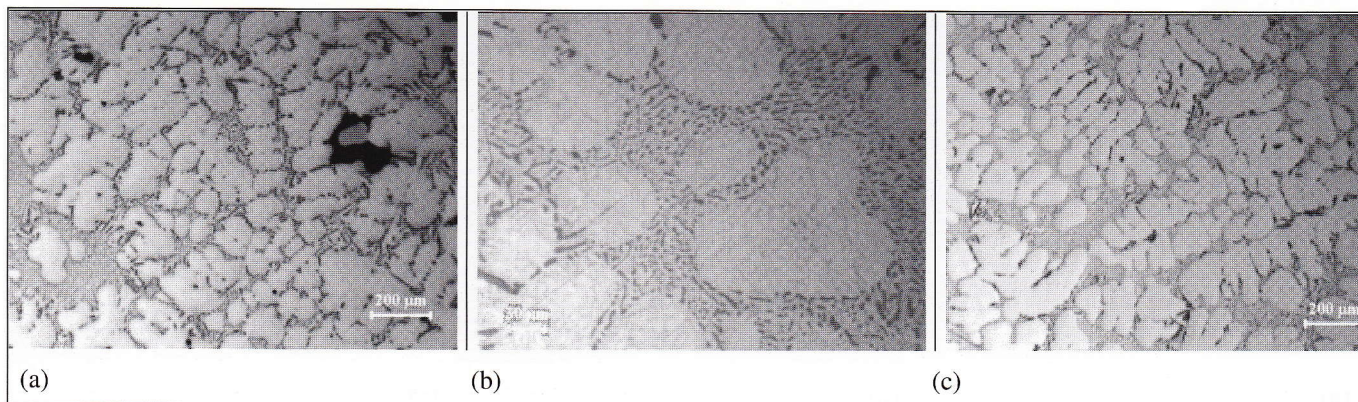


Fig. 7 Microstruttura dei getti colati in lost foam: A356T6 (a), A356T6 (b), A356T6 e LHIP (c).

Fig. 7 Microstructure of lost foam castings: A356T6 (a), A356T6 (b), A356T6 and LHIP (c).

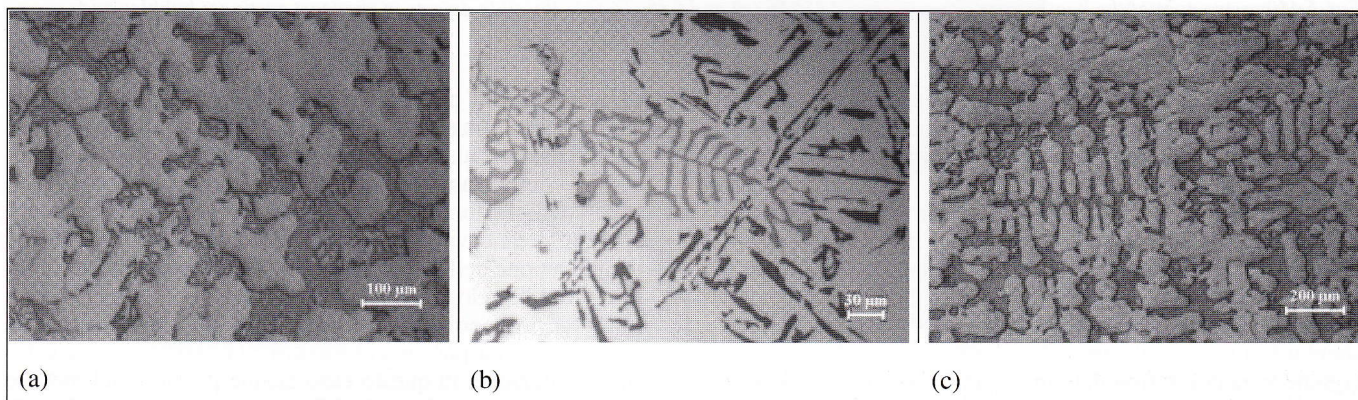


Fig. 8 Microstruttura dei getti colati in lost foam: A319T5 (a), A319T6 (b), A319T6 e LHIP (c).

Fig. 8 Microstructure of lost foam castings: A319T5 (a), A319T6 (b), A319T6 and LHIP (c).

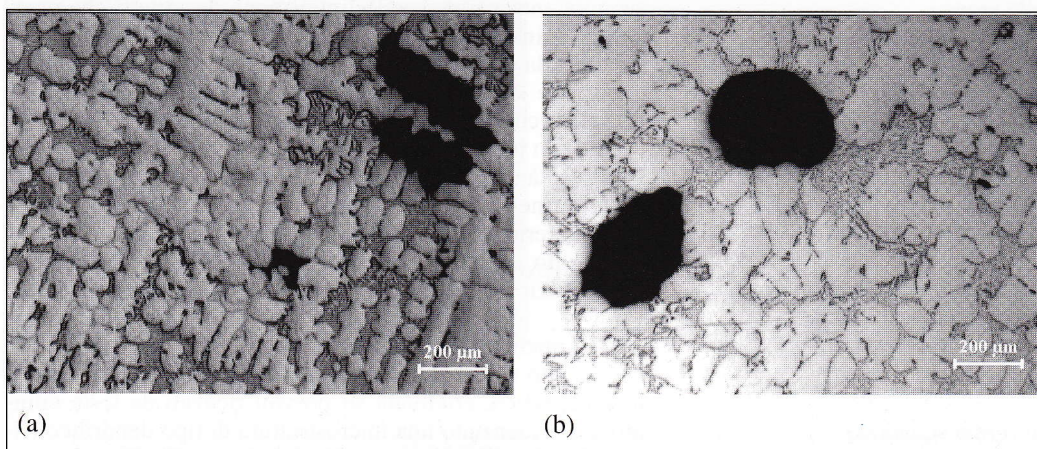


Fig. 9 Porosità nei getti colati in lost foam: mista (a) e gassosa (b).

