# Effetto del tenore di ferro e del trattamento termico sulle proprietà microstrutturali e meccaniche di leghe Al-Si-Mg da fonderia

M. Merlin

*Nella memoria sono presentati i principali risultati di uno studio sperimentale condotto al fine di valutare l'effetto del tenore di Fe sulle proprietà statiche e dinamiche di leghe Al-Si-Mg da fonderia.*
*Sono stati appositamente realizzati getti sperimentali in lega A356 e lega B356 colati in sabbia, dai quali sono state ricavate provette allo stato grezzo, successivamente sottoposte a diverse condizioni di trattamento termico, in termini sia di tempi di solubilizzazione sia di tempi di invecchiamento, identiche per ciascuna lega. Dopo l'esecuzione dei trattamenti termici, le provette sono state lavorate all'utensile per produrre provini per prove a trazione e provini Charpy per prove strumentate ad impatto.*
*Le principali caratteristiche meccaniche ottenute sono state correlate con i parametri di trattamento termico e con il tenore di Fe presente nelle due leghe oggetto di indagine.*
*In particolare, è stata valutata la risposta delle leghe ai diversi tempi di invecchiamento a parità di tempi di solubilizzazione. Sono state inoltre eseguite prove di durezza per monitorare l'effetto combinato del trattamento termico e della quantità di intermetallici sulle proprietà del materiale.*
*Analisi al microscopio ottico metallografico (OM) e al microscopio elettronico a scansione (SEM) dotato di microsonda EDS hanno permesso di caratterizzare la microstruttura delle leghe, i profili e le superfici di frattura dei provini, nonché di valutare, anche quantitativamente, la distribuzione e la morfologia dei precipitati di Fe.*

PAROLE CHIAVE:
leghe di alluminio, fonderia, microstruttura, proprietà meccaniche, trattamenti termici

## INTRODUZIONE

In riferimento ai volumi produttivi, le leghe Al-Si costituiscono circa il 90% delle leghe da fonderia a base Al e stanno diventando le leghe commerciali più utilizzate soprattutto nell'industria automobilistica. La ragione del loro successo è dovuta ad un elevato rapporto resistenza/peso, all'eccellente colabilità, alle alte resistenze a corrosione e ad usura, così come per le loro notevoli proprietà meccaniche a trazione, ad impatto ed a fatica dopo opportuno trattamento termico. Le proprietà meccaniche ottenibili nelle leghe Al-Si sono controllate in modo particolare dalla composizione chimica della lega, ovvero dal contenuto di Si, Mg e Cu, dalla presenza di impurezze di Fe, nonché dalla presenza di difetti quali porosità ed inclusioni [1]. Così pure le condizioni di solidificazione, ovvero la velocità di raffreddamento, e il trattamento termico applicato sono fattori importanti per l'ottenimento di elevate proprietà meccaniche [2,3].
Diversi autori hanno studiato la correlazione tra le proprietà meccaniche e le caratteristiche microstrutturali di leghe Al-Si allo scopo di ottenere dei getti di buona qualità; alcuni fra questi hanno dimostrato che le proprietà di getti in Al-Si-Mg risultano fortemente influenzate dalla distanza interdendritica secondaria (SDAS), nonché dalla morfologia e distribuzione delle particelle di silicio eutettico [4,5].
La presenza di Fe nelle leghe Al-Si da fonderia è generalmente considerata deleterea; solo in certe leghe da pressocolata moderati tenori di Fe vengono volutamente aggiunti per facilitare la separazione del getto dallo stampo metallico e preservarne la qualità superficiale [6]. Sebbene il Fe sia molto solubile nell'Al liquido e nelle sue leghe, la solubilità allo stato solido è quasi nulla; pertanto, la maggior parte del Fe tende a combinarsi con altri elementi per formare composti intermetallici di vario tipo [7]. Le fasi intermetalliche ricche in Fe, che precipitano nella fase α-Al eutettica, possono presentare diverse morfologie in relazione al contenuto di elementi in lega e delle condizioni di raffreddamento. Tipiche morfologie sono la cosiddetta "scrittura cinese", cristalli poliedrici e sottili piastrine che appaiono come aghetti nelle micrografie 2-D al microscopio ottico metallografico. In presenza di Si la fase dominante è β-AlFeSi, che è notoriamente causa di deterioramento delle proprietà meccaniche, in particolare della duttilità e della tenacità [8]. La lunghezza degli aghetti di fase β può essere ridotta diminuendo il tenore di Fe nella lega e/o aumentando la velocità di raffreddamento [9]. In presenza, oltre che di Si, anche di Mg, si può formare in alternativa il composto intermetallico π-$Al_8FeMg_3Si_6$. La fase α-AlFeSi dendritica determina un minore decadimento delle proprietà meccaniche della lega, dal mo-

**Mattia Merlin**
Dipartimento di Ingegneria, Università degli Studi di Ferrara
*Memoria vincitrice del Premio "Aldo Daccò 2009"*

| Lega | Si | Fe | Cu | Mn | Mg | Cr | Ni | Zn | Sn | Ti | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| A356 | 7,430 | 0,140 | 0,013 | 0,007 | 0,320 | <0,010 | <0,003 | 0,013 | 0,020 | 0,150 | bal. |
| B356 | 7,400 | 0,072 | 0,002 | 0,003 | 0,316 | <0,010 | 0,004 | 0,004 | 0,025 | 0,121 | bal. |

**TAB. I** ***Composizioni chimiche medie (percentuali in peso) delle leghe A356 e B356 oggetto di indagine.***
*Average chemical composition (wt%) of A356 and B356 alloys.*

mento che la sua tipica morfologia a "scrittura cinese" diminuisce l'effetto di concentrazione delle tensioni; tale fase può essere stabilizzata nelle condizioni normali di raffreddamento, in modo particolare mediante l'aggiunta di Mn [10].
La modifica eutettica delle leghe Al-Si-Mg mediante aggiunte di Sr ha un notevole effetto sulla microstruttura in quanto determina una riduzione delle dimensioni e del rapporto d'aspetto delle particelle di Si eutettico. Se confrontiamo le proprietà a trazione di leghe non modificate con quelle di leghe modificate mediante Sr, queste ultime manifestano una maggiore duttilità, ma una lieve diminuzione del carico di snervamento [11].
Quando getti in lega Al-Si-Mg sono realizzati per applicazioni industriali nel settore auto e moto, il trattamento termico T6 è essenziale per garantire le necessarie proprietà; comporta infatti due importanti benefici: un incremento della duttilità e della tenacità a frattura attraverso la sferoidizzazione delle particelle di silicio eutettico ed un più elevato carico di snervamento per effetto della precipitazione di particelle fini $Mg_2Si$ nella matrice primaria di $\alpha$-Al [12]. Anche la prova di resilienza strumentata è una metodologia utile per la valutazione degli effetti dei parametri di processo e della microstruttura sulla tenacità dinamica a frattura dei materiali ingegneristici. Diversi autori hanno valutato i benefici effetti della modifica mediante Sr, dell'incremento della velocità di solidificazione, nonchè del trattamento termico T6 sulle proprietà ad impatto di getti in lega Al-Si-Mg realizzati mediante colata in conchiglia e LPDC [13,14,15].
Lo studio presentato è il risultato di una collaborazione di ricerca tra il gruppo di Metallurgia del Dipartimento di Ingegneria dell'Università di Ferrara e la Fonderia Scacchetti Leghe Leggere srl di San Felice sul Panaro (MO), allo scopo di approfondire la conoscenza sul legame tra microstruttura e proprietà di getti in lega di alluminio. In particolare, sono stati realizzati getti sperimentali mediante colata in sabbia in lega A356 e in lega B356, entrambe modificate allo Sr e aventi per loro definizione diversi tenori di Fe. Per poter focalizzare lo studio sull'effetto del differente tenore di Fe, i getti prodotti con i due tipi di lega sono stati sottoposti alle stesse diverse condizioni di trattamento termico, in termini sia di tempi di solubilizzazione sia di tempi di invecchiamento. Dai getti sono stati ricavati provini di trazione e di resilienza allo scopo di studiare le eventuali correlazioni di carattere microstrutturale e meccanico. Dalle prove di trazione è stato possibile valutare i carichi di snervamento e di rottura e l'allungamento percentuale a rottura. Le prove ad impatto strumentate eseguite su provini Charpy con intaglio a V hanno permesso di rilevare i valori complessivi dell'energia assorbita, nonché dei due contributi complementari dell'energia di nucleazione e di propagazione della frattura. Per entrambe le leghe è stato possibile calcolare il parametro microstrutturale della distanza interdendritica secondaria, valutare dimensioni e distribuzioni degli intermetallici e la morfologia del silicio eutettico. E' stato possibile, inoltre, valutare la risposta del materiale, in termini di variazione delle caratteristiche statiche e dinamiche, ai trattamenti di invecchiamento in relazione a differenti tempi di solubilizzazione e al tenore di Fe in lega. Sui getti e successivamente sui provini sono state inoltre effettuate indagini preliminari ai raggi X per verificare l'assenza di macroporosità da gas e da ritiro; in particolare, sui provini di resilienza se ne è verificata l'assenza nella zona adiacente all'intaglio. Analisi microstrutturali e frattografiche sono state eseguite sui campioni fratturati mediante microscopio ottico metallografico (OM) e microscopio elettronico a scansione (SEM) dotato di microsonda EDS, con l'obiettivo di individuare l'effetto dei microcostituenti sull'innesco e sulla propagazione della frattura mediante analisi di profili e superfici di frattura.

