POLITECNICO DI TORINO
Repository ISTITUZIONALE

Colata per gravità di un FGM in lega di alluminio: ottimizzazione del trattamento termico e proprietà finali

Original
Colata per gravità di un FGM in lega di alluminio: ottimizzazione del trattamento termico e proprietà finali / Fracchia, E., Gobber, F., Lombardo, S., Rosso, M.. - In: LA METALLURGIA ITALIANA. - ISSN 0026-0843. - ELETTRONICO. - 4:(2019), pp. 5-12.

Availability:
This version is available at: 11583/2733338 since: 2019-05-15T11:10:47Z

Publisher:
La metallurgia Italiana

Published
DOI:

Terms of use:

This article is made available under terms and conditions as specified in the corresponding bibliographic description in the repository

Publisher copyright

(Article begins on next page)

14 October 2026

Colata per gravità di un FGM in lega di alluminio: ottimizzazione del trattamento termico e proprietà finali

E. Fracchia, F. Gobber, S. Lombardo, M. Rosso

Le leghe di alluminio sono largamente utilizzate nel settore dell'autoveicolo per produrre ad esempio blocchi motore, coperchi punterie, pistoni, grazie all'ottima correlazione tra resistenza meccanica e leggerezza che le contraddistingue. In particolare, i pistoni sono soggetti a fratture per fatica vista la loro duale richiesta di resistenza alla fatica termica e di duttilità lungo l'intero volume del pezzo. I FGM (Functionally Graded Materials) sono materiali compositi avanzati ideati per garantire una graduale variazione di proprietà e composizione lungo il volume del materiale stesso. In questo lavoro, la lega per pistoni EN AC 48000 è impiegata insieme alla lega EN AC 42100 per la realizzazione di un FGM, con l'obiettivo di ottenere una variazione di proprietà lungo il volume del pezzo che garantisca le caratteristiche meccaniche ottimali per un pistone. Le proprietà finali richieste vengono ottenute per mezzo di trattamento termico T6 con solubilizzazione a 530°C ed invecchiamento artificiale a 175°C fornendo caratteristiche meccaniche apprezzabili.

PAROLE CHIAVE: COLATA PER GRAVITÁ – COLATA SEQUENZIALE – LEGHE DI ALLUMINIO – LEGA PER PISTONI – FGM – TRATTAMENTO TERMICO – CARATTERIZZAZIONE MECCANICA

INTRODUZIONE

Negli ultimi anni i ricercatori hanno mostrato un interesse sempre crescente per i FGM (Functionally Graded Materials), vista la loro capacità di adattarsi alle più svariate applicazioni. I FGM sono materiali compositi avanzati le cui proprietà e/o composizione variano lungo il pezzo realizzato (1-5); tali variazioni consentono di ottenere in una stessa componente risposte differenti in seguito alla medesima sollecitazione, oppure permettono di ottimizzare componenti che subiscono in punti diversi sollecitazioni differenti. Variazioni di proprietà e composizione all'interno di uno stesso pezzo potrebbero anche essere ottenute con materiali compositi parzialmente rinforzati (6) oppure con i metodi di giunzione tradizionali (7–9), con la differenza che in un FGM le due leghe si congiungono quando si trovano nell'intervallo di temperatura tra solidus e liquidus senza l'insorgere di zone termicamente alterate, con una miscelazione contenuta delle composizioni e limitata aall'interfaccia tra le leghe. Dal punto di vista del settore automotive vi è una concomitanza di richieste quali elevate caratteristiche meccaniche, duttilità e leggerezza, che corrispondono ad alte prestazioni, diminuzione del consumo di combustibile e ad un più contenuto impatto ambientale (10). Proprio per queste ragioni l'alluminio trova vasto impiego nella realizzazione di componenti nell'ambito veicolistico (11,12). Tuttavia, vi sono applicazioni in cui le ottime proprietà delle leghe di Al potrebbero essere ulteriormente enfatizzate apportando un forte contributo sia in termini di innovazione che di durabilità realizzando FGM: da qui la possibilità di impiego per realizzare pistoni (13). In particolare, per la realizzazione dei pistoni si ricorre normalmente alla forgiatura (14,15) od alla colata in gravità, impiegando leghe appartenenti al sistema Alluminio-Silicio, caratterizzate da un'ottima colabilità, garantita dalla presenza del silicio, aventi buona resistenza alla corrosione ed ottime proprietà meccaniche, incrementabili per mezzo di trattamenti termici (16,17). Esse infatti possono essere direttamente invecchiate dopo la colata (T5, O), temprate senza invecchiamento (T4) o temprate ed invecchiate (T6, T7) (18,19). Per realizzare pistoni si impiegano comunemente le leghe eutettiche (%Si 10-13%), poiché essendo più alligate garantiscono migliori prestazioni alle elevate temperature. La lega eutettica per pistoni EN AC 48000 è la composizione maggiormente impiegata, grazie all'elevata resistenza alle alte temperature conferita dalla presenza del nichel. L'elevata percentuale di alliganti gli conferisce durezza