Fig. 9 Porosity in lost foam castings: mixed porosity (a) and gas porosity (b).

zione. Inoltre la mancata aggiunta del modificatore al bagno metallico ha comportato la formazione di un silicio aciculare molto dannoso riguardo le proprietà meccaniche.

La difettologia rilevata sulle sezioni metallografiche dei provini non sottoposti a LHIP comprende soprattutto porosità da ritiro (figura 9a) e porosità gassosa (figura 9b), di dimensioni non trascurabili. La microporosità da ritiro è sempre presente in questo tipo di getti a causa dell'esiguità del sistema di alimentazione durante la colata. A seguito del processo LHIP si ha l'occlusione delle porosità da ritiro e da gas. Questo accade sia per i provini in lega A319, che per quelli in lega A356. Nel caso della lega A319 è stato tuttavia verificato come l'eliminazione della porosità non sia del tutto completa.

A causa del numero elevato e della complessità delle fasi del processo lost foam e della grande quantità di materiali che vi

vengono impiegati, nei getti prodotti con questa tecnologia è possibile individuare differenti difetti esclusivi e caratteristici del processo, che possono avere origine in tutte le fasi, dalla preespansione del polistirolo, alla formatura, all'incollaggio, alla verniciatura delle anime, e non solo durante la colata (microporosità da ritiro e porosità gassosa). In aggiunta le condizioni della colata in lost foam sono più critiche rispetto alla colata in conchiglia per almeno due motivi: la presenza dei prodotti della combustione del polistirolo che devono evacuare durante e dopo la colata attraversando il metallo liquido e l'esiguità del sistema di alimentazione del getto, che è limitata alla zona degli attacchi di colata e avviene esclusivamente attraverso il bastone.

Tra i difetti che possono sorgere durante il processo lost foam di particolare gravità è quello dovuto all'infiltrazione di vernice, nei vuoti tra le palline del polistirolo, che durante

Fig. 10 Inclusione di vernice, componente testa cilindri (a); metallizzazioni su coperchio vano catena, componente testa cilindro (b).

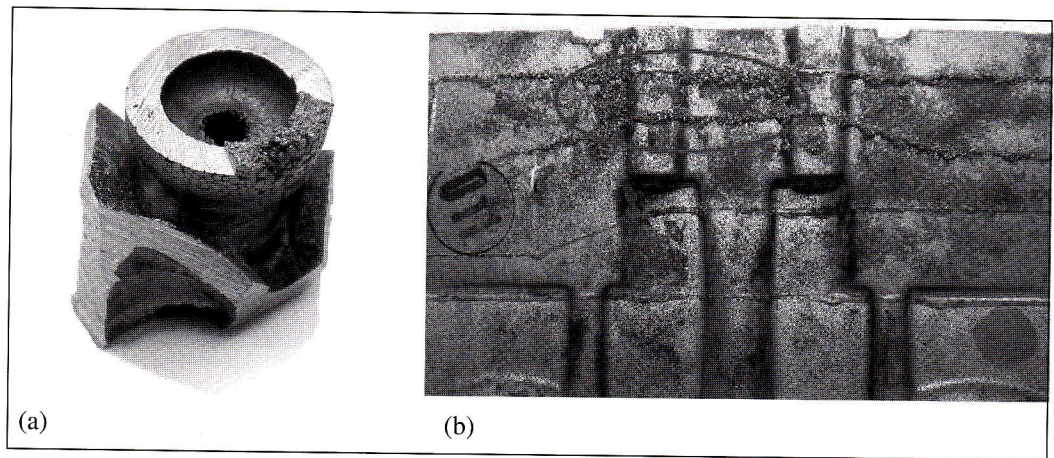


Fig. 10 Inclusion of paint, component of cylinder head (a); metalizations on vain cover chain, component of cylinder head (b).

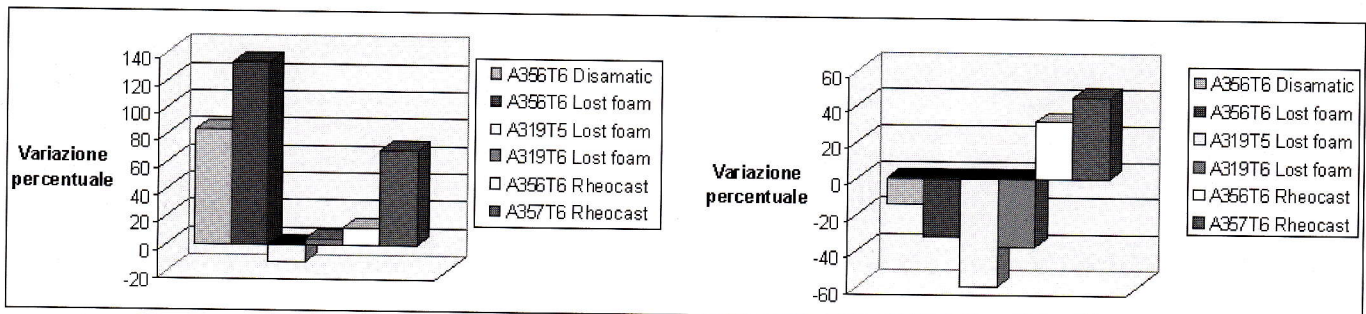


Fig. 11 Variazioni percentuali della deviazione standard (a) e del limite di fatica a 107 cicli, per una probabilità di sopravvivenza pari a 50% (b) per differenti processi di colata rispetto alla lega A356T6 colata in conchiglia, prima dell'applicazione del processo LHIP.

Fig. 11 Per cent variations of standard deviation (a) and of fatigue limit at 107 cycles, with a survival probability of 50% (b), concerning different casting processes, before LHIP process, in respect of permanent mould casting process.