## MATERIALI E METODI

### Produzione della lega e realizzazione dei getti

Sono stati realizzati complessivamente n° 54 getti sperimentali in sabbia, di cui 27 in lega A356 e 27 in lega B356, ciascuno costituito da 2 provette. La composizione chimica media delle due leghe colate è riportata in Tabella I; come si può chiaramente notare la lega B356 presenta un tenore di Fe mediamente pari a 0,07 wt%, molto inferiore rispetto al Fe contenuto nella lega A356.
Le leghe sono state fuse in un forno ad induzione ad una temperatura pari a 750 ± 5°C.
Successivamente le leghe sono state degasate con azoto, modificate mediante aggiunte di lega madre Al-10%Sr al fine di raggiungere il target di 200 ppm di Sr nel bagno metallico e affinate tramite aggiunta di $AlTi_5B_1$. La composizione chimica delle leghe è stata opportunamente monitorata mediante spettroscopia ottica ad emissione (OES). Prima di eseguire la colata sono stati prelevati due campioni, uno per ciascuna lega, e raffreddati in vuoto; a fine raffreddamento i campioni sono stati pesati in aria e in acqua e, tramite la legge di Archimede, ne è stata calcolata la densità. Successivamente sono state eseguite le colate utilizzando motte, ovvero stampi in sabbia, identiche per entrambe le leghe; l'unico accorgimento è stato quello di posizionare "sottopelle" due raffreddatori in ghisa, in modo tale che il tratto centrale delle due porzioni di getto, da cui sono state ricavate in seguito le provette, presentasse un effetto più evidente di affinamento del grano. Una immagine dei getti sperimentali ottenuti è mostrata in Figura 1. Eliminate le materozze e il sistema di colata dai 54 getti realizzati, sono state

**FIG. 1** ***Getto sperimentale completo di materozze e sistema di colata.***
*Casting with sprue and pouring system.*

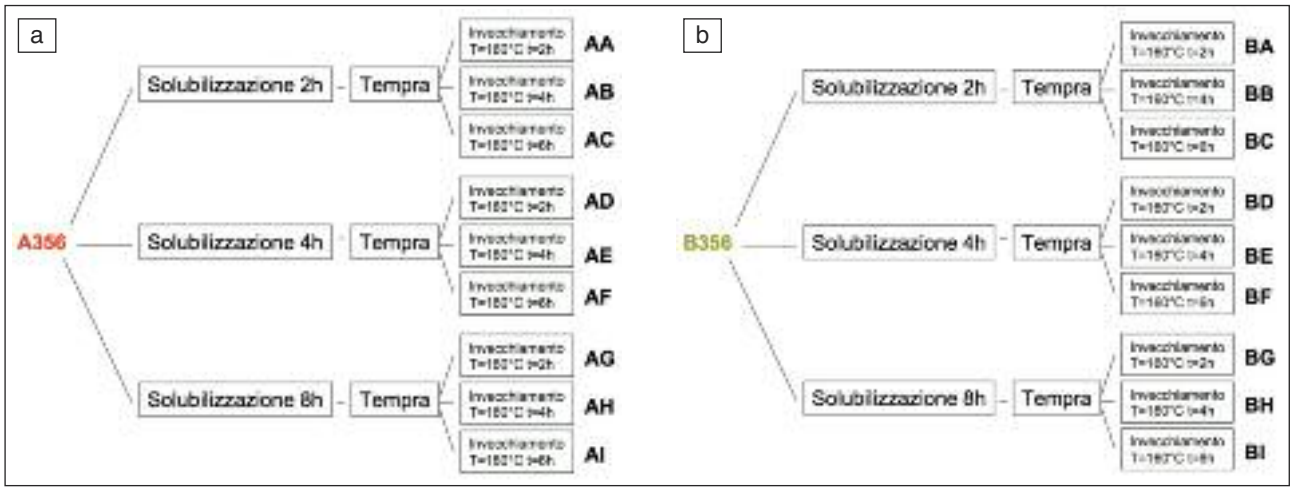



**FIG. 2** ***Classificazione delle famiglie di provette oggetto di indagine (a) lega A356, (b) lega B356.***
*Classification of samples (a) A356 alloy, (b) B356 alloy.*

ricavate tutte le 108 provette che sono state sottoposte a trattamento termico di solubilizzazione e successivo invecchiamento. La solubilizzazione è stata condotta a 540°C, seguita da una tempra in bagno di acqua e glicole, termostatato alla temperatura di 20°C; il passaggio dai 540°C ai 20°C del bagno di tempra è stato eseguito in 8 s. Dopo tempra, le provette sono state sottoposte ad invecchiamento artificiale alla temperatura di 160°C con successivo raffreddamento in aria calma alla temperatura ambiente. I trattamenti termici sono stati differenziati per quanto riguarda i tempi di solubilizzazione ed i tempi di invecchiamento. Le temperature dei trattamenti termici sono state monitorate mediante termocoppie di tipo K e un sistema di acquisizione dati PICO LOGGER.
Per poter rintracciare i campioni all'interno di una popolazione così vasta, è stato essenziale classificare i getti in 18 famiglie, 9 per la lega A356 e 9 per la lega B356. Ciascuna famiglia comprende 6 provette grezze, 3 destinate alla realizzazione di provini di trazione e 3 destinate alla realizzazione di provini di resilienza. La classificazione prevede due lettere, la prima che indica la lega (A per la lega A356, B per la lega B356) e la seconda definita incrementalmente in modo alfabetico (AA, AB, AC,...AI, BA, BB, BC,...,BI). La classificazione così definita ha permesso di organizzare in maniera efficiente e razionale le operazioni di trattamento termico. Ciascuna famiglia è stata sottoposta a solubilizzazione e successivo invecchiamento secondo le modalità sopra descritte, con tempi di solubilizzazione di 2, 4 e 8 h e tempi di invecchiamento di 2, 4, e 6 h. Nello schema di Figura 2 è riassunto in maniera sintetica il quadro completo delle varie famiglie di provette e vengono chiarite le combinazioni dei tempi di solubilizzazione e di invecchiamento oggetto di indagine sperimentale.

**Caratterizzazione meccanica e prove non distruttive**
Prima e dopo ogni trattamento termico, sui campioni ricavati dalle materozze del grappolo di colata sono state eseguite prove di durezza Brinell con carico da 62,5 $kg_f$ secondo normativa UNI EN ISO 6506-1:2001. Queste prove in itinere hanno permesso di apprezzare qualitativamente l'andamento della durezza del materiale allo stato grezzo, allo stato temprato post-solubilizzazione e allo stato invecchiato. Prove di durezza Brinell sono state effettuate anche sui campioni dopo l'esecuzione delle prove di trazione e di impatto.
Dalle provette di ciascuna famiglia, dopo aver eseguito i trattamenti termici secondo quanto descritto in "Produzione della lega e realizzazione dei getti", sono stati ricavati per lavorazione all'utensile complessivamente 54 provini di trazione secondo normativa ASTM E8-04, con valori di diametro e lunghezza del tratto utile rispettivamente di 10 mm e 50 mm. Le prove di trazione sono state eseguite con macchina Ital-Sigma con cella di carico di 20 kN.
Dalle restanti provette sono stati ricavati 54 provini Charpy di dimensioni 10 mm x 10 mm x 55 mm con intaglio a V, avente profondità di 2 mm e raggio di fondo intaglio pari a 0,25 mm. Le prove ad impatto sono state effettuate secondo norma UNI EN ISO 14556:2003 mediante un pendolo strumentato CEAST da 50 J, particolarmente adatto per test sulle leghe leggere. L'apparecchiatura è in grado di misurare l'energia totale di impatto ($W_t$), calcolata per integrazione della curva forza-spostamento e consente, inoltre, di distinguere i due contributi complementari dell'energia al carico massimo ($W_m$) e dell'energia di propagazione della cricca ($W_p$), cioè l'energia assorbita a partire dal carico di picco fino alla fine della prova, considerata terminata quando il carico giunge al 2% del valore di picco. Contemporaneamente, l'energia assorbita è stata calcolata anche in maniera classica sulla base dell'angolo di risalita del pendolo (CV), registrando una leggera differenza pari a ≈ 0,15 J tra $W_t$ e CV.
Al fine di verificare l'assenza di difetti macroscopici, prima di procedere con le prove meccaniche tutti i provini sono stati sottoposti ad indagine spettroscopica ai raggi X. Inoltre, ulteriori analisi chimiche mediante OES sono state eseguite sui saggi ricavati dalla lavorazione meccanica dei provini per confermare l'omogeneità di composizione chimica delle colate ottenute.