Elisa Fracchia,
Federico Gobber,
Mario Rosso
Politecnico di Torino, (DISAT)

Silvia Lombardo
F.O.M.T S.p.A., Grugliasco Torino, Italia

e resistenza meccanica, ma bassa duttilità. Non è infrequente, quindi, che si arrivi a fratture per fatica (20) a causa del basso allungamento a rottura. Infatti, nelle leghe per pistoni messe in opera in seguito a solubilizzazione, tempra ed invecchiamento, per temperature di lavoro al disopra dei 200°C si osserva un impatto negativo sulla resistenza alla fatica meccanica per un alto numero di cicli. Questo perché le zone di GP formatesi durante l'invecchiamento, e responsabili inizialmente dell'aumento della resistenza meccanica (Al2Cu, Al2Mg e Al2CuMg (21,22)), tendono a coalescere per permanenze continuative ad alta temperatura portando ad una diminuzione della resistenza meccanica (23–25). Per ovviare a ciò, in questo lavoro si è scelto di ricorrere alla realizzazione di un FGM per colata in gravità, impiegando due differenti leghe di alluminio, in modo tale da poter garantire sia la resistenza alla fatica termica nel cielo, grazie alla lega per pistoni AlSi12CuNiMg, che la resistenza alla fatica meccanica nel mantello, adottando una composizione che garantisca maggiore duttilità, come la lega ipo-eutettica AlSi7Mg0,3. Per le composizioni adottate, diversi autori (26,27) dichiarano che solubilizzazioni al disopra dei 500°C portano alcuni intermetallici in condizione di fusione incipiente causando difetti nei getti; altri (28–31) adottano solubilizzazioni di 520°-530°C. In (32) la solubilizzazione a 540°C seguita da invecchiamento a 175°C per 4h conferisce allungamenti notevoli alla AlSi7Mg0,3. Infine le schede tecniche indicano per la EN AC 42100 solubilizzazioni a 520-535°C per 4-10h ed invecchiamento 155°-165°C per 6-8h (33), per EN AC 48000 solubilizzazioni a 515-530°C per 5- 10h ed invecchiamenti 165°-185°C per 5-82h (34). In questo lavoro, le caratteristiche meccaniche finali dei pezzi colati saranno valutate in seguito a trattamenti termici T6 con solubilizzazione a 530°C ed invecchiamento a 175°C.

Materiali e metodi

La lega per pistoni EN AC 48000 è impiegata insieme alla EN AC 42100 per realizzare un FGM. Le composizioni sono riportate in Tab. 1.

Tab. 1 – Composizione delle leghe EN AC 48000 ed EN AC 42100/ Composition of the alloys EN AC 48000 and EN AC 42100

EN AC 48000 (AlSi12CuNiMg)									
Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Ti	Al
Min [%]	10.5	-	0.8	-	0.8	0.7	-	-	Residuo
Max [%]	13.5	0.7	1.5	0.35	1.5	1.3	0.35	0.25	

EN AC 42100 (AlSi7Mg0,3)								
Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
Min [%]	6.5	-	-	-	0.25	-	-	Residuo
Max [%]	7.5	0.19	0.05	0.10	0.45	0.07	0.25	

La AlSi12CuNiMg è una lega di composizione eutettica in cui Cu e Mg sono aggiunti allo scopo di aumentarne le caratteristiche meccaniche a seguito di trattamento termico. Il Mg permette la precipitazione di fasi secondarie indurenti tipo Mg2Si, Cu massimizza la resistenza meccanica già in condizioni as-cast (35), Ni permette un miglioramento della resistenza alle alte temperature [17]. L'aumento della resistenza meccanica porta ad un calo della duttilità, con un allungamento a rottura attestato al 1% (36). La lega ipoeutettica AlSi7Mg0,3 è caratterizzata da un'alligazione contenuta ed una duttilità superiore; l'allungamento a rottura e di circa 8% secondo la UNI EN 1706. Le due leghe vengono colate sequenzialmente in una conchiglia in acciaio verniciata con una vernice distaccante. La colata avviene in modo sequenziale, per gravità (37,38). I parametri da tenere sotto controllo sono (i) il preriscaldamento della conchiglia, (ii) le temperature di colata e l'ordine di colata per le due composizioni, (iii) il tempo che intercorre tra le colate. La conchiglia viene preriscaldata a 380°C per favorire l'eliminazione dell'umidità presente sulle superfici e ridurre gli shock termici in fase di colata. Le leghe vengono colate manualmente, partendo dalla AlSi7Mg0,3 a 710°C, e successivamente la AlSi12CuNiMg, a 750°C. Le temperature di colata sono maggiori rispetto alle ordinarie temperature di fonderia per scongiurare le difficoltà di colata riscontrabili nella piccola scala della produzione di laboratorio.