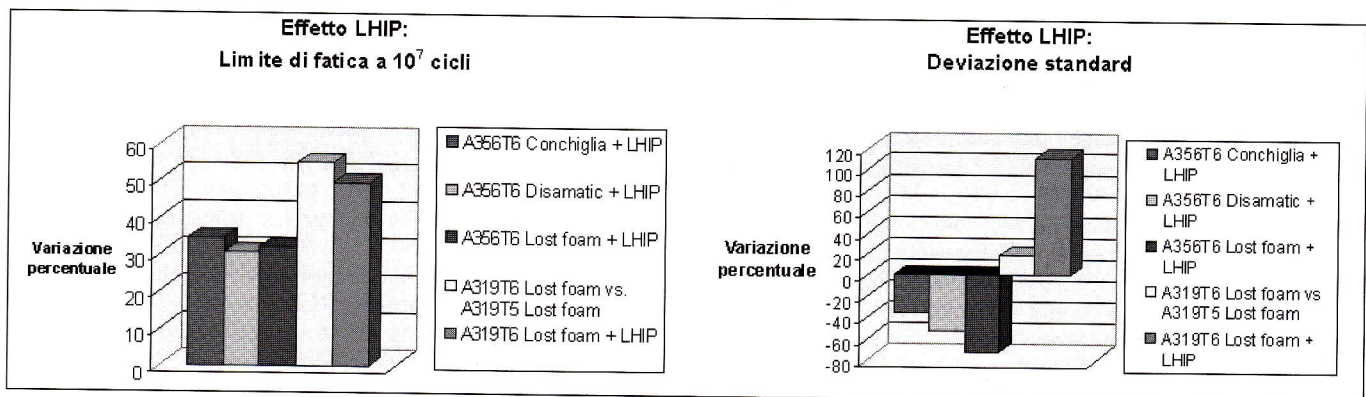


Fig. 12 Variazioni percentuali del limite di fatica a 107 cicli, per una probabilità di sopravvivenza pari a 50% (a) e della deviazione standard (b) rispetto ai valori in assenza di LHIP.

Fig. 12 Per cent variations of fatigue limit at 107 cycles, with a survival probability of 50% (a) and of standard deviation (a) concerning different casting processes in respect of no LHIP condition.

la colata resta intrappolata nell'alluminio liquido generando una discontinuità nella parete del getto, che può essere causa di perdita alla prova di tenuta (figura 10a).

Tra i difetti originati dall'incollaggio dei modelli, vi è la possibile mancanza di colla sulle linee di incollaggio, che durante la colata determina una discontinuità nella parete del getto a causa dell'infiltrazione della vernice. Un difetto causato invece da una quantità eccessiva di colla è il "menisco", cioè un velo di colla che impedisce l'insabbiamento di cavità che durante la colata crollano perché la vernice non è in grado di sostenere la spinta del metallo liquido.

Durante la fase di verniciatura dei grappoli è necessario ottenere uno strato uniforme, la discontinuità dello strato di vernice infatti può determinare dei crolli che determinano l'ostruzione di circuiti importanti per il funzionamento del motore. Se lo strato di vernice è localmente troppo sottile si

può verificare lo sfondamento da parte del metallo liquido, che in quella zona si mescola con la sabbia, determinando un difetto dall'aspetto caratteristico evidenziato dalla figura 10b. E' importante sottolineare che questo tipo di difetto non può essere univocamente determinato, ma è la concausa di diversi effetti. Le cosiddette metallizzazioni sono pericolose perché, qualora fossero presenti nella zona interna di un circuito che contenga un fluido in pressione, possono distaccarsi compromettendo la funzionalità del motore.

Pur dovendo garantire una certa resistenza, la vernice utilizzata per il rivestimento dei grappoli lost foam deve avere valori di permeabilità tali da consentire l'evacuazione dei prodotti di combustione del polistirolo durante la colata, in modo che non rimangano intrappolati nel getto come inclusioni di gas.

Il difetto denominato "fold" infine può sorgere durante la

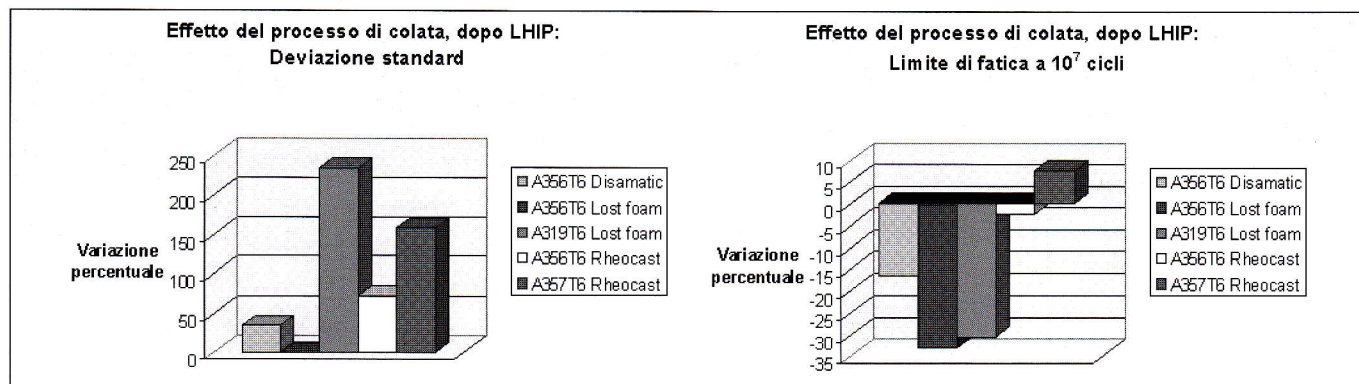


Fig. 13 Variazioni percentuali della deviazione standard (a) e del limite di fatica a 10<sup>7</sup> cicli, per una probabilità di sopravvivenza pari a 50% (b) per differenti processi di colata rispetto alla lega A356T6 colata in conchiglia, dopo l'applicazione del processo LHIP.