**Caratterizzazione microstrutturale**
I campioni fratturati a trazione e ad impatto sono stati accuratamente sezionati e inglobati in resina fenolica termoindurente ed osservati al microscopio ottico metallografico a diversi ingrandimenti. Nello specifico è stato utilizzato un microscopio LEICA MEF4M dotato di telecamera JVC TK1380 e del programma di acquisizione ed elaborazione di immagine Archive4Images v3.20b. E' stata studiata, quindi, la microstruttura e sono stati calcolati i valori medi dello SDAS con il metodo della linea intercetta su un numero ragionevole di misurazioni per ottenere valori statisticamente affidabili. Per entrambe le prove, importanti informazioni sono state ricavate dall'osservazione del profilo di frattura sulle modalità di svi-

luppo della frattura e sull'influenza di microcostituenti presenti sulla superficie di frattura. Sono stati individuati e misurati i composti intermetallici dovuti alla presenza di Fe e analizzate microcavità da ritiro generatesi per la presenza di questi ultimi. Le superfici di frattura sono state osservate mediante microscopio elettronico a scansione (SEM) Cambrige Stereoscan S-360 dotato di microsonda EDS.

## RISULTATI E DISCUSSIONE

### Analisi microstrutturali

Le prove di trazione e le prove di resilienza hanno fornito delle utili informazioni sui meccanismi di frattura del materiale, rispettivamente in condizioni statiche e dinamiche. La presenza di fasi secondarie, quali ad esempio gli intermetallici di Fe, gioca un ruolo fondamentale sulla variazione delle proprietà meccaniche.

La microstruttura della lega osservata nelle provette è risultata costituita da una soluzione solida primaria di α-Al e da una struttura eutettica di alluminio e silicio. La fase primaria α-Al nuclea nel liquido in forma dendritica, mentre le zone interdendritiche risultano costituite da una matrice eutettica con dispersi composti intermetallici ricchi in Fe. La scala della microstruttura è stata caratterizzata mediante il parametro della distanza interdendritica secondaria (SDAS). In Figura 3 è riportata una micrografia della microstruttura tipica delle provette analizzate dopo trattamento termico: si nota chiaramente come l'effetto della modifica allo Sr abbia consentito di ottenere particelle fibrose di silicio eutettico. Una morfologia fibrosa, o meglio globulare, del silicio eutettico determina un incremento delle proprietà meccaniche della lega sia a trazione sia ad impatto [11,15].

*Misure dello SDAS, difetti e fasi intermetalliche*

Misure dello SDAS sono state eseguite su tutte le famiglie di provette delle due diverse leghe A356 e B356. In Figura 4 è mostrata la distribuzione gaussiana delle misure effettuate ove si nota come le campane siano relativamente strette attorno ai rispettivi valori medi. Tra le due diverse tipologie di lega non era prevista una grossa variazione del valore medio dello SDAS, in quanto tutte le provette sono state sottoposte alle stesse condizioni di solidificazione e raffreddamento nelle motte in sabbia. E' quindi interessante notare che le due gaussiane presentano valori medi dello SDAS confrontabili, rispettivamente pari a 37,46 μm per la lega B356 e 38,26 μm per la lega A356.

Anche le deviazioni standard, rispettivamente di 7,03 μm per B356 e 7,64 μm per A356, sono ingegneristicamente equivalenti. Il fatto che la lega B356 presenti un valore medio di SDAS inferiore di ≈ 1 μm, rispetto alla lega A356, potrebbe essere imputabile al minore tenore di Fe, oltre che eventualmente di altre impurezze presenti in lega. Inoltre, si evidenzia che la lega B356 presenta un tenore di Ti che è circa il 25% in meno rispetto alla lega A356, nonostante ciò si sono ottenuti valori di SDAS quasi equivalenti, anzi inferiori per la B356; probabilmente, riducendo il tenore di Fe in lega, si ha un effetto affinante sulla lega stessa in fase di solidificazione, senza l'aggiunta di tenori superiori di Ti.

Sono state misurate le dimensioni dei precipitati intermetallici di Fe su un numero elevato di campioni sia di trazione sia di resilienza, in modo da ottenere valori medi statisticamente attendibili.

In Figura 5 e Figura 6 sono riportate due micrografie rispettivamente di un campione in lega A356 e in lega B356. Si può notare che nella lega A356 la presenza dei precipitati di β-AlFeSi è diffusa e morfologicamente varia, mentre nella lega B356 la

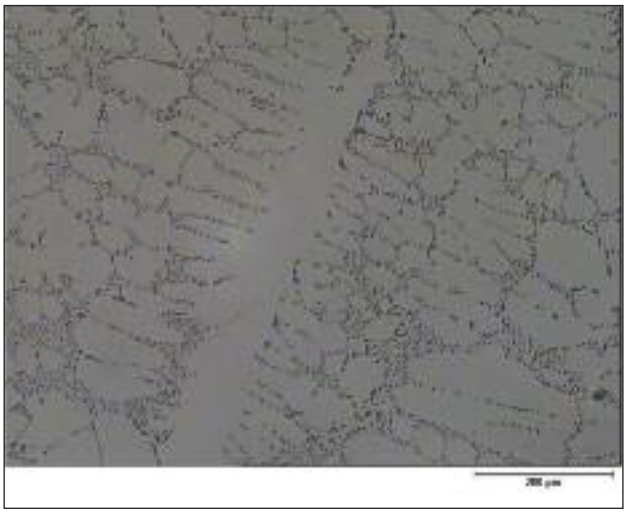


**FIG. 3** ***Micrografia al microscopio ottico metallografico della lega A356 dopo trattamento termico (campione AA).***