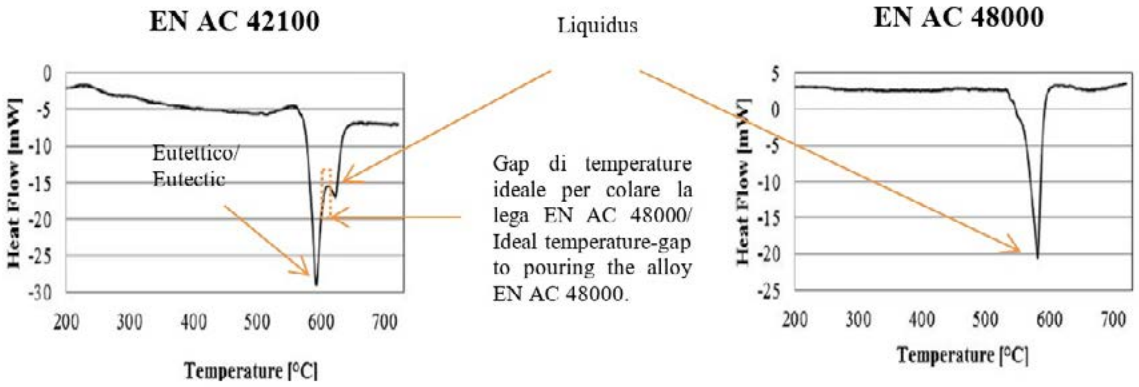


Fig. 1 – Curve DSC in riscaldamento per le leghe as-cast EN AC 42100 ed EN AC 48000 a 15°C/min (28) / DSC heating curves for the as-cast alloys EN AC 42100 and EN AC 48000 at 15°C/min (28).

L'ordine di colata delle leghe per realizzare il FGM è dettato dall'ampiezza dell'intervallo di temperature compreso tra la curva di liquidus e la curva di solidus, ottenuto tramite analisi DSC-Differential Scanning Calorimetry (vedi Fig.1) sulle leghe (Seratam TGA-DSC9216.18). La sequenza di colata corretta prevede la colata della lega EN AC 42100 seguita dalla EN AC 48000. La curva DSC della lega ipoeutettica presenta due picchi che identificano la temperatura dell'eutettico e la temperatura di liquidus. Tra questi due picchi vi è un gap che nella fase di solidificazione è sfruttabile come effetto barriera durante la colata della lega eutettica, al fine di evitare la piena miscelazione delle composizioni. Il momento ideale per la colata della AlSi12CuNiMg è quello in cui la lega AlSi7Mg0,3 si trova nel gap per cui la fase α-alluminio è già solidificata mentre la fase ricca in silicio è ancora fusa. Ciò permette di ottenere un legame metallurgico, con la lega AlSi12CuNiMg che penetra nei canali interdendritici della AlSi7Mg0,3, evitando la rifusione e miscelazione totale delle due leghe. Anche il tempo di attesa tra una colata e la successiva è influenzato dal gap nella fase di solidificazione della AlSi7Mg0,3. Dopo diverse prove di colata nel range di tempi di attesa 10secondi- 50secondi (39), si è osservato che la lega ipoeutettica si trova al disotto della temperatura di liquidus ed al disopra della temperatura di solidus all'incirca dopo 20-30 secondi di attesa. Tempi maggiori porterebbero a discontinuità all'interfaccia fra le composizioni nel pezzo finito, ovvero inclusioni di ossidi, porosità da gas e ritiri, difetti diffusi nella colata in gravità (40,41).
Il trattamento termico dovrà enfatizzare la resistenza alla fatica meccanica per la composizione AlSi12CuNiMg, e la duttilità per la composizione AlSi7Mg0,3: considerando che la duttilità diminuisce all'aumentare della resistenza meccanica e che l'impiego del FGM è proprio pensato per aumentare l'allungamento nelle zone più critiche soggette a fatica meccanica, si è scelto un trattamento di compromesso tra quelli prescritti per le due leghe che desse alta resistenza meccanica alla lega eutettica lasciando un buon allungamento alla ipoeutettica. In base a tutte queste considerazioni, si è optato per una solubilizzazione a 530°C seguita da tempra in acqua a 25°C ed invecchiamento artificiale a 175°C. Considerando che tempi di solubilizzazione brevi possono portare ad una distribuzione degli elementi non omogenea e quindi a grandi variazioni delle caratteristiche meccaniche mentre tempi più lunghi portano invece ad una maggiore sferoidizzazione del silicio con un incremento delle proprietà meccaniche (42), si sono scelti tempi di solubilizzazione di 30minuti, 3h, 5h ed 8h. I campioni colati sono stati caratterizzati in condizioni as-cast e post-trattamento termico con misure di durezza Vickers (5Kg per 15 secondi con EMCO TEST M4U 025) ed in base ai valori ottenuti è stato selezionato il trattamento termico migliore. L'effetto del trattamento termico selezionato è stato verificato tramite prove di resistenza a trazione (ZWICK ROELL) effettuando prove di trazione su provini cilindrici, secondo la normativa ASTM B557-15 (diametro 8,89 mm, tratto utile 50,8 mm), collocando l'interfaccia tra le due leghe nella zona centrale del tratto utile. Osservazioni microstrutturali via microscopia ottica (microscopio LEICA MEF4M) ed elettronica (SEM Zeiss Leo 1450VP equipaggiato di sonda EDS Oxford Link Pentafet) caratterizzeranno le microstrutture e le superfici di frattura ottenute.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Correlazione trattamento termico-microstruttura-durezza