Fig. 13 Per cent variations of standard deviation (a) and of fatigue limit at 10<sup>7</sup> cycles, with a survival probability of 50% (b), concerning different casting processes, after LHIP process, in respect of permanent mould casting process.

colata dei getti lost foam, e consiste nell'intrappolamento tra due fronti del metallo liquido di polistirolo allo stato liquido, che rimane nella parete del getto determinando una discontinuità. La superficie di frattura di questo difetto si presenta come liscia e lucida, e può essere di colore chiaro o bruno.

**Prove a fatica**

I risultati sperimentali sono di seguito presentati sotto forma di grafici nelle figure 11, 12, e 13, in cui sono riportate le variazioni percentuali del limite di fatica a 10<sup>7</sup> cicli e della deviazione standard in differenti condizioni di processo.

La deviazione standard è un indice della dispersione statistica dei dati sperimentali. La notevole dispersione nel campo della fatica è una conseguenza della ripetizione di carichi relativamente ridotti, che consentono alle proprietà più deboli del materiale di divenire dominanti (variazioni locali di composizione, variazione di dimensione e di orientazione dei grani cristallini, distribuzione e dimensioni di inclusioni e di segregazioni, soffiature, difetti microstrutturali in generale).

Se si considerano i componenti non sottoposti a LHIP (figura 11a), esiste una notevole differenza della dispersione statistica della stessa lega A356T6, formata mediante tre diversi processi di colata: conchiglia, Disamatic, lost foam. Il raffreddamento del getto in forma metallica determina una ridotta deviazione standard rispetto al raffreddamento in sabbia e soprattutto rispetto al processo lost foam. L'elevata velocità di solidificazione associata alla conchiglia è responsabile di una microstruttura più fine e di una ridotta dimensione di difetti metallurgici rispetto ai processi in sabbia e lost foam. I provini di tipo rheocast hanno manifestato una dispersione statistica superiore rispetto a quelli in conchiglia. In questo caso è probabile che la presenza di disomogeneità metallurgiche, quali segregazioni di eutettico (dipendenti dalle modalità di riempimento della cavità), associata al fatto che le prove sono state eseguite su campioni prelevati da particolari non in produzione, ma relativi alla messa a punto dell'apparecchiatura di rheocasting, abbia determinato valori di deviazione standard abbastanza alti.

Considerazioni del tutto analoghe possono essere espresse riguardo al limite di fatica (figura 11b), per cui il processo in conchiglia garantisce i valori più elevati rispetto a Disamatic e lost foam, grazie ad una minore difettosità e ad una maggiore finezza microstrutturale. La formatura in semisolido consente di ottenere i valori più elevati di limite di fatica, superiori a quello raggiungibile con la formatura in conchiglia.

L'effetto del processo LHIP (figure 12a e 12b) può essere riassunto nelle seguenti considerazioni:

- incremento del limite di fatica (25-50%) per ogni condizione di processo: conchiglia, Disamatic e lost foam
- netta riduzione della deviazione standard (35-70%) e, di conseguenza, della dispersione sperimentale (fino al 70% nel caso di provini A356T6 lost foam).

Le considerazioni esposte sono particolarmente valide per descrivere l'influenza del processo LHIP sui campioni in lega A356.

Nel caso dei campioni in lega A319 colati in lost foam si è verificato un netto incremento del limite di fatica dopo LHIP (quasi del 50%), accompagnato, tuttavia, da un grande aumento della deviazione standard quindi della dispersione statistica, come è ben visibile nella figura 12b. In questo caso si è visto che i provini ricavati da una testa cilindro hanno mostrato una notevole resistenza meccanica, nettamente maggiore rispetto alla resistenza di provini estratti da altre teste cilindro, prodotte nelle stesse condizioni. Un'altra osservazione concerne la netta diminuzione di resistenza dopo il trattamento termico T5 per la lega A319. L'assenza di un trattamento di solubilizzazione pregiudica la resistenza a fatica del materiale, per cui il trattamento T6 assicura una maggiore resistenza a sollecitazioni di natura dinamica (figura 12a).

La nucleazione di cricche di fatica è molto sensibile alla presenza di porosità. Il processo LHIP consente di eliminare i vuoti presenti internamente ad un getto e, in questo modo, migliora la sua resistenza a fatica.

I processi di colata in semisolido (rheocast) minimizzano la presenza di difetti e dunque di siti di nucleazione preferenziale di cricche di fatica. Questo giustifica una elevata resistenza a fatica dei provini colati in semisolido, anche se la presenza di segregazioni di eutettico comporta una dispersione sperimentale superiore rispetto a provini prelevati da campioni soggetti a LHIP, come è evidente dal grafico della figura 13a. Questo grafico evidenzia inoltre come la deviazione standard dei provini da componente in lega A319T6 colato in lost foam sia nettamente più elevata rispetto alla deviazione standard di provini da componenti colati in conchiglia o in Disamatic, nonostante l'applicazione del processo LHIP. Questo aspetto può essere in parte spiegato con una incompleta eliminazione dei difetti interni, molto numerosi nei getti in lost foam, e con la presenza di composti intermetallici di morfologia aciculare, su cui il processo LHIP non ha influenza.