*Optical micrograph of A356 alloy after heat treatment (sample AA).*

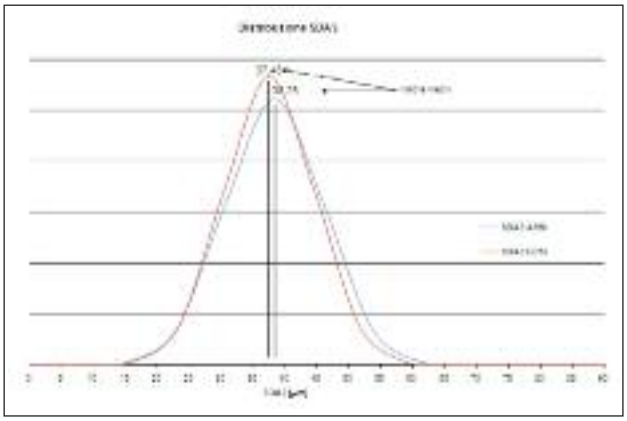


**FIG. 4** ***Distribuzione media dei valori dello SDAS.***

*Average distribution of SDAS values.*

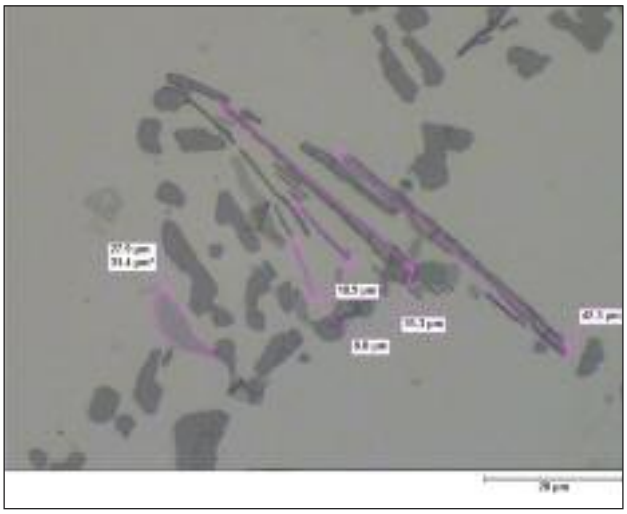


**FIG. 5** ***Lega A356 (campione AA) - morfologia e dimensioni di intermetallici contenenti Fe.***

*A356 alloy (sample AA) - morphology and size of Fe-rich intermetallics.*

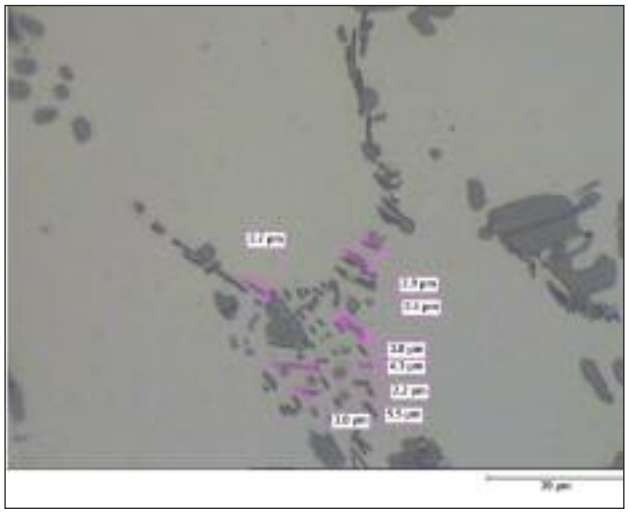


**FIG. 6** ***Lega B356 (campione BA) - morfologia e dimensioni di intermetallici contenenti Fe.***

*B356 alloy (sample BA) - morphology and size of Fe-rich intermetallics.*

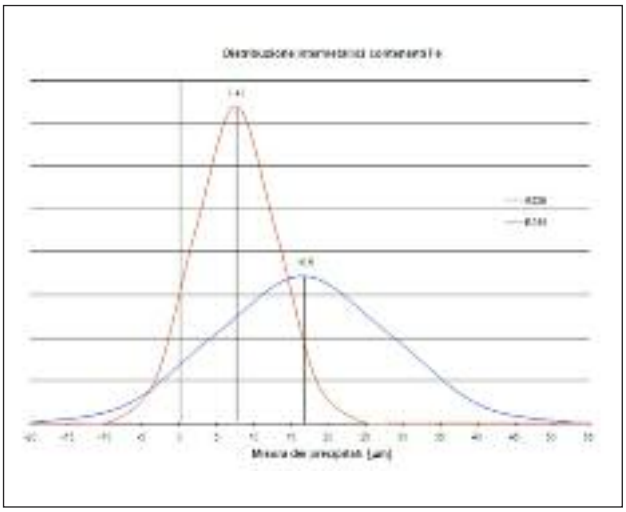


**FIG. 7** ***Distribuzione media delle dimensioni dei composti intermetallici.***

*Average distribution of the size of intermetallic compounds.*

loro presenza è fortemente concentrata in piccole zone. Sono visibili anche particelle di α-AlFeMnSi con morfologia a blocco.
In Figura 7 sono diagrammate le distribuzioni delle dimensioni medie degli intermetallici di Fe relative alle due leghe. Nella lega A356 si riscontrano aghetti di fase β-AlFeSi di dimensioni notevoli, il cui valore medio, pari a 16,50 μm, è decisamente superiore rispetto ai 7,47 μm di lunghezza media dei precipitati presenti nella lega B356; inoltre, nel secondo caso, lo scostamento dalla dimensione media è più piccolo.
Come si può notare dalla micrografia di Figura 8, nella lega A356 le analisi metallografiche hanno permesso inoltre di rilevare la presenza di un numero molto elevato di precipitati di fase β-AlFeSi in zona interdendritica in corrispondenza di microporosità da ritiro, che si formano nel materiale in fase di solidificazione per effetto di questi ultimi [6].

**Caratterizzazione meccanica**

Come già ampiamente discusso nella sezione "Produzione della lega e realizzazione dei getti" le provette, ottenute per colata in sabbia in lega A356 e B356, sono state selettivamente soggette a tre diversi tempi di solubilizzazione (2h, 4h, 8h) e a tre diversi tempi di invecchiamento (2h, 4h, 6h) prima di essere lavorate all'utensile e successivamente caratterizzate meccanicamente a trazione e ad impatto. Dall'analisi dei risultati si è cercato di comprendere la risposta del materiale in relazione alla sequenza dei trattamenti termici.

*Resistenza a trazione*

I risultati delle prove a trazione, in termini di tensione di rottura ($\sigma_r$), tensione di snervamento ($\sigma_p$) e allungamento percentuale a rottura (A%), sono stati messi in correlazione con i tempi di solubi-

**FIG. 8**
***Intermetallici di β-AlFeSi in corrispondenza di una porosità da ritiro (campione AD).***

*β-AlFeSi intermetallics in a shrinkage porosity (sample AD).*

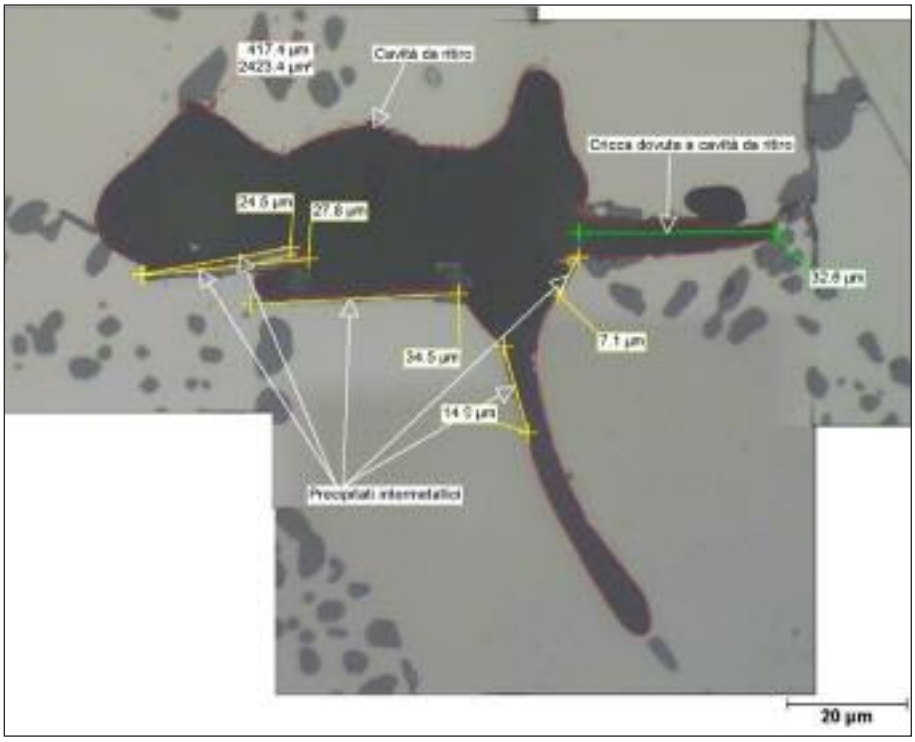
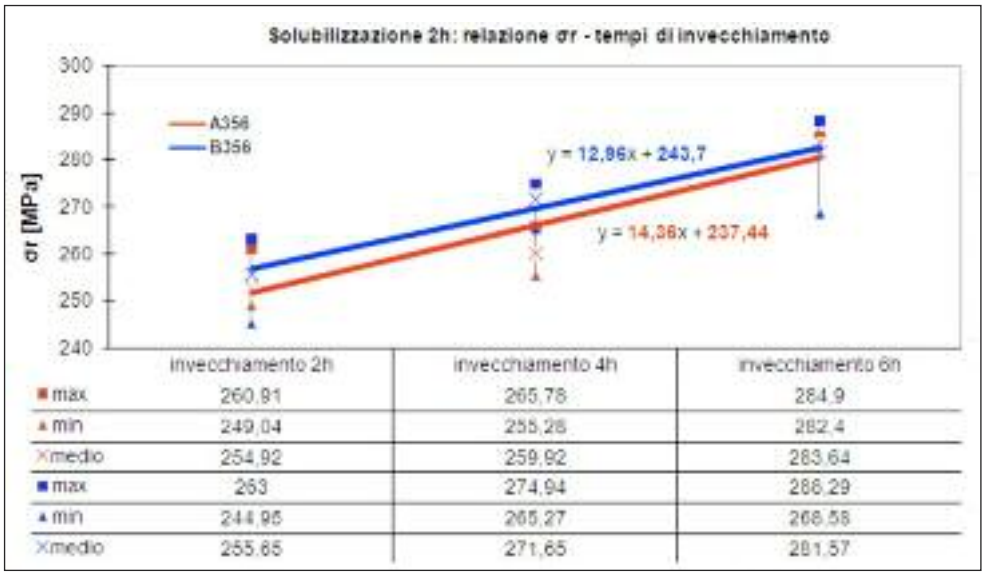