In Tab.2 sono riportate le microstrutture e le durezze ottenute per le due leghe a seguito di solubilizzazioni a tempi variabili ed invecchiamento di 4h.
La microstruttura evolve con la precipitazione di intermetallici e la sferoidizzazione del silicio, quest'ultima quantificabile con una scala di modifica strutturale, come suggerito nelle pubblicazioni (43,44). I livelli di sferoidizzazione sono rappresentati in Fig.2.

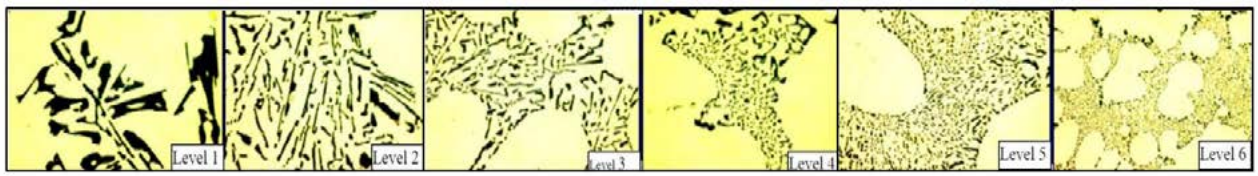
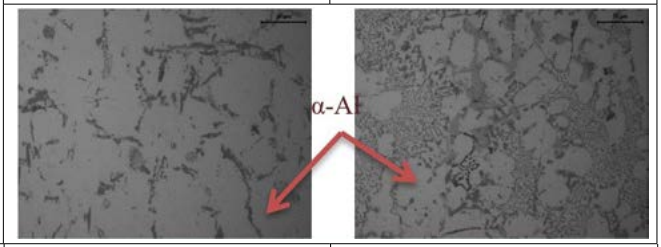
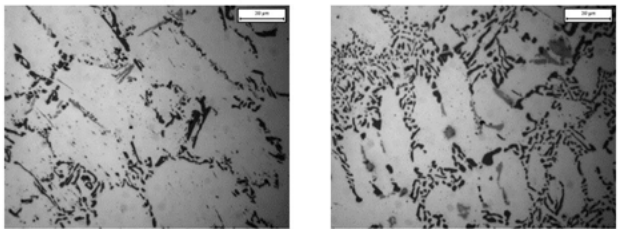
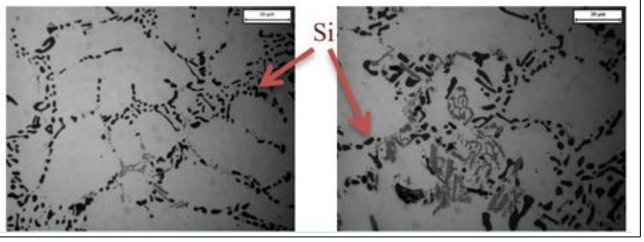
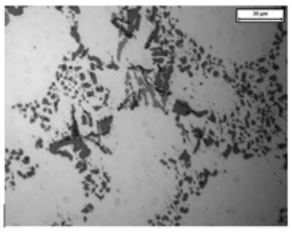
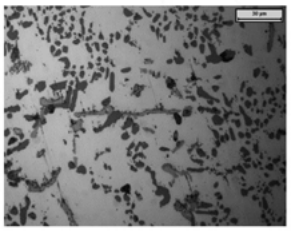
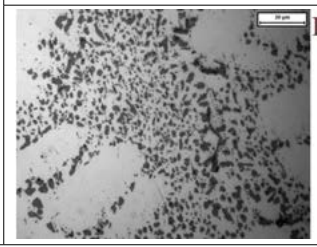
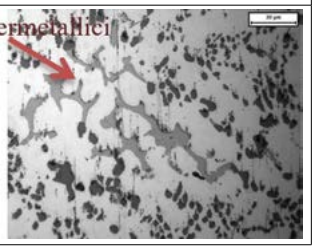


Fig. 2 – Livelli di modifica microstrutturale del silicio (43,44)/ Silicon microstructural modification levels (43,44).