Il processo di colata ha influenza sulle proprietà a fatica perché influisce su due parametri microstrutturali fondamentali: la porosità e la finezza della microstruttura. Questa considerazione giustifica i valori di resistenza a fatica superiori di provini prelevati da campioni colati in conchiglia e, soprattutto, in semisolido rispetto a provini ricavati da componenti

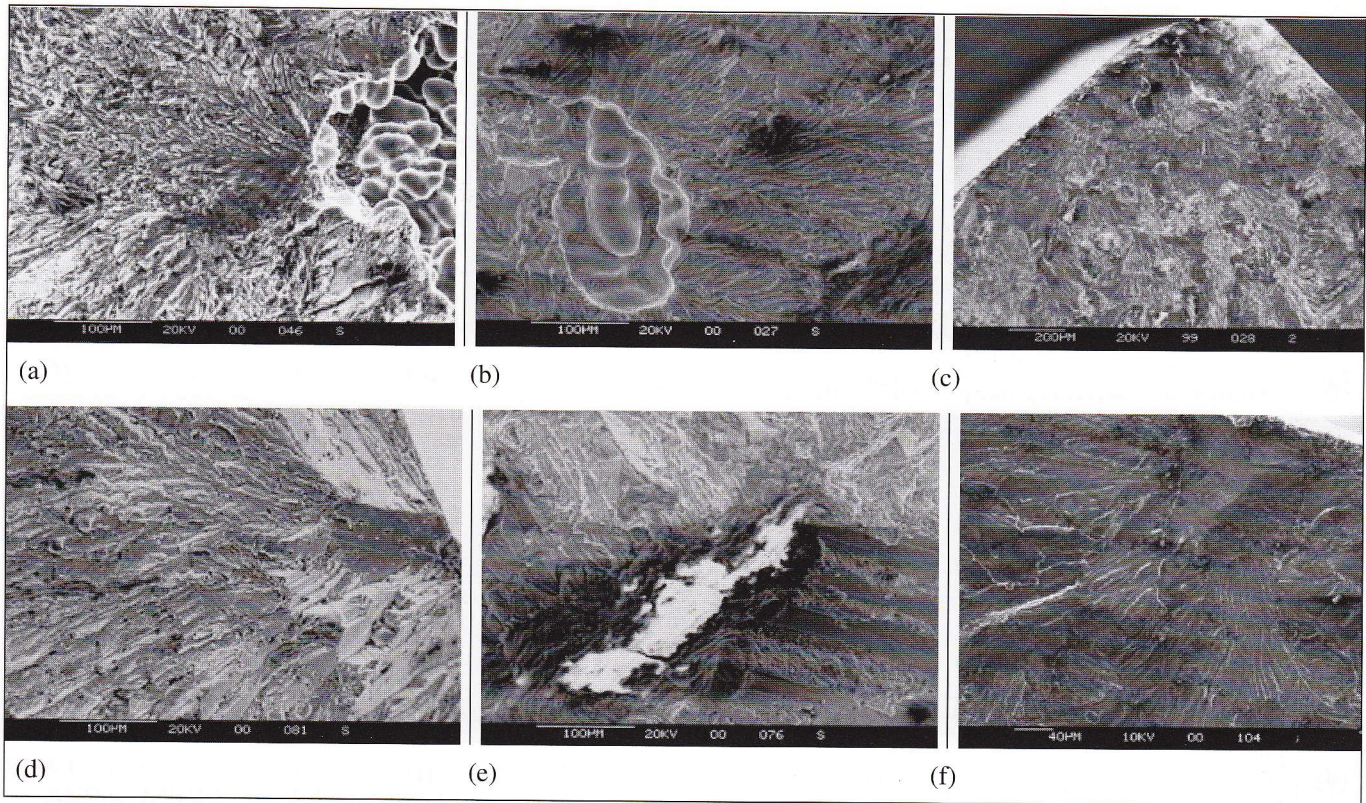


Fig. 14 Siti di nucleazione di cricche di fatica per differenti tipi di campioni piatti ricavati da bracci di sospensione.

Fig. 14 Typical nucleation sites of fatigue crack for plane samples, from suspension arms.

colati in sabbia e in lost foam (figura 13b).

Il grafico riportato nella figura 13b illustra le variazioni percentuali del limite di fatica a 107 cicli rispetto al valore relativo ai provini da componente colato in conchiglia e soggetto a LHIP: la formatura in semisolido e l'applicazione del processo LHIP dopo la formatura in conchiglia consentono di ottenere i risultati più significativi.

#### Analisi frattografica

L'eliminazione della porosità interna dopo LHIP è stata confermata dall'analisi delle superfici di frattura eseguita al microscopio elettronico a scansione (SEM) sui campioni rotti dopo la prova a fatica.

In generale le osservazioni frattografiche hanno messo in luce i possibili siti di nucleazione delle cricche di fatica per i campioni nelle varie condizioni di processo e trattamento. La considerazione più importante è relativa ad una sostanziale differenza tra i provini ricavati dai componenti non trattati LHIP rispetto ai campioni ricavati da componenti sottoposti a LHIP. Nel primo caso la rottura a fatica si origina in corrispondenza di difetti interdendritici da ritiro, in posizione superficiale o subsuperficiale. Sulla stessa superficie di frattura possono essere presenti uno o più siti di nucleazione, quindi la propagazione definitiva avviene in un'unica direzione. Nel secondo caso invece la rottura dei campioni avviene a partire da disomogeneità microstrutturali (composti intermetallici di grandi dimensioni, inclusioni, porosità superficiale) su cui il processo LHIP non ha alcuna influenza oppure prevale l'effetto geometrico, per cui la nucleazione si ha da difetti di lavorazione del provino o dallo spigolo del provino piatto.

Per quanto riguarda i provini piatti in lega A356 (conchiglia e Disamatic) la nucleazione parte sempre da pori da ritiro interdendritici vicino alla superficie esterna, come è visibile dalla documentazione fotografica (Figura 14a e 14b). Questi difetti sono più critici di altre disomogeneità che sono presenti nel materiale, quali ad esempio ossidi e porosità da

gas. Le differenze di durata di provini testati allo stesso livello di tensione possono essere ricondotte ad una maggiore presenza o ad una maggiore dimensione delle porosità da ritiro.