**FIG. 9**
***Linee di tendenza della tensione di rottura al crescere dei tempi di invecchiamento, a parità di tempo di solubilizzazione (2h).***

*Trendlines of tensile strength with increasing times of aging, at the same time of solubilization (2h).*




**TAB. II**
***Coefficienti angolari delle linee di tendenza delle proprietà tensili per i vari tempi di solubilizzazione al crescere dei tempi di invecchiamento.***

*Angular coefficients of the tensile properties' trendlines, for different times of solubilization with increasing times of aging.*

| | | Solubilizzazione 2h | Solubilizzazione 4h | Solubilizzazione 8h |
|---|---|---|---|---|
| | | coefficiente angolare | | |
| A356 | $\sigma_r$ [MPa] | 14,36 | 12,125 | 14,70 |
| | $\sigma_p$ [MPa] | 22,787 | 24,325 | 22,725 |
| | A% | -1,02 | -1,025 | -0,825 |
| B356 | $\sigma_r$ [MPa] | 12,96 | 11,175 | 16,51 |
| | $\sigma_p$ [MPa] | 23,02 | 22,82 | 23,815 |
| | A% | -1,18 | -2,79 | -1,155 |

lizzazione e di invecchiamento. In Figura 9 sono riportati in diagramma il valore massimo, minimo e medio della tensione $\sigma_r$ di ciascuna terna di prove su provini in lega A356 e B356, solubilizzate per 2h a 540°C e successivamente soggette ai tre diversi tempi di invecchiamento a 160°C. Le rette determinano la tendenza del valor medio; in particolare, il coefficiente angolare indica la risposta del materiale ai trattamenti di invecchiamento partendo da quel determinato stato di solubilizzazione. In questo caso si può notare che entrambe le leghe manifestano un incremento di $\sigma_r$ all'aumentare dei tempi di invecchiamento. Mediamente la lega B356, in virtù del minore tenore di Fe in lega, presenta valori più alti di $\sigma_r$; tuttavia, la lega A356 presenta una linea di tendenza con un coefficiente angolare maggiore che presuppone la convergenza tra le due rette per elevati tempi di invecchiamento. Considerazioni analoghe possono essere effettuate anche per quanto riguarda la tensione di snervamento $\sigma_p$ e l'allungamento A%; mentre, come per $\sigma_r$, i valori di A% della lega B356 risultano mediamente sempre maggiori rispetto a quelli di A356, il contrario accade per la tensione $\sigma_p$.
In Tabella II sono riassunti tutti i valori calcolati dei coefficienti angolari delle linee di tendenza. Si nota chiaramente che i coefficienti relativi all'andamento di A% sono negativi, significando che all'aumentare dei tempi di invecchiamento la duttilità del materiale si riduce. Con la solubilizzazione prolungata per 8h si ottiene la maggiore variazione di $\sigma_r$ in funzione dell'invecchiamento, per entrambe le leghe, anche di $\sigma_p$ per la lega B356. Invece, il tasso di variazione più elevato per A% lo si ottiene con una solubilizzazione condotta per 4h, per entrambe le leghe. In termini assoluti, le migliori caratteristiche meccaniche, a parità di tempi di invecchiamento e per entrambe le leghe, si ottengono per un tempo di solubilizzazione corrispondente a 4h.

*Prove ad impatto*
In Figura 10 sono riportati i valori medi dell'energia totale di impatto $W_t$, con i relativi valori minimi e massimi e linea di tendenza, ottenuti sui provini Charpy ricavati da provette in lega A356 e B356 solubilizzate per 2h e sottoposte a tempi crescenti di invecchiamento. La risposta di entrambe le leghe ad un aumento dei tempi di invecchiamento si traduce in una diminuzione dell'energia assorbita in condizioni d'urto. Come si può constatare, analizzando i dati riassunti in Tabella III, lo stesso andamento è riscontrabile per tempi di solubilizzazione di 4h e 8h, anche se in generale si osserva che l'energia totale $W_t$ aumenta all'aumentare dei tempi di solubilizzazione a parità di tempo di invecchiamento.
L'energia $W_t$ può essere separata nei due contributi complementari di energia di innesco ($W_m$) ed energia di propagazione ($W_p$) della cricca, calcolati come riportato nella sezione "Caratterizzazione meccanica e prove non distruttive" e usualmente espressi come percentuale dell'energia $W_t$. E' stata individuata una correlazione tra $W_p$% e i tempi di solubilizzazione e di invecchiamento. In Figura 11 è mostrato l'andamento di $W_p$% all'aumentare dei tempi di invecchiamento, a parità del tempo di solubilizzazione (2h). In questo caso si nota che il comportamento delle due leghe è differenziato; mentre la lega A356 manifesta la tendenza ad una diminuzione percentuale della componente di propagazione con l'invecchiamento, per la lega B356 $W_p$% si mantiene pressochè costante, con un leggero aumento in corrispondenza delle 4h di invecchiamento. Dall'analisi dei dati di Tabella III anche per gli altri tempi di solubilizzazione si registra un comportamento simile per entrambe le leghe.

**FIG. 10**
***Linee di tendenza di $W_t$ al crescere dei tempi di invecchiamento, a parità di tempo di solubilizzazione (2h).***
*Trendlines of $W_t$ with increasing times of aging, at the same time of solubilization (2h).*

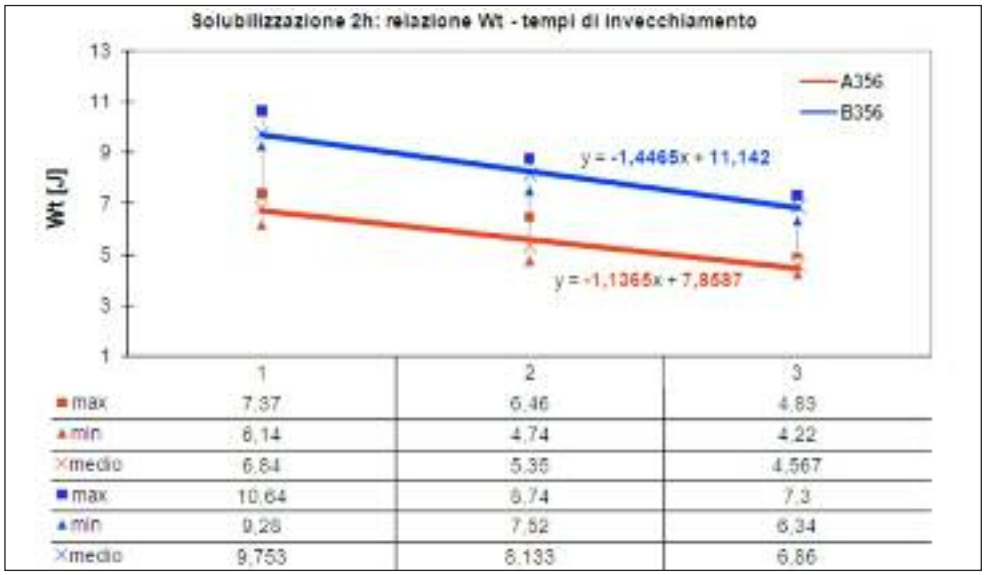
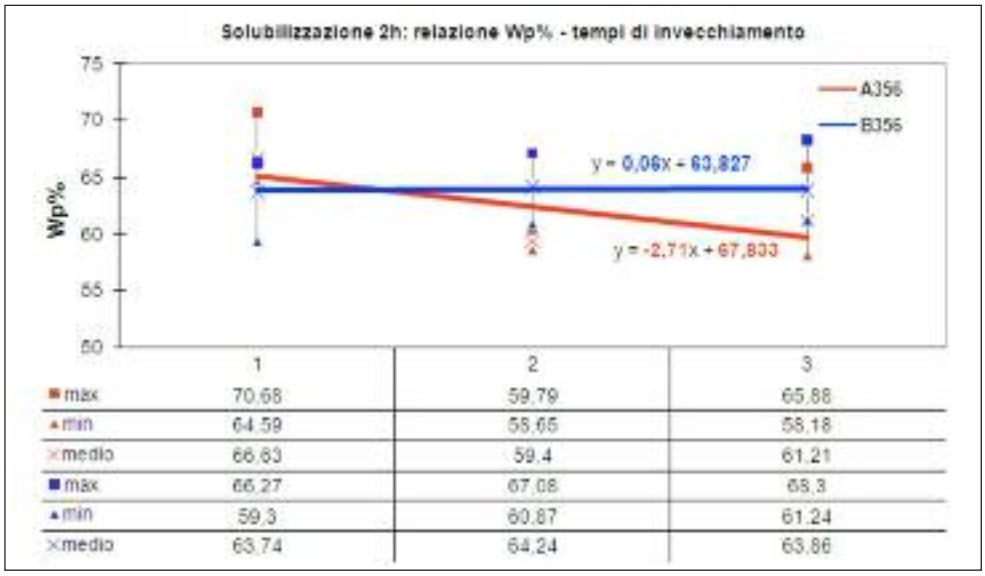



