

Sviluppo di trattamenti termici per componenti automotive colati in lega di alluminio secondario allo stato semi-solido

S. Capuzzi

Obiettivo di questo lavoro è lo studio dell'influenza della temperatura e del tempo di solubilizzazione sulle caratteristiche microstrutturali e sulle proprietà meccaniche di una lega secondaria AlSi7Cu3Mg colata allo stato semi-solido. Sono state osservate e quantificate la sferoidizzazione del Silicio eutettico, la progressiva dissoluzione delle fasi intermetalliche ricche in rame e la variazione di durezza della lega. I risultati del trattamento di solubilizzazione indicano come la durezza del materiale aumenti all'aumentare della temperatura di solubilizzazione e questo fenomeno è da attribuirsi alla graduale dissoluzione dei composti intermetallici all'interno della matrice di α -Al. Si osserva, inoltre, che il tempo di solubilizzazione ha un effetto minore sulle variazioni microstrutturali e sulle proprietà meccaniche rispetto alla temperatura. Sono stati quindi studiati gli effetti della temperatura e del tempo di invecchiamento, permettendo di costruire le curve di invecchiamento del materiale stesso.

Keywords: Alluminio e leghe - Trattamenti termici - Prove meccaniche - Metallografia

INTRODUZIONE

L'uso delle leghe d'alluminio negli ultimi anni è andato progressivamente crescendo, in particolare nel settore automobilistico e aerospaziale, grazie alla bassa densità, le buone proprietà meccaniche e la buona resistenza a corrosione di queste leghe [1]. Le leghe Al-Si-Cu-Mg da fonderia possono incrementare ulteriormente le loro proprietà meccaniche tramite l'ausilio di opportuni trattamenti termici grazie alla presenza di elementi alliganti quali rame e magnesio. Il trattamento comunemente usato per queste leghe è il trattamento T6 il quale comprende le fasi di solubilizzazione, tempra e invecchiamento artificiale [2]. Il trattamento di solubilizzazione prevede il riscaldamento del componente ad alta temperatura, prossima alla temperatura eutettica della lega, e si pone tre principali obiettivi: dissolvere le fasi grossolane ricche in Cu e Mg, formatesi

durante il processo di solidificazione del getto, omogeneizzare gli elementi alliganti in soluzione solida e sferoidizzare le particelle di Si eutettico. Durante il processo di tempra il componente viene raffreddato rapidamente da elevata temperatura a temperatura ambiente per inibire l'eventuale formazione di precipitati. Se la velocità di tempra è sufficientemente elevata, il soluto viene mantenuto in soluzione solida nella matrice di α -Al insieme a un elevato numero di vacanze [3].

L'invecchiamento può avvenire a temperatura ambiente (invecchiamento naturale) oppure a temperature più elevate, generalmente in un range compreso tra 150 e 200°C (invecchiamento artificiale). In entrambe, l'obiettivo è ottenere una distribuzione uniforme di piccoli precipitati nella matrice di α -Al per aumentarne le proprietà meccaniche. L'elevata concentrazione di soluto e di vacanze che si ottiene dopo la fase di tempra, permette la rapida formazione di zone di Guinier-Preston (GP). Da queste regioni, nucleano quindi precipitati metastabili che crescono poi, per diffusione, dalla soluzione sovrassatura. Il rafforzamento nelle leghe Al-Si-Cu-Mg è dato principalmente dalla precipitazione di fasi Al_2Cu , e Mg_2Si [4-7]. Questi precipitati sono inizialmente coerenti con la matrice di α -Al e continuano poi a crescere in accordo con il meccanismo di Ostwald. Trattamenti di invecchiamento eccessivi inducono la formazione di precipitati incoerenti con conseguente decremento delle proprietà meccaniche (sovrainvecchiamento).

Stefano Capuzzi

Università di Padova, sede di Vicenza
Dip. di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali (DTG)

Memoria presentata al Convegno Nazionale
Trattamenti termici, Piacenza 17-18 ottobre 2013 e
vincitrice del Premio "Elio Gianotti 2013"

La condizione T7 di sovra-invecchiamento è meno usata rispetto al consueto trattamento T6, ma trova applicazione in diversi settori. Con questo trattamento, infatti, i getti di fonderia diventano più stabili grazie alla riduzioni degli stress residui indotti dal processo di tempra, generalmente riducibili solo nella misura del 10-35% con trattamento convenzionale T6. Una maggiore stabilità termodinamica e meccanica risulta molto utile in applicazioni a fatica ad elevate temperature, come avviene nel caso dei motori endotermici realizzati in lega di alluminio [8].

La possibilità di trattare termicamente una lega di alluminio non è legata solamente alla composizione chimica della lega, ma dipende altrettanto dall'integrità del componente e di conseguenza dal processo produttivo.

Il processo di pressocolata (HPDC) è il più usato grazie alla possibilità di coniugare un'alta efficienza a bassi costi produttivi; infatti, vengono così realizzati circa il 50% dei componenti colati in lega di alluminio e viene comunemente impiegato nell'industria automobilistica e di altri prodotti di consumo [9]. Tali vantaggi sono possibili poiché la lega fusa viene iniettata a elevata velocità all'interno di uno stampo in acciaio e quindi solidificata rapidamente.

Tuttavia queste caratteristiche riducono la qualità e l'integrità dei componenti prodotti a causa di una rilevante quantità di aria/gas intrappolati durante la fase di riempimento dello stampo che avviene con un flusso turbolento. Questo limita le possibilità di un ulteriore incremento delle proprietà meccaniche tramite l'applicazione di un successivo trattamento termico a elevate temperature. Gli elementi gassosi intrappolati potrebbero espandersi sensibilmente causando un inaccettabile blistering superficiale, un'instabilità dimensionale e inducendo proprietà meccaniche inferiori [9-10].