Si osserva come per la lega EN AC 48000 si passa da un valore di durezza in condizioni as-cast di 88HV ad un valore di durezza quasi doppio dopo sole 4ore di invecchiamento, indipendentemente dal tempo di durata della solubilizzazione artificiale. Per la EN AC 42100 la durezza aumenta in modo più contenuto a causa della minore presenza di alliganti. L'obiettivo prefissato per il trattamento termico del FGM è quello di enfatizzare la durezza della lega AlSi12CuNiMg e la duttilità della AlSi7Mg0,3: per uno stesso trattamento termico si desidera durezza minima per la lega ipoeutettica, che corrisponde ad una maggiore duttilità, e durezza massima per la lega eutettica. Per questi motivi, invecchiamenti artificiali oltre le quattro ore sono stati valutati ma non presi in considerazione in questa trattazione, a causa dei valori di durezza altalenanti che si sono ottenuti: tali valori non permettevano una correlazione ideale tra massima durezza per la EN AC48000 e minima durezza per la EN AC 42100. Osservando i valori calcolati per le durezze, e riportati in Tab.2, si è optato per la solubilizzazione a 530°C per 8h. Infatti, in queste condizioni si riscontra la durezza maggiore per la composizione AlSi12CuNiMg e la minore deviazione standard, indice di una buona solubilizzazione della lega. Per la AlSi7Mg0,3 in queste condizioni di trattamento si osserva la maggiore sferoidizzazione dell'alluminio (vedi Tab.2), e la durezza media riscontrata è la più bassa tra quelle calcolate. In base alla fig. 2 le leghe as-cast corrispondono ad una condizione di sferoidizzazione tipo 'Level 2', dopo 30 minuti di solubilizzazione si passa al 'Level 3'. La morfologia del Si eutettico è assimilabile al 'Level 4' dopo 3h di solubilizzazione. Con 5h di solubilizzazione la struttura corrisponde al 'Level 5'. Il 'Level 6' è raggiunto con 8 ore di solubilizzazione.

Tab. 2 – Microstrutture e valori di durezza HV5 post-trattamento termico a 530°C ed invecchiamento a 175°C per 4h/ Microstructures and hardness HV5 values after heat treatment at 530°C and aging at 175°C for 4h.

	EN AC 42100	EN AC 48000
Microstrutture delle leghe as-cast. Il silicio eutettico è in forma aciculare e molto allungata. Si osserva la presenza di intermetallici nella EN AC 48000. Le strutture appaiono disomogenee e ciò è maggiormente evidente per la composizione AlSi12CuNiMg.	63 HV (±3.8)	88 HV (±2.52)
		
Solubilizzazione di 30 minuti ed invecchiamento di 4ore. In entrambe le composizioni il Si è ancora aciculare con con una tendenza alla sferoidizzazione. Le strutture dendritiche appaiono più larghe rispetto alla micrografia in condizione as-cast.	103.7 HV (±3.51)	160.7 HV (±4.16)
		
Solubilizzazione di 3 ore ed invecchiamento di 4 ore. Rispetto alla solubilizzazione di 30minuti si osservano dendriti tendenzialmente più ingrossate. Per entrambe le composizioni la struttura appare più omogenea, specialmente se confrontata con quella as-cast.	108.7 HV (±3.21)	156.7 HV (±2.52)
		

Solubilizzazione di 5 ore ed invecchiamento di 4 ore. La sferoidizzazione del silicio è aumentata. Si osservano precipitati in entrambe le leghe e precipitati aciculari del ferro nella EN AC 48000.	109.7 HV (±8.8)	157.7 HV (±3.51)
		
Solubilizzazione di 8 ore ed invecchiamento di 4 ore. Rispetto ai casi precedenti la sferoidizzazione del silicio eutettico risulta evidente, soprattutto nella EN AC 42100.	101.7 HV (±5.51)	163.7 HV (±2.08)
		

Caratteristiche meccaniche

Le caratteristiche meccaniche riportate in Tab.3 si riferiscono alle prove di trazione ottenute a parità di lega in un lavoro precedente (38) su materiale non trattato termicamente, comparate ai valori ottenuti con trattamento termico di solubilizzazione a 530°C per 8h seguita da invecchiamento artificiale a 175°C per 4h.

Tab. 3 – Proprietà meccaniche (media e deviazione standard) ottenute a seguito di prova a trazione/ Mechanical properties (average and standard deviation) obtained after tensile test.

Prova a trazione/ Tensile test							
Non trattati termicamente (38)					Post trattamento termico		
	$R_{p0,2}$(Mpa)	R_m(Mpa)	A%		$R_{p0,2}$(Mpa)	R_m(Mpa) Zn	A%
Media	96.02	155.2	2.1	**Media**	255.75	271.25	1.05
Dev.st.	4.57	4.74	0.74	**Dev.st.**	5.38	9.54	0.25

Il trattamento termico ha portato ad un aumento della resistenza allo snervamento e del carico a rottura per il FGM (vedi Tab.3), tuttavia l'allungamento a rottura risulta dimezzato rispetto alla condizione as-cast.