Dopo il trattamento LHIP si ha quasi sempre nucleazione a partire dalla superficie esterna, e questo conferma l'eliminazione della porosità da ritiro dopo la pressatura. Nelle frattografie (figura 14d e 14e) si può osservare la possibile nucleazione da inclusioni o da pori non chiusi dopo il processo LHIP. Quindi un affinamento della microstruttura e l'eliminazione di grosse inclusioni consentirebbe di incrementare ulteriormente le proprietà di componenti trattati LHIP.

Le figure 14c e 14f mostrano la nucleazione e la propagazione della rottura a fatica di provini ricavati dal componente formato in semisolido. In questo caso è stata riscontrata l'assenza di porosità sulle superfici di frattura, per cui i siti di nucleazione sono prevalentemente discontinuità sulla superficie del campione e, in misura inferiore, disomogeneità metallurgiche, quali segregazioni di eutettico, che rappresentano dunque un punto debole per la resistenza a fatica.

Per quanto concerne i provini cilindrici in lega A356 e A319 lost foam possono essere espresse analoghe considerazioni. Si ha nucleazione da pori da ritiro interdendritici o pori da gas nei campioni non sottoposti a LHIP (figure 15a, 15b e 15c), mentre l'origine della rottura a fatica per i provini sottoposti a LHIP è in prossimità di discontinuità vicine alla superficie, quali ossidi o pori solo parzialmente richiusi (figure 15d e 15e). La porosità risultante da questa tecnica di fonderia è molto elevata, per cui la pressatura non sempre garantisce la chiusura di ogni poro da ritiro interno al materiale (figura 15f).

#### CONCLUSIONI

Lo studio delle caratteristiche microstrutturali e delle proprietà a fatica di leghe di alluminio da fonderia per impiego

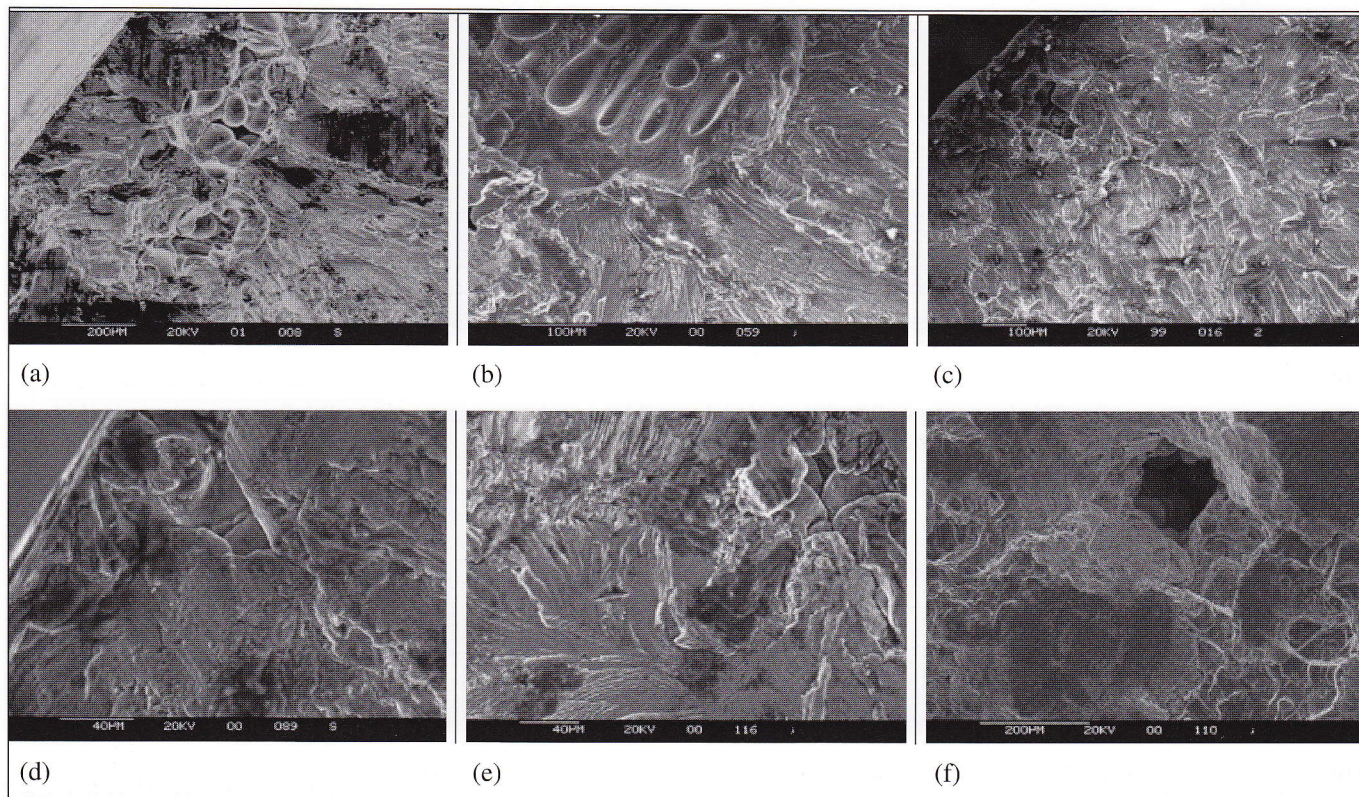


Fig. 15 Siti di nucleazione di cricche di fatica per differenti tipi di campioni cilindrici ricavati da teste cilindro

Fig. 15 Typical nucleation sites of fatigue crack for cylindrical samples, from cylindre

automobilistico è stato oggetto del presente lavoro. Le seguenti conclusioni possono essere formulate:

- I provini in lega A356 colati in conchiglia presentano una microstruttura di tipo dendritico più fine rispetto ai provini colati in Disamatic; il silicio eutettico è di forma arrotondata e ha una distribuzione omogenea; il contenuto e la dimensione di microporosità da ritiro e porosità gassosa è superiore per questi ultimi, a causa di una velocità di solidificazione inferiore.
- I provini in lega A356 colati in lost foam presentano una microstruttura di tipo dendritico di dimensioni confrontabili con quella dei provini in Disamatic. La microporosità da ritiro è sempre presente in questo tipo di getti a causa dell'esiguità del sistema di alimentazione durante la colata.
- I provini in lega A319 colati in lost foam presentano una microstruttura dendritica grossolana, con la presenza di silicio eutettico di forma aciculare e una elevata quantità di composti intermetallici a base Fe e a base Cu.
- I provini in lega A356 e A357 colati in rheocast presentano una microstruttura di tipo globulare; le porosità da ritiro e gassose possono essere considerate trascurabili nei particolari rheocolati, grazie a temperature di colate inferiori rispetto a processi in conchiglia e in sabbia e soprattutto grazie alla elevata pressione applicata durante la solidificazione che minimizza la formazione di questi difetti.
- L'effetto del processo di pressatura isostatica a caldo in fase liquida (LHIP) è l'eliminazione della porosità da ritiro e da idrogeno a seguito di fenomeni di flusso plastico che si manifestano durante il trattamento. L'analisi metallografica ha mostrato una quasi completa chiusura delle porosità interne, senza alcuna rilevante modificazione della microstruttura.
- Le curve di Wohler S-N relative ai campioni in conchiglia sono spostate verso l'alto rispetto alle curve S-N relative ai campioni Disamatic e lost foam; questo si verifica per entrambe le leghe testate, A319 e A356.
- La deviazione standard risulta inferiore per i campioni in conchiglia, di conseguenza a processi Disamatic e lost

foam originano una elevata dispersione statistica dei dati sperimentali, soprattutto per quanto riguarda i campioni in lega A356, mentre la differenza è minore per i campioni in lega A319.

- La resistenza a fatica per i campioni da componenti sottoposti a LHIP sono superiori, con un incremento del limite di fatica, calcolato con il metodo Staircase, pari a circa il 25-35% per i campioni in lega A356 e al 50% per i campioni lost foam in lega A319.
- La deviazione standard è molto maggiore per i campioni non sottoposti a LHIP, quindi il trattamento LHIP determina una netta diminuzione della dispersione sperimentale.
- I provini ricavati dai componenti prodotti con la tecnologia rheocast hanno manifestato il migliore comportamento a fatica, paragonabile soltanto ai provini in conchiglia soggetti a LHIP. In particolare il limite di fatica dei campioni rheocast in lega A357 è risultato il più elevato; tuttavia la deviazione standard dei campioni in semisolido è superiore rispetto a quella dei provini trattati con LHIP.
- L'analisi frattografica eseguita al microscopio elettronico a scansione ha mostrato che in quasi tutti i campioni non soggetti a LHIP, il sito di nucleazione preferenziale delle cricche di fatica è la porosità da ritiro interdendritica vicino alla superficie. Nei campioni soggetti a LHIP la rottura a fatica inizia generalmente alla superficie del campione, poiché la pressatura sopprime i pori interni al materiale; sono comunque possibili nucleazioni da ossidi e porosità non chiuse dal trattamento. Per quanto concerne i provini rheocast la nucleazione tende ad avvenire da segregazioni di eutettico oppure da discontinuità superficiali.

#### BIBLIOGRAFIA

- 1) M. ROSSO, E. ROMANO, S. BARONE, Metallurgical Science and Technology, A Journal published by Teksid twice a year, Vol. 19 No. 1 (June 2001), p.28-33.
- 2) D. APELIAN, Proc. 6th Int.Conf. Semi-solid Proces-

sing of Alloys and Composites, Turin (Italy), September 27-29, 2000, p.47-54.

- 3) P. GIORDANO, F. BOERO, G.L. CHIARMETTA, Proc. 6th Int.Conf. Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin (Italy), September 27-29, 2000, p.29-34.
- 4) W.L.WINTERBOTTOM, Proc. 6th Int.Conf. Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin (Italy), September 27-29, 2000, p.73-78.
- 5) S. GALLO, "New LHIP Technologies and Applications Thereof", Innovation in the Metal Foundry, Metef 2002 Montichiari (Brescia), 10 May 2002.
- 6) B. ZHANG, D.R. POIRIER AND W. CHEN, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30A (October 1999), p.2659-2666.
- 7) M.E. SENIW, M.E. FINE, E.Y. CHEN, M. MESHII AND J. GRAY, High Cycle Fatigue of Structural Materials (in Honour of Professor Paul C. Paris), The Minerals, Metals and Materials Society, Indianapolis (1997), p.371-379.
- 8) M.J. COUPER, A.E. NEESON AND J.R. GRIFFITHS, Fatigue Fract. Engng. Struct., Vol. 13 No. 3 (1990), p.213-227.
- 9) S.E. STANZL-TSCHEGG, H.R. MAYER, A. BESTE AND S. KROLL, Int. J. Fatigue, Vol. 17 No. 2 (1995), p.149-155.
- 10) T.L. REINHART, Fatigue and Fracture Properties of Aluminum Alloy Castings, Fatigue and Fracture, Vol. 19 ASM Handbook (1996), p.814-818.
- 11) S.SHIVKUMAR, L.WANG, D.APELIAN, The Lost Foam Casting of Aluminum Alloy Components, Journal of Material, November, 1990.
- 12) H.D. HANES AND J.M. MCFADDEN, HIP'ing of Castings: An Update, Metal Progress, American Society for Metals (April 1983), p.1-4.
- 13) E. ROMANO, M.ROSSO AND C. MUS, Proc. Euro-mat 2001 7th European Conference on Advanced Materials and Processes, Rimini, Italia (2001).
- 14) H.V. ATKINSON AND B.A. RICKINSON, Hot Isostatic Processing, Adam Hilger, Bristol, Philadelphia and New York (1991), p.10-17, p.44-45, p.50, p.74-82.
- 15) C.S.C. LEI, W.E. FRAZIER AND E.W. LEE, Journal of Material (November 1997), p. 38-39.
- 16) GIOVANNI NEGRI, Tesi di Laurea "Studio del processo di New Rheocasting per la produzione di un braccio di sospensione", Politecnico di Torino, Maggio 2002.
- 17) Standard Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, ASTM E466-72, Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia (1996), p.471-474.