Per eliminare o almeno ridurre la quantità di porosità è necessario diminuire la turbolenza del metallo fuso durante la fase di riempimento; questo è possibile riducendo il numero di Reynolds (Re) tramite un aumento della viscosità del materiale iniettato. Questa espressione evidenzia la relazione inversa che vi è tra il numero di Reynolds e la viscosità del materiale [11]:

$$Re = \frac{\rho v d}{\mu} \quad (1)$$

dove ρ è la densità del fluido, v la velocità media del fluido, d è il diametro del cilindro di iniezione e μ il coefficiente di viscosità dinamica.

Il processo *Swirled Enthalpy Equilibration Device* (SEED) è un processo innovativo di rheocasting che permette appunto di ridurre il numero di Reynolds. La lega fusa viene versata in un contenitore d'acciaio la cui massa termica è in grado di raffreddare la lega fino ad avere la frazione solida desiderata; in questa fase il contenitore è posto in rotazione per rendere più omogenea la distribuzione di fase primaria solida. Quello che si ottiene è un solido deformabile, detto slurry, che è formato da fase primaria globulare α -Al, distribuita nella matrice liquida eutettica Al-Si, e che mostra nel complesso una viscosità maggiore rispetto allo

stato liquido [12].

In questo lavoro sono studiati gli effetti di un trattamento termico T6 sulla microstruttura e sulle proprietà meccaniche di una lega d'alluminio secondario EN AC-46300 colata allo stato semi-solido tramite processo SEED.

Viene posta particolare attenzione all'evoluzione della forma e della dimensione delle particelle di Si eutettico, alla dissoluzione delle fasi ricche in Cu e alla variazione di durezza del materiale. Per il trattamento di invecchiamento artificiale sono state ricavate delle curve di invecchiamento a diverse temperature.

La particolarità di questo studio deriva sia dalla scelta del processo produttivo, alternativo al processo di pressocolata tradizionale, sia dall'uso di una lega di Al secondario, generalmente non impiegata nei processi di trasformazione allo stato semi-solido. Tali leghe offrono diversi vantaggi in termini di costo, ma presentano una composizione chimica fortemente legata alla composizione dei rottami di partenza, questo rende i getti prodotti marcatamente più sensibili a un trattamento termico post-colata.

PROCEDURA SPERIMENTALE

Nel presente lavoro è fornita da Raffineria Metalli Capra Spa una lega secondaria da fonderia della famiglia AlSi7-Cu3Mg (EN AC-46300) sotto forma di pani da rifusione. La composizione chimica della lega utilizzata è riportata in Tabella 1.

Lega	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Al
EN AC-46300	6.79	0.31	2.71	0.14	0.29	0.02	0.42	0.05	0.01	0.13	bal.

Tab. 1. Composizione chimica della lega utilizzata (%pond).

Tab. 1. Chemical composition of the experimental alloy (wt.%).

Il materiale allo stato semi-solido viene prodotto tramite tecnologia SEED. I lingotti forniti vengono fusi all'interno di un forno fusorio da 800 kg alla temperatura di 670°C. Il metallo liquido viene quindi spillato in un forno di mantenimento di dimensioni inferiori e mantenuto alla temperatura di 640°C. Tramite un apposito braccio meccanico dotato di tazza, la lega fusa viene prelevata dal forno e versata in un apposito contenitore cilindrico.

Il sistema SEED considerato è dotato di 3 contenitori, posti su altrettante piastre rotanti, i quali sono riempiti alternativamente al fine di rispettare il tempo ciclo di 65 secondi. I contenitori vengono pre-riscaldati alla temperatura di 130°C, così da evitare shock termici ed una pre-solidificazione eccessiva del materiale. Ciascun contenitore è poi posto in rotazione alla velocità di 150 rpm per un tempo di 115 s terminati i quali vi è un tempo d'attesa di 10 secondi necessari a garantire l'omogeneità termica. Quindi lo slurry è versato nella camera d'iniezione della macchina da pressocolata.



Fig. 1 - Braccio di sospensione per automobile prodotto in lega AlSi7Cu3Mg e studiato nel presente lavoro.

Fig. 1 - The automotive suspension arm produced with an AlSi7Cu3Mg alloy and studied in the present work.

La temperatura dello slurry immediatamente prima dell'iniezione è stimata pari a 595°C. Le prove sono state eseguite partendo da una serie di bracci di sospensione per automobile colati appositamente per la ricerca (Figura 1). I saggi per la caratterizzazione meccanica e microstrutturale sono stati ricavati dal componente; questi presentano due diversi tipologie di spessore, 30 and 5 mm, denominati "grosso" e "fine", rispettivamente. I saggi sono stati quindi trattati termicamente.

Per il trattamento di solubilizzazione si è lavorato in un range tra 450°C e 490°C per quanto riguarda la temperatura e tra 1 e 6 ore per il tempo di trattamento. I provini solubilizzati per 1 e 3 h sono stati temprati in acqua, mentre tre diversi mezzi tempranti sono stati provati sui saggi trattati per 6 h: acqua a temperatura ambiente, aria calma ed aria forzata. I saggi temprati sono stati invecchiati su tre diversi livelli di temperatura 160, 180 e 200°C per diversi intervalli temporali, in un range compreso da 1 a 96 ore di trattamento. Durante il trattamento termico, una termocoppia di tipo K è stata introdotta in un campione usato come riferimento per il rilevamento del tempo necessario al raggiungimento della temperatura impostata. Tale tempo, stimato in 25 min, si è dimostrato adeguato per ogni temperatura di trattamento. I campioni sono stati preparati secondo le usuali tecniche fino ad una pasta diamantata da 3 µm e infine lucidati con una sospensione di silice colloidale per l'analisi metallografica.