**FIG. 11**
***Linee di tendenza di $W_p$% al crescere dei tempi di invecchiamento, a parità di tempo di solubilizzazione (2h).***
*Trendlines of $W_p$% with increasing times of aging, at the same time of solubilization (2h).*




| | | Solubilizzazione 2h | | | Solubilizzazione 4h | | | Solubilizzazione 8h | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | inv 2h | inv 4h | inv 6h | inv 2h | inv 4h | inv 6h | inv 2h | inv 4h | inv 6h |
| A356 | $W_t$ [J] | 6,84 | 5,35 | 4,57 | 6,85 | 5,04 | 4,69 | 7,04 | 6,48 | 5,62 |
| | $W_p$ [J] | 4,54 | 3,18 | 2,78 | 4,41 | 3,03 | 2,63 | 4,73 | 4,27 | 3,54 |
| | $W_p$% | 66,37 | 59,43 | 61,02 | 64,39 | 60,21 | 56,07 | 67,20 | 65,87 | 63,01 |
| B356 | $W_t$ [J] | 9,75 | 8,13 | 6,86 | 9,95 | 7,77 | 6,46 | 10,66 | 8,99 | 8,02 |
| | $W_p$ [J] | 6,20 | 5,22 | 4,37 | 6,10 | 4,86 | 3,87 | 6,46 | 5,82 | 4,96 |
| | $W_p$% | 63,53 | 64,14 | 63,70 | 61,29 | 62,52 | 59,93 | 60,62 | 64,70 | 61,90 |

**TAB. III** ***Valori medi di $W_t$, $W_p$ e $W_p$% per i vari tempi di solubilizzazione al crescere dei tempi di invecchiamento.***
*Average values of $W_t$, $W_p$ e $W_p$% for different times of solubilization with increasing times of aging.*

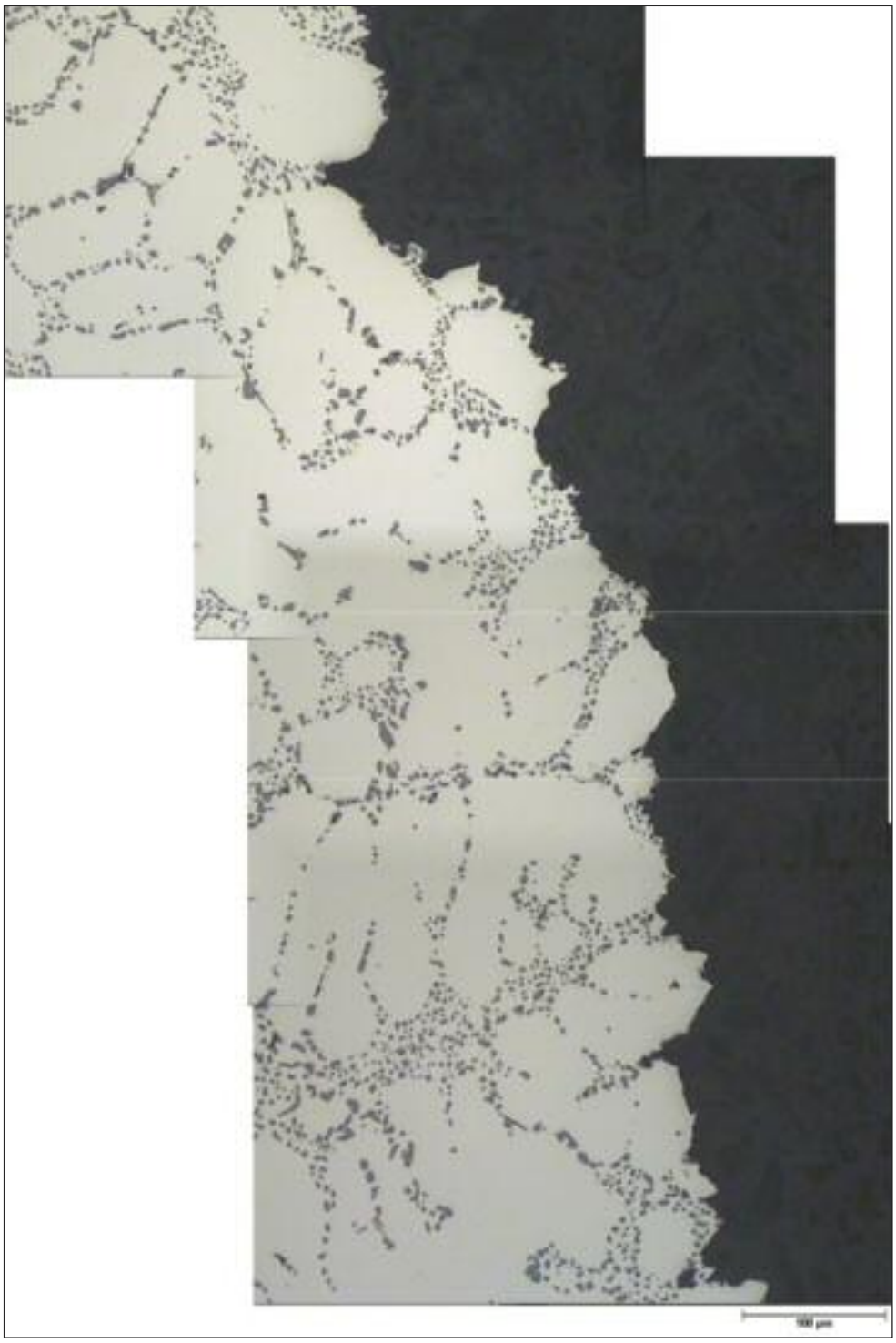
*Prove di durezza*
Le prove di durezza Brinell sono state effettuate in itinere sulle provette allo stato grezzo, prima e dopo ogni trattamento termico, in modo tale da potere apprezzare qualitativamente l'andamento della durezza dei materiali allo stato di getto, allo stato solubilizzato e allo stato invecchiato. Si è potuto osservare un leggero aumento della durezza dopo la solubilizzazione per tutti i tempi di trattamento (≈ 3%) e un consistente aumento dopo il successivo invecchiamento (≈ 47%). Dopo l'esecuzione delle prove meccaniche, sui provini di trazione sono state effettuate misure di durezza Brinell in modo da poter individuare una eventuale correlazione tra la durezza del materiale e il tenore di Fe in lega. I valori medi delle prove, con relative deviazioni standard, sono riassunti in Figura 12 e si può notare come, a parità di condizione di trattamento termico, il maggiore tenore di Fe della lega A356 determini un incremento della durezza del materiale rispetto alla lega B356.

**FIG. 12**
***Correlazione tra durezza Brinell e trattamento termico per lega A356 e lega B356: la deviazione standard è presente come barra di errore.***

*Correlation between Brinell hardness and heat treatment for A356 and B356 alloys: the standard deviation is shown as error bar.*

**FIG. 13**
***Micrografia ottica del profilo di frattura di un campione di resilienza (campione AC).***

*Optical micrograph of the fracture profile of an impact strength sample (sample AC).*



**Analisi del profilo e della superficie di frattura**

In Figura 13 è mostrata una micrografia al microscopio ottico metallografico relativa al profilo di frattura di un campione di resilienza. Si può osservare che la frattura si è sviluppata secondo un percorso prevalentemente interdendritico seguendo il bordo delle dendriti della soluzione solida α-Al. Sono state riscontrate anche cricche secondarie parallele alla frattura principale e normali allo stato di tensione indotto dalla presenza dell'intaglio a V [16]. In Figura 14 si nota la presenza sulla superficie di frattura di particelle intermetalliche di β-AlFeSi, nonché la frattura di particelle di silicio eutettico, dure e fragili. Nel caso dei campioni fratturati a seguito della prova di trazione si è potuto constatare un profilo in prevalenza interdendritico con la presenza di dendriti fratturate e di porosità da ritiro direttamente affioranti sulla superficie di frattura, come si può osservare in Figura 15.