Tutte le fratture dei provini si sono verificate nella lega ipoeutettica, cioè la lega meno resistente dal punto di vista meccanico. La superficie di frattura mostrata in Fig.3-a è indicativa per tutti i provini testati a trazione. Si osserva come tale frattura sia di tipo fragile; si possono inoltre osservare porosità da gas in entrambe le leghe (Fig.3-b, c) accresciutesi da un diametro medio di 59 µm e 181µm, in condizioni as-cast, a 70 µm e 192µm dopo trattamento termico, rispettivamente per la AlSi7Mg0,3 e AlSi12CuNiMg.

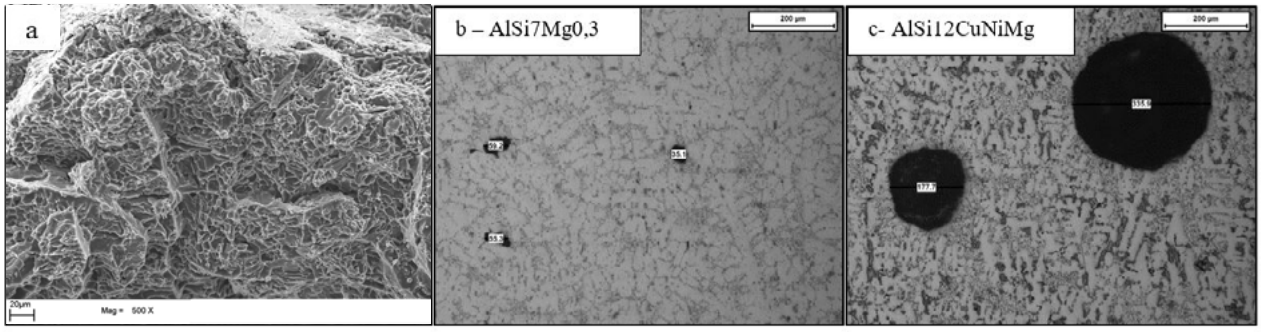


Fig. 3 – Immagine SEM di una superficie di frattura dei provini trazionati; b,c: immagini OM di porosità nelle leghe trattate termicamente (misure in µm) / a: SEM images of a fracture surfaces of a tensile specimen; b,c: OM images of porosity into the heat treated alloys (measures in µm).

CONCLUSIONI

Il trattamento termico con solubilizzazione a 530°C ed invecchiamento artificiale a 175°C è stato effettuato su campioni FGM colati sequenzialmente per gravità. La valutazione del tempo ottimale di solubilizzazione è stata effettuata eseguendo test di prova a tempi di mantenimento in temperatura variabili seguiti da misure di durezza Vickers. Tutte le fratture dei provini sono avvenute nella composizione EN AC 42100, ovvero la composizione meccanicamente meno resistente, ad indicare l'ottenimento di un legame efficace nell'interfaccia tra le leghe, con proprietà meccaniche apprezzabili. Il trattamento termico ha avuto effetto anche sulla dimensione delle porosità, accrescendola rispetto alla condizione as-cast del 18,6% per AlSi7Mg0,3 e del 6% per AlSi12CuNiMg. I risultati ottenuti in termini di proprietà meccaniche sono incoraggianti, tuttavia l'applicabilità del trattamento termico T6 su un FGM appare strettamente correlata al grado di degasaggio delle leghe.

BIBLIOGRAFIA

[1] M. Naebe and K. Shirvanimoghaddam, 'Functionally graded materials: A review of fabrication and properties', Appl. Mater. Today, vol. 5, pp. 223–245, 2016.

[2] M. Niino and S. Maeda, 'Recent development status of functionally gradient materials', ISIJ Int., vol. 30, no. 9, pp. 699–703, 1990.

[3] G. Udupa, S. S. Rao, and K. V. Gangadharan, 'Functionally Graded Composite Materials: An Overview', Procedia Mater. Sci., vol. 5, pp. 1291–1299, 2014.

[4] J. J. Sobczak and L. Drenchev, 'Metallic Functionally Graded Materials: A Specific Class of Advanced Composites', J. Mater. Sci. Technol., vol. 29, no. 4, pp. 297–316, 2013.

[5] R. M. Mahamood and E. T. Akinlabi, 'Types of Functionally Graded Materials and Their Areas of Application', in Mining, Metallurgy and Materials Engineering, 2017.

[6] X. Huang, C. Liu, X. Lv, G. Liu, and F. Li, 'Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting', J. Mater. Process. Technol., vol. 211, no. 9, pp. 1540–1546, 2011.

[7] E. Fracchia, F. Gobber, and M. Rosso, 'About weldability and welding of Al alloys : case study and problem solving', J. Achiev. Mater. Manuf. Eng., vol. 85, no. 2, pp. 67–74, 2017.