Sono stati impiegati diversi ingrandimenti al microscopio ottico per un'analisi qualitativa e quantitativa delle particelle di Si eutettico, in termini di dimensione e morfologia, definiti rispettivamente da area, e rapporto d'aspetto e rotondità. Il rapporto d'aspetto è qui definito come il rapporto tra il massimo ed il minimo Ferets di una particella, mentre la rotondità r , anche detta fattore di forma, è calcolata con la seguente formulazione:

$$r = \frac{\text{perimetro}^2}{4\pi \text{ area}} \quad (2)$$

Al fine di analizzare le fasi ricche in Cu, i provini sono stati attaccati chimicamente con una soluzione di HNO₃ [13]. La frazione di volume di precipitati ricchi in Cu per ciascun trattamento è la media delle misurazioni su 10 diversi campi. Tale procedura è stata seguita per entrambi gli spessori, grosso e fine.

La microdurezza della matrice di α -Al è stata determinata tramite la prova Vickers con un carico pari a 0.025 kgf applicato per 30 s. Tali prove permettono di misurare il rafforzamento della sola matrice di α -Al trascurando gli effetti delle particelle più dure, come intermetallici e particelle di Si eutettico, o dei difetti di colata.

Sono state inoltre effettuate prove di durezza Vickers con un carico di 60 kgf, in accordo con quanto previsto dalla normativa ASTM E92-82. Le prove di durezza sono state eseguite sia sui saggi utilizzati per mettere a punto i trattamenti di solubilizzazione e tempra, sia su provini invecchiati artificialmente per costruire le curve di invecchiamento.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Caratterizzazione del silicio eutettico

La Figura 2 mostra la tipica microstruttura del componente allo stato colato. È possibile distinguere le diverse fasi osservando la loro morfologia e tonalità: le particelle di Si eutettico appaiono nella micrografia di colore grigio scuro mentre la matrice di α -Al appare chiara; sono inoltre identificabili particelle di fasi intermetalliche ricche in Fe e Cu.

La Figura 3 sintetizza le variazioni microstrutturali delle

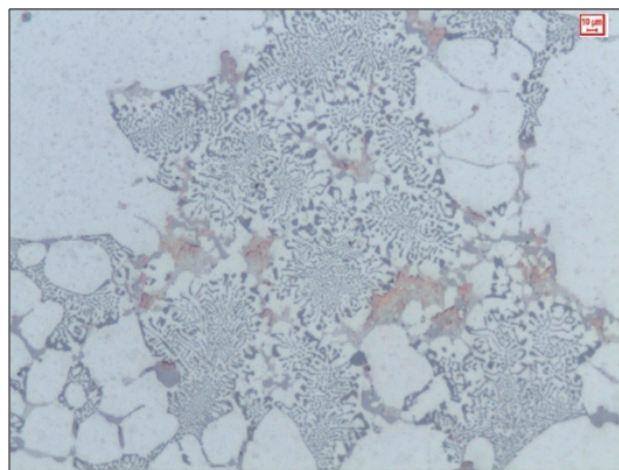


Fig. 2 - Microstruttura della lega AlSi7Cu3Mg as-cast colata allo stato semi-solido.

Fig. 2 - Microstructure of as-cast AlSi7Cu3Mg alloy diecast at semi-solid state.

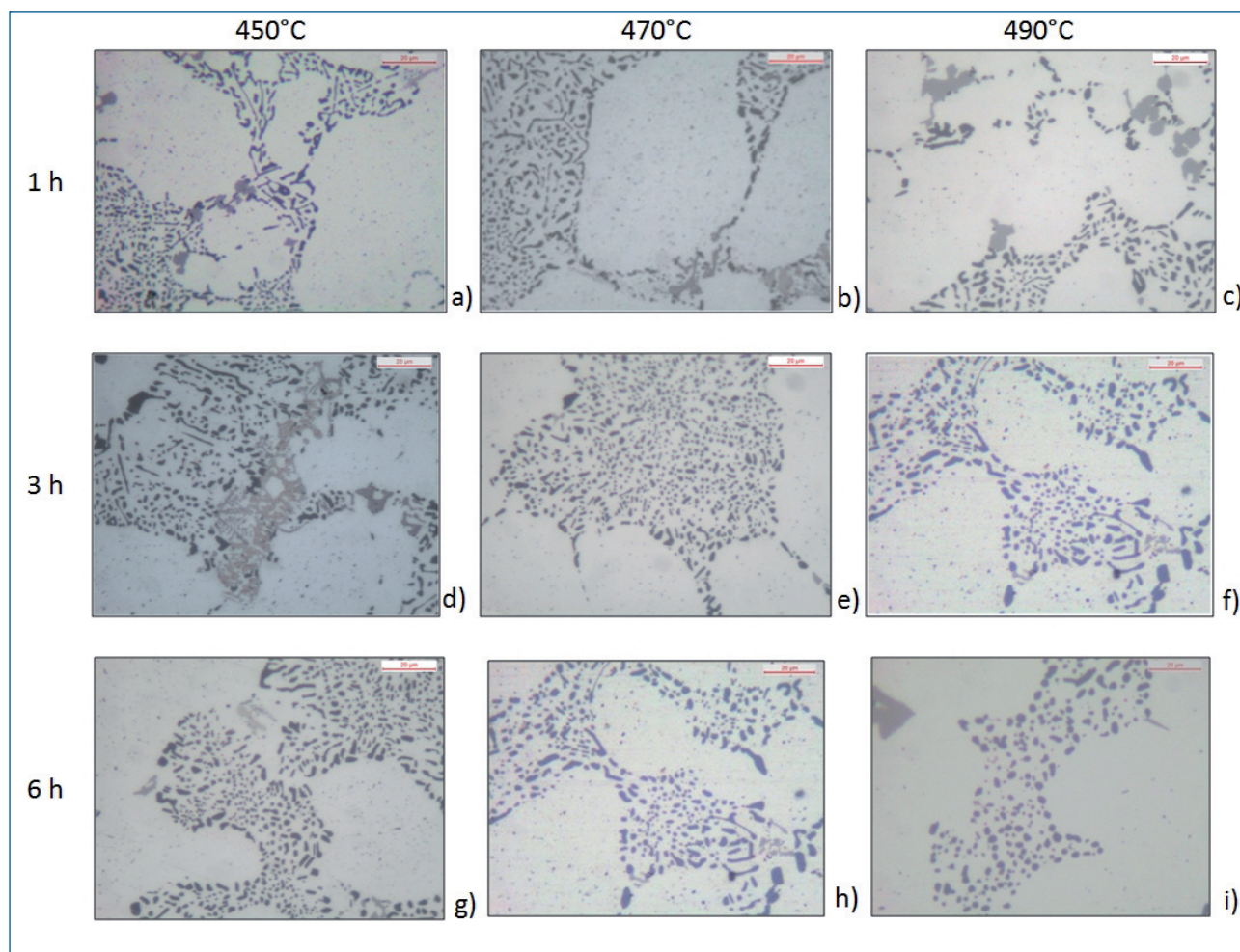


Fig. 3 - Microstruttura della lega AISi7Cu3Mg colata allo stato semi-solido dopo trattamento termico