L'analisi al SEM della superficie di frattura ha rivelato la natura transcristallina della frattura stessa, sia per i campioni di resilienza sia per quelli di trazione. Come si evince dalla micrografia di Figura 16, la superficie dei campioni fratturati a trazione si presenta prevalentemente duttile, con presenza di dimples, dovuti alla coalescenza e rottura di microvuoti, anche se sono presenti alcune zone di rottura per clivaggio [17]. In Figura 17 si può notare sulla superficie di frattura di un provino di resilienza la presenza di una porosità da ritiro e il percorso interdendritico del cammino di frattura.

Su tutti i campioni analizzati si è rilevata la presenza di intermetallici di Fe sulla superficie di frattura in posizione interdendritica o affioranti dalla porosità da ritiro. Un esempio è riportato in Figura 18 per un campione fratturato ad urto; la microsonda EDS ha consentito di verificare che si tratta di un precipitato intermetallico α-AlFeMnSi.

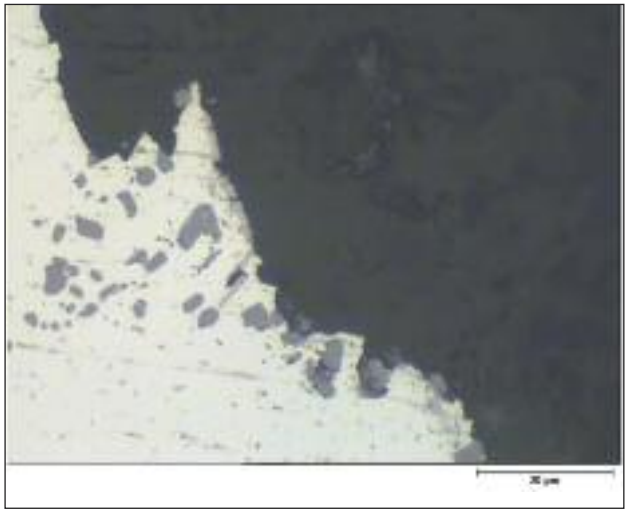


**FIG. 14** ***Particolare del profilo di frattura di un campione di resilienza (campione AC) - Presenza di intermetallici di Fe e di particelle di silicio fratturate.***

*Fracture profile of an impact strength sample (sample AC) - Presence of Fe-rich intermetallics and fractured silicon particles.*

**FIG. 15** ***Particolare del profilo di frattura di un campione di trazione (campione BC) - Presenza di porosità da ritiro.***

*Fracture profile of a tensile sample (sample BC) - Presence of shrinkage porosity.*

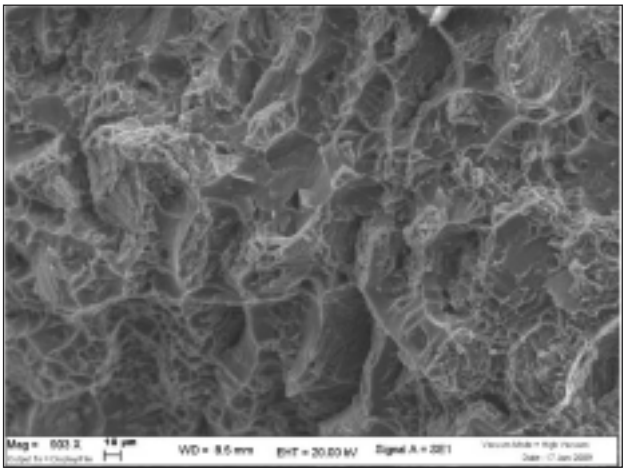


**FIG. 16** ***Superficie di frattura a trazione, transcristallina prevalentemente duttile (campione AD).***

*Tensile fracture suface, transcristalline and partially ductile (sample AD).*

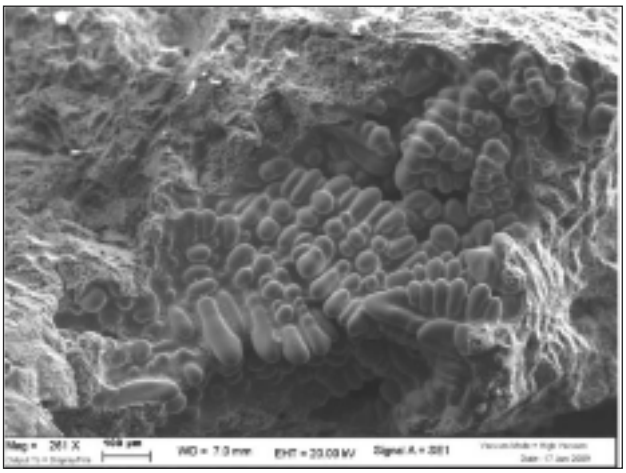


**FIG. 17** ***Presenza di porosità da ritiro interdendritico sulla superficie di frattura di un campione di resilienza (campione AA).***

*Presence of interdendritic shrinkage porosity on the fracture surface of an impact strength sample (sample AA).*

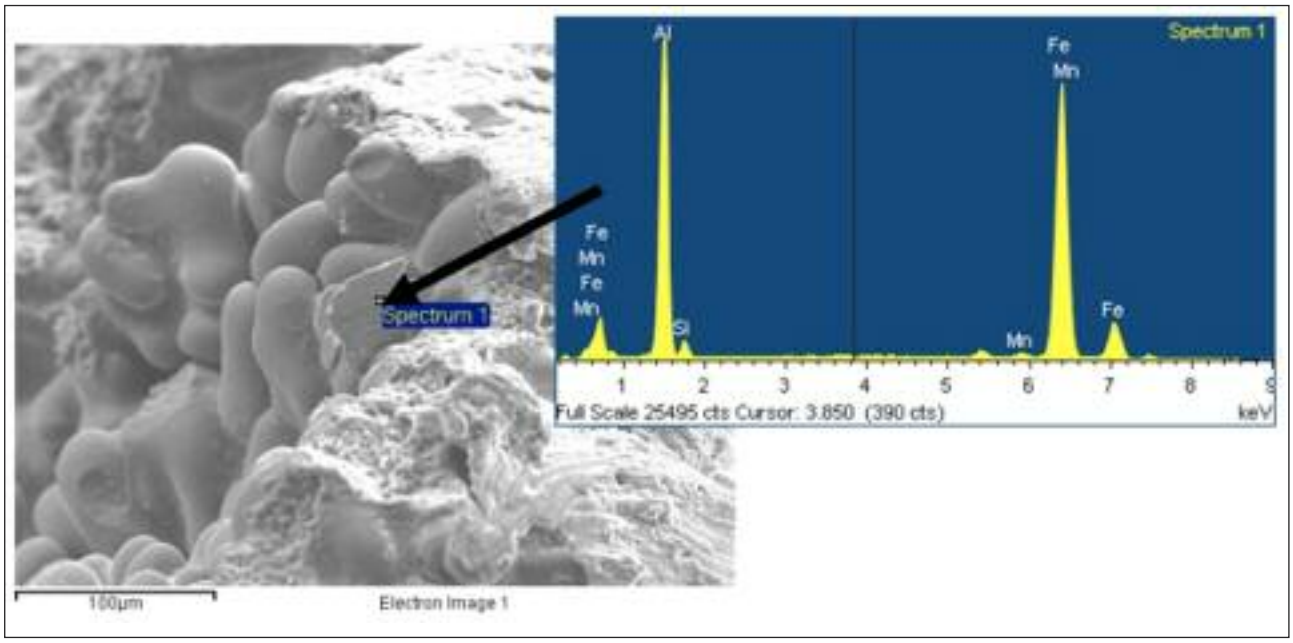



**FIG. 18** ***Micrografia SEM di un precipitato intermetallico α-AlFeMnSi con relativo spettro EDS (campione AD).***
*SEM micrograph of a α-AlFeMnSi intermetallic compound with EDS spectrum (sample AD).*

CONCLUSIONI

Dalle analisi microstrutturali e meccaniche eseguite su provini di trazione e di resilienza realizzati per colata in sabbia nelle due leghe di alluminio A356 e B356 e sottoposti alle medesime differenti condizioni di trattamento termico, si possono trarre le seguenti conclusioni:

- A parità di tempi di solubilizzazione, la risposta dei materiali all'aumento dei tempi di invecchiamento si manifesta in un incremento del carico di rottura ($\sigma_r$) e del carico di snervamento ($\sigma_p$) ed in una riduzione dell'allungamento percentuale a rottura (A%), indice di una minore duttilità. a) Mediamente, la lega B356 presenta valori di $\sigma_r$ e A% maggiori della lega A356 in virtù del minore contenuto di Fe, anche se la tendenza della lega A356 è quella di convergere agli stessi valori della lega B356 al crescere dei tempi di invecchiamento. b) L'energia totale assorbita in condizioni d'urto ($W_t$) tende a diminuire con un gradiente che è simile per le due diverse leghe: la lega B356 presenta sempre valori di $W_t$ superiori rispetto alla lega A356. L'andamento di $W_p$% è decrescente per la lega A356, mentre tende a mantenersi pressoché costante per la lega B356, con un leggero aumento in corrispondenza di un invecchiamento pari a 4h.
- A parità di tempi di invecchiamento, il maggiore tasso di variazione di $\sigma_r$ per entrambe le leghe e anche di $\sigma_p$ per la lega B356, si ottiene con una solubilizzazione prolungata per 8h. Le leghe presentano i valori più elevati delle proprietà tensili per tempi di solubilizzazione corrispondenti a 4h. Per entrambe le leghe, un tempo di solubilizzazione pari a 8h rende massima l'energia $W_t$, mentre solo per la lega A356 rende massimo anche $W_p$%.
- Le prove di durezza, effettuate in itinere, hanno permesso di constatare un incremento della durezza del materiale su entrambe le leghe di circa un 2% dopo solubilizzazione e di circa il 47% dopo trattamento termico. La lega A356 presenta i valori più alti, in virtù del maggiore contenuto in Fe.
- Le analisi microstrutturali hanno permesso di misurare il parametro quantitativo dello SDAS, evidenziando che la lega B356 presenta, a parità di condizioni di solidificazione, un valore di SDAS leggermente inferiore rispetto alla lega A356, pur contenendo circa un 25% in meno di Ti. Probabilmente, riducendo il tenore di Fe in lega, si favorisce un effetto affinante sulla lega stessa.
- Le due leghe presentano distribuzioni differenti degli intermetallici di Fe: nella lega A356 gli aghetti di fase β-AlFeSi sono di dimensioni notevoli, con un valore medio pari a 16,50 µm, decisamente quindi superiore rispetto ai 7,47 µm riscontrati nella lega B356. Nella lega A356 gli intermetallici hanno una presenza diffusa e morfologicamente varia, mentre nella lega B356 la loro presenza è concentrata in piccole zone. Sono visibili anche particelle di α-AlFeMnSi con morfologia a blocco.
- Le analisi al OM e al SEM, dotato di microsonda EDS, hanno permesso di analizzare accuratamente i profili e le superfici di frattura. La cricca, nel corso delle prove meccaniche, ha seguito un cammino prevalentemente interdendritico, con presenza di dendriti fratturate e porosità affioranti soprattutto nel caso dei provini di trazione. Nei provini di resilienza sono state riscontrate cricche secondarie parallele al profilo di frattura, presenza di particelle intermetalliche sulla superficie di frattura, nonché di particelle fratturate di silicio eutettico, dure e fragili.

I risultati ottenuti da questo studio sperimentale consentono di affermare che la correlazione tra le proprietà meccaniche, sia statiche sia dinamiche, ed il tenore di Fe presente in lega è molto stretta, ma non ancora completamente nota. L'effetto che, a parità di condizioni di raffreddamento, il tenore di Fe esercita sulla lega al variare delle condizioni di trattamento termico, sia di solubilizzazione sia di invecchiamento, verrà approfondito con ulteriori prove sperimentali a completamento di quelle qui presentate.

L'analisi critica dei risultati porta ad asserire che ulteriori aspetti dovranno essere indagati a) per verificare l'esistenza di una correlazione tra durezza e tensione di rottura riconducibile alla concentrazione di Fe, b) per studiare l'eventuale effetto affinante dovuto alla riduzione del tenore di Fe senza ulteriori aggiunte di Ti e/o c) per valutare quantitativamente come il corretto mescolamento del bagno metallico influisca sulle condizioni di solidificazione delle due leghe.

RINGRAZIAMENTI
L'autore ringrazia la Fonderia Scacchetti Leghe Leggere srl di San Felice sul Panaro (MO) per aver fornito il materiale oggetto della sperimentazione e per la disponibilità e il supporto pratico nella realizzazione dei getti. Un ringraziamento particolare va anche al Dr. Paolo Bergamini per il contributo all'attività sperimentale e all'analisi dei risultati.

RIFERIMENTI

[1] O. El Sebaie et al., Mater. Sci. Eng. A 480 (2008) 342-355
[2] K.T. Kashyap et al., Mater. Sci. Technol. 9 (1993) 189-203
[3] G.K. Sigworth et al. AFS Trans. 97 (1989) 811-823
[4] R.E. Spear and G.R. Gardner, AFS Trans. 71 (1963) 209-215
[5] C.H. Càceres et al., Mater. Sci. Eng. A 197 (1995) 171-179
[6] S.G. Shabestari, Mater. Sci. Eng. A 383 (2004) 289-298
[7] B. Suarez-Pena and J. Asensio-Lozano, Scripta Materialia 54 (2006) 1543-1548
[8] A. Couture, AFS Cast Metals Journal 6 (1981) 9-17
[9] L.A. Narayan et al. Metall. Mater. Trans. A 25A (1995) 1761
[10] S.G. Shabestari et al., Int. J. Cast Met. 15 (2002) 15
[11] Q.C. Wang, Metall. Mater. Trans. A 34A (2003) 2887-2899
[12] D.L. Zhang et at., J. Light Met. 2 (2002) 27-36
[13] S. Murali et al., Mater. Sci. Eng. A 151 (1992) 1-10
[14] S. Shivkumar et al., J. Mater. Eng. Perform. 3 (1994) 83-90
[15] M. Merlin et al., J. Mater. Proc. Technol. 209 (2009) 1060-1073
[16] F. Berto et al., Int. J. Fract. 127 (2004) 265-282
[17] M. Warmuzek, Aluminium-Silicon Casting Alloys: Atlas of Microfractographs, 1th ed., ASM International, (2004)

## Abstract

### Effect of iron content and of heat treatment on the microstructural and mechanical properties of Al-Si-Mg foundry alloys

**Keywords:**
aluminium alloys, foundry, microstructure, mechanical properties, heat treatments

Due to the high strength/weight ratio, good castability, corrosion and wear resistance and high mechanical properties, Al-Si alloys are the most widely used alloys in the automotive field. Their mechanical properties are influenced by the chemical composition (i.e. the Si, Mg and Cu content), the presence of Fe and other defects such as inclusions and porosity. The solidification and the heat treatment conditions are also important for obtaining the desired mechanical characteristics.
The correlation between mechanical properties and microstructure of Al-Si-Mg castings are strongly dependent on the secondary dendrite arm spacing (SDAS) and on the morphology and distribution of eutectic silicon particles. In Al-Si foundry alloys the Fe content is generally considered negative because of his tendency to form harmful intermetallic compounds.
In this study the effect of the Fe content and the heat treatment on mechanical and microstructural properties of two Al-Si-Mg foundry alloys is presented. Experimental sand castings in Sr-modified A356 and B356 alloys have been produced and subjected to different heat treatment conditions, in terms of both solubilization and aging times. Tensile test samples and Charpy samples for instrumented impact strength tests have been machined from the castings. The yield strength, the ultimate tensile strength and the percentage of elongation at fracture have been obtained from the tensile tests. The impact properties, such as total absorbed energy, crack nucleation and propagation energies, have been determined, too. All these mechanical properties have been correlated to the heat treatment conditions and to the Fe content. For both alloys the microstructural parameter of the secondary dendrite arm spacing, the size and distribution of intermetallics compounds and the morphology of the eutectic silicon have been evaluated. On both the castings and the machined samples, preliminary X-ray analysis have been performed in order to verify the absence of gas and shrinkage porosities. Microstructural and fractographic analysis have been carried out on the fractured samples by means of optical microscopes (OM) and scanning electron microscopes (SEM) with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS); the effect of microconstituents on crack nucleation and propagation have been studied through the analysis of the fracture profiles and surfaces.