[8] C. Gurel and I. Guven, 'Recent developments in joining of aluminum alloys', Int. J. Adv. Manuf. Technol., pp. 1–16, 2016.

[9] G. Mathers, The welding of aluminium and its alloys. Woodhead Publishing L.td, 2002.

[10] J. Cui and H. J. Roven, 'Recycling of automotive aluminum', Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed., vol. 20, no. 11, pp. 2057–2063, 2010.

[11] European Aluminmium Association, 'Aluminium in Cars', Alum. Automot. Man., p. 10, 2011.

[12] B. Płonka, A. Kłyszewski, J. Senderski, and M. Lech-Grega, 'Application of Al alloys, in the form of cast billet, as stock material for the die forging in automotive industry', Arch. Civ. Mech. Eng., vol. 8, no. 2, pp. 149–156, 2008.

[13] A. G. Arsha, E. Jayakumar, T. P. D. Rajan, V. Antony, and B. C. Pai, 'Design and fabrication of functionally graded in-situ aluminium composites for automotive pistons', Mater. Des., vol. 88, pp. 1201–1209, 2015.

[14] E. Balducci, L. Ceschini, A. Morri, and A. Morri, 'EN AW-4032 T6 Piston Alloy After High-Temperature Exposure: Residual Strength and Microstructural Features', J. Mater. Eng. Perform., vol. 26, no. 8, pp. 3802–3812, 2017.

[15] O. Umezawa, H. Takagi, T. Sekiguchi, T. Yamashita, and N. Miyamoto, 'Novel process development with continuous casting and precise forging for AL-SI alloys to produce an engine piston', in Ceramic Transactions, 2009, vol. 207, pp. 189–200.

[16] European Aluminium Association, 'The aluminium automotive manual', in The aluminium automotive manual, 2013, pp. 1–17.

[Fig. 2 - a: Immagine SEM di una superficie di frattura dei provini trazionati; b,c: immagini OM di porosità nelle leghe trattate termicamente (misure in μm) / a: SEM images of a fracture surfaces of a tensile specimen; b,c: OM images of porosity into the heat treated alloys (measures in μm).

[17] F. Stadler, H. Antrekowitsch, W. Fragner, H. Kaufmann, E. R. Pinatel, and P. J. Uggowitzer, 'The effect of main alloying elements on the physical properties of Al-Si foundry alloys', Mater. Sci. Eng. A, vol. 560, pp. 481–491, 2013.

[18] A. M. A. Mohamed and F. H. Samuel, 'A Review on the Heat Treatment of Al-Si-Cu/Mg Casting Alloys', in Heat Treatment - Conventional and Novel Applications, 2012, p. 229.

[19] S. Lombardo and M. Rosso, 'Heat Treatments for Aluminum Alloys: When, Why and How', Mater. Perform. Charact., vol. 6, no. 5, p. 20170011, 2017.

[20] T. O. Mbuya, I. Sinclair, A. J. Moffat, and P. A. S. Reed, 'Micromechanisms of fatigue crack growth in cast aluminium piston alloys', Int. J. Fatigue, vol. 42, pp. 227–237, 2012.

[21] R. X. Li et al., 'Age-hardening behavior of cast Al-Si base alloy', Mater. Lett., vol. 58, no. 15, pp. 2096–2101, 2004.

[22] N. A. Belov, D. G. Eskin, and N. N. Avxentieva, 'Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si system and their application to the analysis of aluminium piston alloys', Acta Mater., vol. 53, no. 17, pp. 4709–4722, 2005.

[23] R. Konečná, G. Nicoletto, L. Kunz, and E. Riva, 'The role of elevated temperature exposure on structural evolution and fatigue strength of eutectic AlSi12 alloys', Int. J. Fatigue, vol. 83, pp. 24–35, 2015.

[24] R. Konečná, G. Nicoletto, L. Kunz, M. Svoboda, and A. Bača, 'Fatigue strength degradation of AlSi12cuNiMg alloy due to high temperature exposure: A structural investigation', Procedia Eng., vol. 74, pp. 43–46, 2014.

[25] G. Nicoletto, E. Riva, and A. Di Filippo, 'High temperature fatigue behavior of eutectic al-si- Alloys used for piston production', Procedia Eng., vol. 74, pp. 157–160, 2014.

[26] G. Wang, X. Bian, W. Wang, and J. Zhang, 'Influence of Cu and minor elements on solution treatment of Al-Si-Cu-Mg cast alloys', Mater. Lett., vol. 57, no. 24–25, pp. 4083–4087, 2003.

[27] A. M. A. Mohamed, F. H. Samuel, and S. Al kahtani, 'Influence of Mg and solution heat treatment on the occurrence of incipient melting in Al-Si-Cu-Mg cast alloys', Mater. Sci. Eng. A, vol. 543, pp. 22–34, 2012.