Fig. 3 - Microstructure of AISi7Cu3Mg alloy diecast at semi-solid state after solution heat treatment.

Temperatura (°C)	Tempo (°C)	Area (µm²)	Rotondità	Rapporto d'aspetto
450	1	1.4 (2.1)	1.7 (0.8)	1.9 (0.7)
	3	1.5 (2.4)	2.6 (1)	2 (0.7)
	6	1.9 (1.9)	2.1 (0.8)	1.9 (0.8)
470	1	1.4 (1.4)	4.2 (3.2)	1.9 (0.6)
	3	1.4 (2.1)	2.9 (1)	1.9 (0.7)
	6	2 (1.9)	2.5 (0.8)	1.8 (0.8)
490	1	1.7 (3)	2.8 (1.1)	1.8 (0.7)
	3	2.1 (3.7)	2.8 (1.8)	1.8 (0.7)
	6	2.3 (2.5)	3 (2.3)	1.8 (0.4)

Tab. 2 - Valori medi dell'area, del rapporto d'aspetto e della rotondità delle particelle di Si eutettico al variare del trattamento termico di solubilizzazione.

Tab. 2 - Average area, aspect ratio and roundness of eutectic silicon particles after different solution treatments.

particelle di Si eutettico in conseguenza dei diversi trattamenti termici di solubilizzazione.

L'analisi si concentra sul Si eutettico, essendo noto come il trattamento termico sia in grado di sferoidizzare tali particelle, con un grande impatto sulle proprietà meccaniche della lega [3,14]. Ci si aspetta inoltre che le particelle di Si aumentino la loro dimensione in accordo con il meccanismo di accrescimento di Ostwald. Durante il trattamento di solubilizzazione le particelle di Si eutettico prima si

frammentano e quindi crescono coalescendo e sferoidizzando [15,16].

La lega è stata solubilizzata a diversi livelli di temperatura e tempo. Osservando le micrografie in Figura 3, è evidente come la dimensione delle particelle di Si eutettico aumenti al crescere della temperatura e del tempo di solubilizzazione e che queste tendano ad assumere una morfologia più globulare. Questi effetti sono particolarmente evidenti confrontando la microstruttura delle Figure 3a e 3i, che

raccontano le condizioni estreme di trattamento. Al fine di quantificare tali cambiamenti, l'area, il rapporto d'aspetto e la rotondità delle particelle sono stati misurati attraverso un programma di analisi d'immagine. I risultati vengono riportati in Tabella 2.

L'analisi quantitativa sembra confermare l'incremento dimensionale delle particelle e ciò risulta essere particolarmente evidente per tempi di solubilizzazione pari a 6 ore, dove l'area media delle particelle passa da 1.5 a 2 μm^2 .

Il rapporto d'aspetto assume un valore stabile di circa 1.9, mentre per la rotondità con i dati ricavati non è stato possibile evidenziare un preciso trend.

Per verificare analiticamente questi risultati è stata eseguita un'analisi statistica di regressione. Ipotizzando una correlazione di tipo lineare tra le variabili studiate e i parametri considerati si sono stimati il p-value e il coefficiente di determinazione R^2 del modello di regressione.

La Figura 4 evidenzia i risultati che considerano la relazione tra la dimensione delle particelle di Si eutettico ed il tempo di trattamento al variare della temperatura. Questa relazione, per tutte le temperature considerate, mostra i

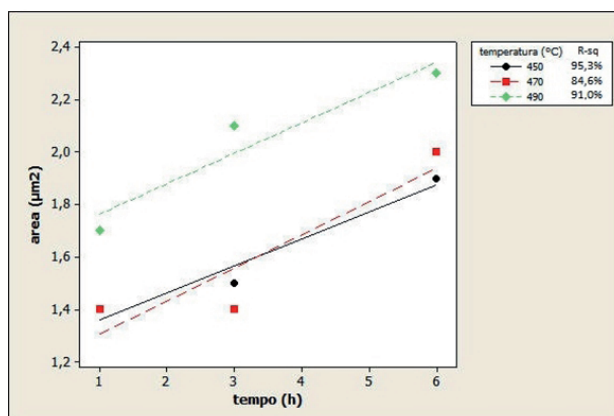


Fig. 4 - Area media delle particelle di Si eutettico al variare del tempo di trattamento di solubilizzazione per le diverse temperature considerate.