A B S T R A C T

**STUDY OF THE INFLUENCE OF THE CASTING PROCESS ON THE MICROSTRUCTURAL FEATURES AND ON THE FATIGUE PROPERTIES OF FOUNDRY ALUMINIUM ALLOYS**

The use of aluminium alloy castings in automotive field has seen an increasing development in the last years, thanks to the reduction of the times for the production of components, in respect of other forming techniques (i.e. forging) and thanks to the possibility of a lightening of the weight of the cars. These advantages have lead to a strong interest towards aluminium castings for applications requiring high mechanical properties. In such contest new forming processes for aluminium alloys have been developed in order to obtain high integrity and reliability, similar to those obtainable by means of the traditional forging.

The quality of aluminium cast parts depend on the volume fraction, on the morphology and on the distribution of the porosity, which reduces the mechanical properties, like the toughness, the fatigue and tensile resistance. The presence of pores decreases the resistance to static and dynamic stresses and, above all, it determines a remarkable statistical dispersion of the mechanical characteristics.

This work regards the study of the microstructural features and of the fatigue properties of foundry aluminium alloys in automotive field. In particular this research concerns the study of the influence of the casting process and of the LHIP process (Liquid Hot Isostatic Pressing) on the fatigue properties of aluminium alloys. The fatigue tests have been carried out on plane or cylindrical samples, from suspension arms and cylinder heads. These castings have been manufactured by means of different casting techniques: low pres-

sure permanent mould (A356 suspension arms), low pressure Disamatic (A356 suspension arms), lost foam (A319 and A356 cylinder heads) and rheocast (A356 and A357 suspension arms).

The main feature of lost foam process is the use of models made of polymer foam to produce the final component. In lost foam process the dendrite arm spacings are usually higher in respect of permanent mould castings; then the microstructure of lost foam castings is not so fine as the microstructure of components, which has been cast in a metallic mould. Consequently the mechanical properties are lower, also because of a higher amount of internal porosity.

The Liquid Hot Isostatic Pressing (LHIP) is a process that subjects a component to elevate temperature and pressure in a suitable vessel, containing a bath made of melt salts. Under these conditions of heat and pressure, internal pores or defects within a solid body collapse and weld up. This process is currently under development with the aim to upgrade the quality of castings. In fact castings may have internal defects such as gas porosity (due to trapped gases, such as hydrogen or air), interdendritic microporosity (due to shrinkage) and microcracks that form during solidification and that have an adverse effect on performance. Such pores tend to concentrate stress and therefore act as yield and crack initiation points. The more sharply angled a pore, the more the stress will be concentrated. The LHIP process heals these defects first through creep and plastic deformation and then by diffusion bonding of the surfaces of the collapsed area, creating a casting with a fully dense omogeneous microstructure. During processing the treatment temperatures are maintained with the plastic range of the material concerned, or more precisely, high enough for the diffu-

2/2003

sion bonding to occur but at the same time low enough to avoid undesired microstructural modification such as grain growth. The higher integrity and homogeneity of the casting after LHIP improves its mechanical characteristics with the subsequent increase of fatigue resistance but also of tensile and yield strengths, ductility and, creep life. It also reduces the scatter of these properties. As the volume normally occupied by defects is limited, LHIP does not significantly modify the dimensions or the shape of the casting.

The rheocasting process is a semisolid forming technique based on the use of an alloy with a globular microstructure, which enables to have a thixotropic material with a viscosity depending on the shear stress applied. The globular structure enables to form the metal with a high solid fraction, also more than 0,5, and a reduced viscosity, maintaining low the temperature of the metal filling the mould. The rheocasting process enables to obtain this kind of microstructure by means of a controlled cooling and the forming of components is similar to squeeze casting process, where the metal is injected inside a steel mould and then solidified under pressure. The main feature of this process is the possibility to fill the cavity of the mould with a laminar flow, thanks to the thixotropic behaviour, and this makes possible to avoid the presence of entrapped air during the injection. The samples from the different automotive components have

been tested in high cycle axial fatigue test at room temperature, with a tensile-compression ratio of  $-1$ , in order to obtain the S-N Wohler curves (stress-number of cycles) in the different process conditions. Fatigue samples are from automotive components and so fatigue properties are representative of the real component (effect of the process) and not only of the material. Then microstructural analysis and fractographic analysis, which have been performed by means of an optical microscopy and of a scanning electron microscopy, have highlighted the elimination of porosity after LHIP, the microstructural differences and the morphology of fatigue nucleation and fracture.

This research has shown that the application of the LHIP process to the castings after permanent mould casting and the rheocast semisolid forming are able to ensure the highest fatigue resistance. In fact S-N Wohler curves for samples from components subjected to LHIP are shifted up and the increase of the fatigue limit at  $10^7$  cycles is 25-35% for A356 samples and about 50% for A319 lost foam samples. LHIP process also reduces the statistical dispersion of the fatigue properties, because of the removal of internal porosities, and this process could be an interesting solution to increase the reliability of aluminium alloy cast components. After LHIP the standard deviation decreases strongly of about 35-70% depending on the casting process.