[28] A. Saboori, M. Pavese, C. Badini, and A. R. Eivani, 'Studying the age hardening kinetics of A357 aluminum alloys through the Johnson–Mehl–Avrami theory', Met. Powder Rep., vol. 72, no. 6, pp. 420–424, 2017.

[29] A. R. Eivani and A. K. Taheri, 'Modeling age hardening kinetics of an Al-Mg-Si-Cu aluminum alloy', J. Mater. Process. Technol., vol. 205, no. 1–3, pp. 388–393, 2008.

[30] D. Casari and C. Soffritti, 'Valutazione comparativa dell ' effetto di tre differenti tipologie di affinante sulle proprietà meccaniche e microstrutturali della lega di alluminio A356 da fonderia', La Metall. Ital., vol. 4, no. Alluminio e leghe, pp. 31–40, 2013.

[31] J. Pezda, 'Optimization of the T6 Heat Treatment to Improve the Mechanical Properties of Alloy AlSi12CuNiMg', Met. Sci. Heat Treat., vol. 57, no. 5–6, pp. 286–290, 2015.

[32] V. Branislav, S. Ladislav, and B. Michal, 'UTILIZATION OF EN AC-42100 CAST ALUMINUM ALLOY FOR CASTING OF CRITICAL COMPONENTS', Sci. Proc. 2014, Fac. Mech. Eng. SUT Bratislava, vol. 22, pp. 98–103, 2014.

[33] Raffmetal, 'Scheda tecnica EN AC 42100'.

[34] Raffmetal, 'Scheda tecnica EN AC 48000'.

[35] J. R. Davis, 'Alloying: Understanding the Basics', in Aluminum and Aluminum Alloys, 2001, p. 66.

[36] S. Manasijevic, R. Radisa, S. Markovic, Z. Acimovic-Pavlovic, and K. Raic, 'Thermal analysis and microscopic characterization of the piston alloy AlSi13Cu4Ni2Mg', Intermetallics, vol. 19, no. 4, pp. 486–492, 2011.

[37] S. Lombardo, I. Peter, and M. Rosso, 'Gravity Casting Of Variable Composition Al Alloys : Innovation And New Potentialities', Mater. Today, pp. 1–6, 2017.

[38] M. Rosso, S. Lombardo, and F. Gobber, 'Sequential Gravity Casting in Functionally Graded Aluminum Alloys Development', Miner. Met. Mater. Soc. 2017, 2017.

[39] E. Fracchia, S. Lombardo, M. Rosso, 'Case study of a Functionally Graded Aluminum Part', Appl. Sci. 2018, 8, 1113;doi:10.3390/app8071113.

[40] V. Malhotra and Y. Kumar, 'Study of Process Parameters of Gravity Die Casting Defects', Int. J. Mech. Eng. Technol., vol. 7, no. 2, pp. 208–211, 2016.

[41] F. Bonollo, E. Fiorese, G. Timelli, L. Arnberg, and A. C. Ramesh Adamane, 'StaCast project: From a survey of European aluminium alloys foundries to new standards on defect classification and on mechanical potential of casting alloys', in 71st World Foundry Congress: Advanced Sustainable Foundry, WFC 2014, 2014.

[42] M. Lastnosti et al., 'Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Piston Alloys', vol. 47, no. 5, pp. 585–591, 2013.

[43] R. Francis and J. H. Sokolowski, 'Prediction of the aluminum silicon modification level in the AlSiCu alloys using artificial neural networks', Metalurgija, vol. 14, no. c, pp. 3–15, 2008.

[44] M. Djurdjevic, H. Jiang, and J. Sokolowski, 'On-line prediction of aluminum-silicon eutectic modification level using thermal analysis', Mater. Charact., vol. 46, no. 1, pp. 31–38, 2001.

Gravity casting of an aluminum alloy FGM: heat treatment optimization and final properties

E. Fracchia, F. Gobber, S. Lombardo, M. Rosso

Aluminum alloys are extensively employed in the automotive sector to produce for example engine blocks, rocker covers, pistons, thanks to their excellent correlation between mechanical resistance and lightweight. In particular, pistons are subjected to fatigue failure because of their dual request to overcome the demands of thermal fatigue resistance and ductility into the entire volume of the piece. The FGMs (Functionally Graded Materials) are advanced composite materials capable to guarantee gradual variation of properties and composition along the entire piece. In this work, the piston alloy EN AC 48000 is employed along with the alloy EN AC 42100 to realize a FGM, with the aim to obtain gradual variation of properties along the volume achieving the mechanical characteristics required for a piston. The final properties are obtained with a heat treatment T6 which include solubilization at 530°C and artificial aging at 175°C providing suitable mechanical characteristics.

KEYWORDS: GRAVITY CASTING – SEQUENTIAL CASTING – ALUMINUM ALLOYS – PISTON ALLOY – FGM – HEAT TREATMENT – MECHANICAL CHARACTERIZATION