Fig. 4 - Average area of the particles of Si eutectic as function of the treatment time of solubilization for the different temperatures considered

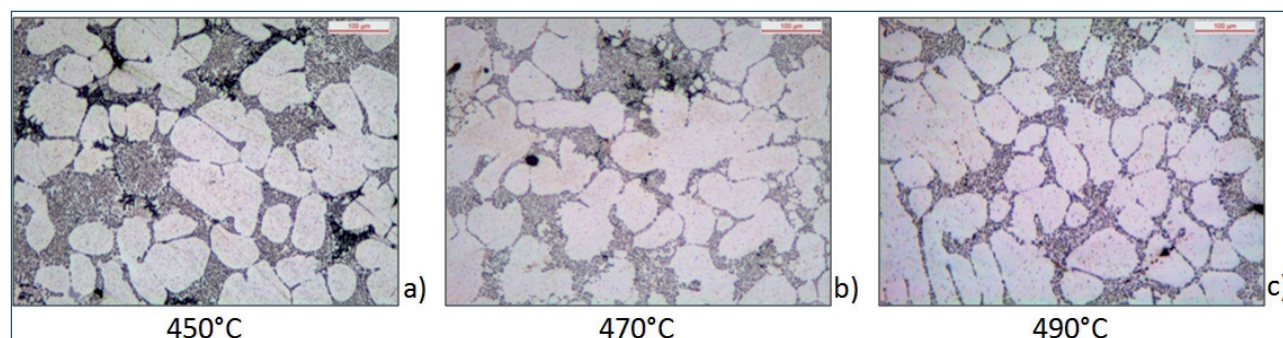
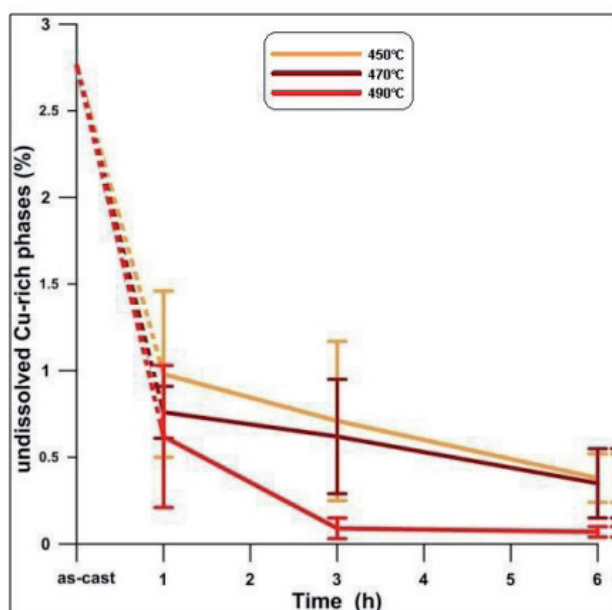


Fig. 5 - Effetto della temperatura di solubilizzazione sulla dissoluzione delle fasi ricche in Cu; il tempo di trattamento è costante e pari a 6 ore.

Fig. 5 - Effect of solution temperature on dissolution of the Cu-rich phases; the solution time is constant and equal to 6 hours.



più alti valori di R^2 rispetto alle altre possibili relazioni (per le tre temperature di 450, 470 e 490°C si hanno valori di R^2 pari rispettivamente a 95, 84 e 91%) il quale è una misura di quanto sia buona l'approssimazione della regressione lineare nello stimare i dati osservati.

Al contrario, l'approccio statistico non ha evidenziato alcuna relazione lineare tra la morfologia delle particelle di Si eutettico e la temperatura e il tempo di solubilizzazione.

Dissoluzione dei precipitati ricchi in Cu

Tramite analisi d'immagine è stata studiata in modo sistematico la dissoluzione dei composti intermetallici ricchi in

Fig. 6 - Percentuale di fasi ricche in rame non dissolte alle diverse temperature di solubilizzazione in funzione del tempo di trattamento.

Fig. 6 - Percentage of undissolved Cu-rich phases results for different solution temperature as function of solution time.

Cu nella matrice di α -Al. Osservando le micrografie in Figura 5, si può notare come incrementando la temperature del trattamento di solubilizzazione le fasi ricche in Cu, di colorazione nera nelle micrografie, diminuiscono progressivamente fino a dissolversi completamente attraverso un trattamento a 490°C per 6h.

La Figura 6 evidenzia come la dissoluzione delle particelle sia controllata anche dal tempo di solubilizzazione; nel presente lavoro, ad ogni temperatura selezionata è evidente un riduzione della percentuale di fasi ricche in Cu nella microstruttura del materiale.

Allo stato colato, la frazione media di composti ricchi in Cu è circa il 2.8%. Dopo un'ora di solubilizzazione alle temperature impiegate, tale valore scende a livelli inferiori dell' 1%, per continuare a decrescere ulteriormente fino a valori prossimi allo zero per trattamenti di 6 h.

Come in precedenza, i risultati quantitativi sono stati sottoposti a un'analisi statistica di regressione lineare ed è stata confermata la relazione inversa tra la percentuale di fasi ricche in rame e il tempo e la temperatura di solubilizzazione. All'aumentare di entrambi i parametri si ha una minor percentuale di fasi ricche in rame non dissolte, con una maggior efficacia ottenuta aumentando la temperatura.

L'efficacia della dissoluzione dei composti ricchi in rame è indicativa della variazione delle caratteristiche meccaniche finali e si prevede che questo porti ad un aumento di queste [10,17].

PROVE DI DUREZZA

Prove di microdurezza

Le prove di microdurezza sono state eseguite per valutare il rafforzamento della matrice di α -Al dopo il processo di solubilizzazione e tempra. I risultati sono illustrati in Figura 7. A ogni temperatura il trend delle curve è inverso rispetto a quanto trovato per la dissoluzione delle fasi ricche in Cu. Si evidenzia come il rafforzamento del materiale sia sensibile all'aumentare del tempo di trattamento, ed è chiaramente visibile che le migliori proprietà si ottengano con una solubilizzazione a 490°C. A questa temperatura la percentuale di rame dissolta nella matrice di α -Al è infatti massima.

Un grande incremento di durezza (~90%) è ottenuto con i valori massimi di tempo e temperature di solubilizzazione, ma un aumento sensibile del 40% è già raggiungibile a 470°C.

Prove di macrodurezza

La Figura 8 mostra i risultati delle prove di durezza Vickers. I valori sono ora più elevate grazie al contributo delle fasi più dure, come ad esempio il Si eutettico che ha una durezza maggiore rispetto alla matrice di α -Al.

Il valore medio maggiore è ottenuto con i massimi valori di tempo e temperatura di solubilizzazione, ma in questo caso appare meno accentuata la differenza tra i diversi livelli di temperatura.

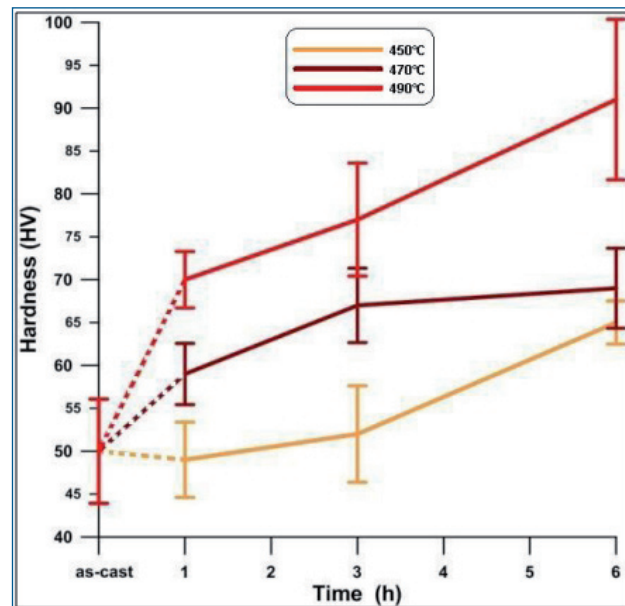


Fig. 7 - Microdurezza Vickers valutata nella matrice α -Al in funzione del tempo e temperatura di solubilizzazione. I dati si riferiscono al materiale as-quenched.

Fig.7 - Micro-hardness results for different solution temperature as function of solution time. Data refers to as-quenched condition

Un considerevole aumento di durezza è ottenuto con una sola ora di solubilizzazione, continuando il trattamento la durezza continua ad aumentare ma con un gradiente progressivamente decrescente. Un incremento di circa 20 HV è ottenibile dopo un ora di trattamento alla temperatura di 470°C, mentre nelle successive 5 ore l'incremento ulteriore si limita a solo 5 punti di durezza Vickers. Si può inoltre notare che all'aumentare della temperatura il contributo dato dal tempo di mantenimento risulti meno rilevante. A 490°C la durezza è pressoché costante in funzione del tempo di solubilizzazione, mentre a 450°C vi è una variazione di circa 10 HV tra il trattamento ad un ora e sei ore. La Figura 9 mostra i valori di durezza ottenuti dal materiale solubilizzato per 6 h a diverse temperature e temprato con diversi mezzi tempranti.

La velocità di raffreddamento durante la tempra è stata calcolata in accordo con la seguente formula:

$$R = \frac{T_f - 200}{t_{200} - t_{Tf}} \quad (3)$$

dove T_f è la temperature del forno (in °C) nel momento di estrazione del provino, t_{Tf} indica il tempo in cui il saggio viene rimosso dal forno (in s), e t_{200} è il tempo in cui il provino raffreddandosi raggiunge i 200°C. Le diverse velocità di raffreddamento ottenute con i diversi mezzi tempranti sono riportate in Tabella 3.

L'influenza del mezzo temprante, e quindi della velocità di raffreddamento, sulla durezza si riduce all'aumentare del-

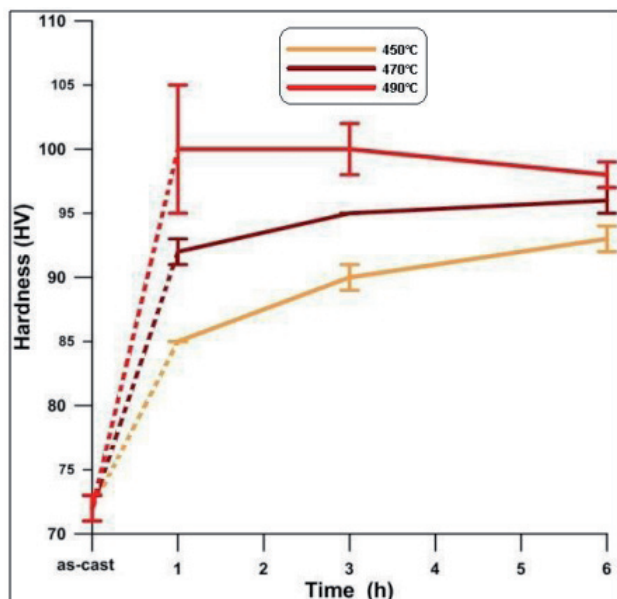


Fig. 8 - Durezza Vickers in funzione del tempo e temperatura di solubilizzazione. I dati si riferiscono al materiale as-quenched.

Fig. 8 - Hardness results for different solution temperature as function of solution time. Data refers to as-quenched condition

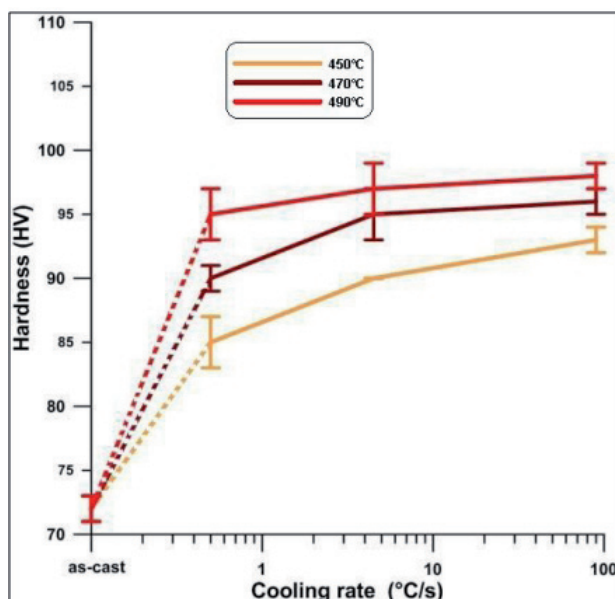


Fig. 9 - Durezza Vickers del materiale, solubilizzato a diversa temperatura per 6h, in funzione della velocità di tempra ottenuta variando il mezzo.

Fig. 9 - Hardness results for different solution temperature as function of cooling rate; the solution time is constant and equal to 6 hours

Mezzo temprante	Velocità di raffreddamento (°C/s)
Aria calma	0.5
Aria forzata	4.5
Acqua a 25°C	90

Tab. 3 - Velocità medie di tempra corrispondenti ai diversi mezzi di raffreddamento utilizzati.

Tab. 3 - Cooling rate corresponding to the different quenchant.

la temperatura di solubilizzazione. I risultati evidenziano un'analogia con quanto osservato per il tempo di solubilizzazione. A 450°C si nota una variazione di 10 HV, mentre a 490°C i valori di durezza sono pressoché costanti per tutti i mezzi tempranti considerati.

Aumentando la velocità di raffreddamento si ottiene un aumento di durezza, il che è in accordo con quanto visto in letteratura [18,19]. La scelta del mezzo temprante è comunque fortemente legata al rischio di deformazioni e distorsioni del componente, quindi dipendenti dalla geometria del getto stesso.

Curve di invecchiamento

Dopo aver studiato gli effetti del trattamento di solubilizzazione e tempra, sono stati ricavati alcuni saggi e solubilizzati a 470°C per 6 h e temprati in aria calma. Il risultato migliore in termini di durezza si è ottenuto con la tempra in acqua, ma la scelta dell'aria calma garantisce minori rischi

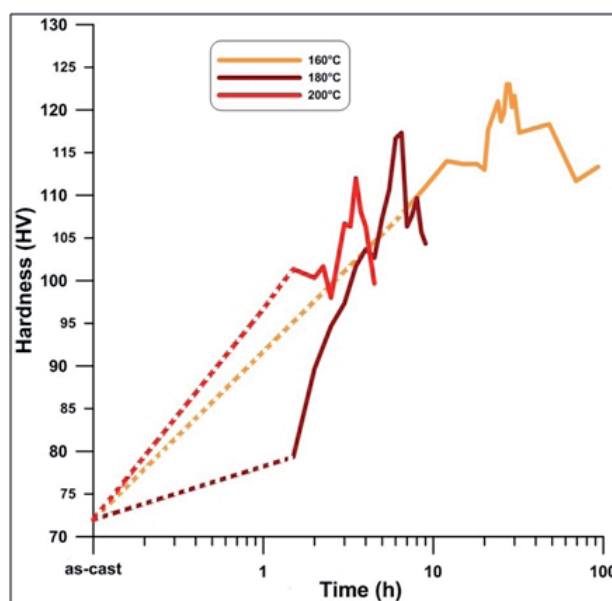


Fig. 10 - Curve di invecchiamento della lega AlSi7Cu3Mg a 160, 180 e 200°C.

Fig. 10 - Ageing curves of AlSi7Cu3Mg alloy at 160, 180 and 200°C.

di deformazione del componente.

La Figura 10 mostra le curve di invecchiamento a tre diverse temperature, ossia 160, 180 e 200°C. Le curve mostrano lo stesso trend, la durezza cresce fino ad un picco massimo per poi decrescere con maggiore velocità. All'aumentare della temperatura di invecchiamento artificiale, il valore di durezza massimo raggiunto cala ma lo si ottiene con minor tempi di invecchiamento.

Nelle condizioni as-cast la durezza ha un valore di 72 HV. Invecchiando il provino a 160°C si riesce a raggiungere 123 HV, con l'invecchiamento dei saggi a 200°C il picco di durezza è pari a 107 HV. I due picchi sono ottenuti rispettivamente dopo 36 e 5 h il che, a livello industriale, è un aspetto a favore della temperatura superiore. L'invecchiamento a 180°C, la temperatura intermedia, permette di ottenere una durezza di 117HV in 6 h.

Nella curva dei 160°C vi è un plateau prima di arrivare al picco di durezza. La durezza rimane costante a 114 HV durante l'invecchiamenti tra le 12 e le 20 ore.

Questo fenomeno non è solitamente presente nelle curve di invecchiamento ma può essere compreso analizzando il processo di indurimento per precipitazione [20]. Il primo contributo all'aumento di durezza deriva dalla formazione di zone GP, che sono dei cluster di soluto, quindi, grazie alla diffusione, da qui nucleano particelle coerenti le quali poi crescono aumentando ulteriormente la durezza della matrice.

Durante la fase di transizione il numero zone GP decresce progressivamente per dissoluzione nella matrice mentre le fasi metastabili inizialmente sono di dimensioni troppo ridotte per offrire un significativo ostacolo alle dislocazioni. Per questo motivo, la durezza decresce leggermente dopo il primo picco e torna a crescere una volta che le fasi metastabili risultano sufficientemente larghe.

Per temperature non troppo elevate la dissoluzione delle zone GP e la formazione delle fasi metastabili avviene con continuità, ciò porta ad un plateau in cui il valore di durezza rimane costante in accordo con quanto trovato in letteratura per l'invecchiamento naturale, ove si lavora a temperatura ambiente e il fenomeno viene quindi estremizzato [21].

CONCLUSIONI

In questo lavoro sono stati studiati gli effetti di un trattamento T6 sulla microstruttura e sulla durezza di una lega di alluminio secondario AISi7Cu3Mg colata allo stato semi-solido. Basandosi sui risultati ottenuti e riportati nel presente studio, possono essere tratte le seguenti conclusioni.

- La dimensione delle particelle di Si eutettico aumenta all'aumentare sia del tempo che della temperatura di solubilizzazione.
- La dissoluzione delle particelle ricche in rame e l'aumento della durezza della matrice sono favoriti dall'aumento del tempo e della temperatura di solubilizzazione.

- La durezza è favorita dall'aumento della velocità di tempra; tale effetto è meno significativo all'aumentare della temperatura di solubilizzazione.
- Aumentando la temperatura di solubilizzazione, il tempo di solubilizzazione ha un effetto meno significativo sulla durezza del materiale.
- I saggi solubilizzati alle temperature di 450 e 470°C non presentano in nessun caso blistering superficiale, su alcuni dei saggi trattati a 490°C è presente del blistering in dimensione e quantità minime.
- L'aumento della temperatura di invecchiamento porta ad un valore del picco di durezza inferiore ma anche un minor tempo di trattamento necessario per ottenerlo.

RINGRAZIAMENTI

Un sentito ringraziamento a Raffineria Metalli Capra, in particolare nelle persone del dr. Gianfausto Capra e l'ing. Leonardo Capra, e ad Alfa Ossidazione per aver reso possibile lo sviluppo di questo lavoro. Uno speciale ringraziamento al professor Giulio Timelli per l'opportunità datami e il supporto sempre presente, ed all'ing. Stefano Ferraro per i consigli e il paziente aiuto durante l'attività.

BIBLIOGRAFIA

- [1] J.-H. JANG, D.-G. NAM, Y.-H. PARK, I.-M. PARK, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, nr.23 (2013), p. 631
- [2] E. SJÖLANDER, S. SEIFEDDINE, Mater. Design, nr.31 (2010), p. S44
- [3] E. SJÖLANDER, S. SEIFEDDINE, J. Mater. Process. Tech., nr.210 (2010), p. 1249
- [4] M. ZEREN, J. Mater. Process. Tech., nr.169 (2005), p. 292.
- [5] J. H. SOKOLOWSKI, M. B. DJURDJEVIC, C. A. KIERKUS, D. O. NORTHWOOD, J. Mater. Process. Tech., nr.109 (2010), p. 174.
- [6] D. ZHANG, J. PENG, G. HUANG, D. ZENG, J. of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed., Vol.23 (2008), Nr.2, p. 184.
- [7] E. TILLOVA, M. PANUKOVA, Metalurgija nr.47 (2008) 3, p. 207.
- [8] J. G. KAUFMAN, E. L. ROOY, Aluminum alloy castings; Properties, processes and applications, ASM International, Materials Park, Ohio, 2004
- [9] R.N. LUMLEY, R.G. O' DONNELL, D.R. GUNASEGARAM, M. GIVORD, Metall. Mater. Trans. A, Vol. 38A (2007), p.2564
- [10] R.N. LUMLEY, R.G. O' DONNELL, D.R. GUNASEGARAM, T. KITTEL-SHERRI, M. GERSHENZON, Metall. Sci. Technol., Vol.26-2 (2008), p. 2
- [11] Z. FAN, X. FANG, S. JI, Mat. Sci. Eng. A, nr. 412 (2005), p. 298
- [12] D. DOUTRE, J. LANGLAIS, S. ROY, Proc. 8th Int. Conf. Semi-Solid Processing, 20-23 September 2004, Wor-

- cester, USA
- [13] G.F.VANDER VOORT, Metallography principles and practice, ASM International, Materials Park, Ohio, 1999
- [14] S. SHIVKUMAR, S. RICCI Jr., C. KELLER, D. APELIAN, J. Heat Treating, nr. 8 (1990), p.63
- [15] F.N. RHINES, M. ABALLE, Metall. Trans. A, Vol. 17 (1986), p. 2139
- [16] M. TIRYAKIOĞLU, Mat. Sci. Eng. A, nr. 473 (2008), p.1
- [17] G. WANG, X. BIAN, W. WANG, J. ZHANG, Mater. Lett., nr. 57 (2003), p. 4083
- [18] L. PEDERSEN, L. ARNBERG, Metall. Mater. Trans. A, Vol.32A (2001), p. 525
- [19] L. HOU, H. CHENG, J. LI, Z. LI, B. SHAO, J. HOU, Procedia Engineering, nr. 31, (2012), p.515
- [20] W. SCHNEIDER, F.J. FEIKUS., Light metal age (1998), p.12
- [21] G. Y. LIU, , Open Access Dissertations and Theses. Paper 4404200, 2009

Development of heat treatments for automotive components diecast with secondary aluminium alloy at semi-solid state

Keywords: Aluminium alloy - Heat treatment - Mechanical properties - Microstructure

A great contribution to the use of aluminium alloys comes from improvements in casting processes which allow to increase the production, lower the cycle time, and realise complex shaped castings with thin wall thickness. As high-pressure die-casting reflects these advantages, different automotive components are made with this technique. This is possible because the molten metal is injected at high velocity inside the die cavity and then it rapidly solidifies. However, these features reduce the quality of the component due to a substantial amount of air/gas entrapped during the turbulent filling phase. This denies the opportunity for further property enhancement by heat treatment at high temperature. The gaseous elements entrapped in the pores may expand resulting in unacceptable surface blister, dimensional instability and lower mechanical properties. Due to difficulty to produce high integrity diecastings, generally inexpensive secondary alloys are used. In order to eliminate or at least reduce the amount of entrapped porosity, semi-solid metal forming processes have been developed.

In this work, the microstructural and mechanical evolutions of an AlSi7Cu3Mg secondary alloy [tab.1] diecast at semisolid state by SEED process are investigated over different heat treatment conditions. The spheroidization of eutectic Si [fig. 3], the progressive dissolution of Cu-rich phases [fig. 5-6] and the hardness variations of the alloy [fig 7-8] were observed and quantified by metallographic and image analysis techniques during different solution treatment time and temperature, and various quenching rates. The results indicate that the mechanical properties increase with the increase of solution temperature. This is due to the gradually dissolution of coarse intermetallic compounds into the α -Al matrix. The solution time has less effect on the microstructure and mechanical properties. For solubilization temperatures up to 470°C no blistering is revealed, as well at higher solution temperature this is negligible. The maximum hardness is also favoured by higher quenching rates, at least up to the solubilization temperature of 490°C [fig. 9]. The effects of artificial ageing temperature and time were then studied [fig.10]. By increasing the ageing temperature, the maximum hardness value decreases but it is reached at shorter holding time.