

Effetto di affinante e modificante sulla microstruttura delle leghe Al-Si da colata

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

La necessità di ridurre le emissioni di CO² ha spinto i produttori di veicoli verso l'adozione di materiali in grado di garantire una riduzione del peso quanto più possibile consistente. Per questa ragione, oltre che per le buone proprietà meccaniche specifiche, le leghe alluminio-silicio trovano vasta applicazione nel settore dell'autoveicolo. Sebbene le leghe Al-Si siano leghe note e oggetto di numerosissimi studi, un ulteriore passo in avanti può coinvolgere la valutazione degli effetti degli additivi modificanti ed affinanti sulla microstruttura della lega e sulla forma delle fasi intermetalliche. In questo lavoro, dei getti in lega EN AC 45300 (AlSi5Cu1Mg), verranno analizzati nello stato as-cast e in seguito a trattamento termico T6, con e senza l'adozione di agenti affinanti e modificanti, con l'obiettivo di studiare le evoluzioni che avvengono nelle microstrutture in termini di morfologia delle fasi intermetalliche.

PAROLE CHIAVE: ALSI5CU1MG; INTERMETALLICI; AFFINAZIONE; MODIFICA; TRATTAMENTO TERMICO T6.

INTRODUZIONE

Le leghe di alluminio rivestono un ruolo primario nei settori in cui il binomio leggerezza-resistenza meccanica è di particolare interesse. Infatti, tali leghe offrono una resistenza specifica buona o molto buona, unitamente alla leggerezza ed una buona resistenza alla corrosione in genere (1). Per quanto riguarda il comparto fusorio (2), le leghe alluminio-silicio sono ampiamente adottate per realizzare componenti e parti strutturali, sia tramite colata in gravità che con colata in pressione. Tali leghe garantiscono il soddisfacimento di talune proprietà, variabili a seconda degli elementi di lega e dei trattamenti termici subiti, quali la buona resistenza meccanica, buon allungamento a rottura, sufficiente o buona resistenza alla corrosione, buona saldabilità. Gli elementi presenti in lega impattano su tali proprietà in modo positivo o negativo, a seconda delle fasi intermetalliche che nucleano o della loro forma. Infatti, fasi intermetalliche dalla conformazione complessa o aventi forma aciculare possono agire da concentratori degli sforzi, fornendo al limite un contributo negativo alla resistenza meccanica dei manufatti. Anche il silicio, elemento caratterizzante l'eutetico delle leghe Al-Si, nella sua forma as-cast si presenta con forma aciculare (3), tanto più grossolana quanto minore è il tenore presente in lega.

**Elisa Fracchia, Mario Rosso,
Federico Simone Gobber**

INSTM, c/o Politecnico di Torino, Dipartimento di Scienza Applicata e
Tecnologia (DISAT), Viale T. Michel 5, 15121 Alessandria, Italia

In particolare, per quel che riguarda la lega EN AC 45300 (Al-Si5Cu1Mg), oggetto di questo lavoro, essa è una lega ipoeutettica, ovvero una lega il cui contenuto di silicio è minore del 12% in peso, ed è caratterizzata da un tenore di alliganti rilevanti, che danno luogo a varie fasi intermetalliche (4–6). In (4), infatti, è stata osservata la presenza di alcune delle fasi intermetalliche principali che caratterizzano la lega, quali Si, θ -Al₂Cu, β -Mg₂Si, β -Al₅FeSi, α -Al₈Fe₂Si. In (5,6), tramite DSC, SEM-EDS ed XRD sono state evidenziate le ulteriori fasi: α -Al₁₂(FeMn)₃Si, Q-Al₅Cu₂Mg₈Si₆ caratterizzanti tale lega.

Le fasi intermetalliche hanno un rilevante impatto su diverse proprietà, anche in funzione delle loro dimensioni e morfologie. Dal punto di vista della resistenza alla corrosione, ad esempio, è dimostrato che gli intermetallici β -Mg₂Si ed il silicio eutettico influenzano la resistenza alla corrosione (3): Mg₂Si, all'inizio del processo corrosivo, assume comportamento anodico, mentre il silicio disperso in matrice ha comportamento catodico, per cui è β -Mg₂Si a corrodarsi. Tuttavia, con il progredire della dissoluzione del Mg, si ha un arricchimento in Si della fase intermetallica che diviene quindi catodica, spostando la dissoluzione sulla lega base. Il rame, invece, altro elemento caratterizzate della lega EN AC 45300, è principalmente presente nell'intermetallico Al₂Cu, che agisce come catodo favorendo la corrosione della materiale base. In (7), inoltre, è stato dimostrato che piccole addizioni di La oltre ad avere effetto di affinazione sul grano possono influenzare positivamente la resistenza alla corrosione, tuttavia oltre lo 0.9% w.t. si creano micro-coppie galvaniche deleterie. L'aggiunta di altri elementi in piccole quantità, unitamente al trattamento termico T6, ha effetto sulla resistenza alla corrosione, nonché sulla durezza della lega (8): infatti l'addizione di Pr e Ce nelle leghe trattate T6, porta ad un'affinazione di alcune fasi intermetalliche quali θ -Al₂Cu ed il Si eutettico ad esempio.

Nei lavori (4,9,10), è trattata la modifica della lega EN AC 45300 in seguito all'adozione di Sr, Na o Sb. In (4) si osserva che l'adozione parallela di modifica ed affinazione influenza la taglia delle fasi intermetalliche e nello specifico di β -Mg₂Si e del Si eutettico, riducendo al contempo lo SDAS dendritico. D'altra parte, non si osserva l'effetto di frammentazione di β -Al₅FeSi, nonostante sia un effetto atteso secondo altri autori (11). L'affinazione con il trattamento a ultrasuoni del fuso è stato preso in considerazione nei lavori (12,13), mentre in (4) è stato evidenziato come 250ppm di AlTiB porti ad avere una riduzione della taglia degli intermetallici tipo β -Fe e α -Fe, ma non sia sufficiente da impattare in modo

apprezzabile sullo SDAS dendritico rispetto alla condizione senza affinazione. In (14) si è evidenziato come la modifica con la lega madre ALSr influenzi le proprietà meccaniche: si riscontrano una riduzione della taglia di α -Al ed una diminuzione delle dimensioni del Si eutettico, nonché un aumento delle proprietà meccaniche a trazione, ed in particolare dell'allungamento a rottura, ed un aumento della resistenza ad usura, con meccanismo di usura in parte dovuto ad abrasione ed in parte dovuto ad adesione. Le proprietà tribologiche sono anche influenzate dall'impiego di terre rare come il La, che aumenta la durezza e riduce la taglia del grano: in (15) si è dimostrato che lo 0.6% w.t. rappresenta la quantità ideale per migliorare tali proprietà.

Anche il trattamento termico della lega EN AC 45300 è stato oggetto di studio. In particolare le fasi che coinvolgono il trattamento termico sono la solubilizzazione, in cui si ha la dissoluzione delle fasi intermetalliche, e l'invecchiamento artificiale, in cui si ha la formazione delle fasi indurenti (principalmente β -Mg₂Si e θ -Al₂Cu) dalla soluzione solida sovrassatura. In questo senso, in (16), si è osservato che trattamenti prolungati a bassa temperatura (150°C) permettono di ottenere buone proprietà meccaniche preservando l'allungamento a rottura.

In questo lavoro, le microstrutture della lega EN AC 45300 sono state studiate prima e dopo il trattamento termico T6, in seguito all'utilizzo di agenti affinanti e modificanti, con l'obiettivo di cogliere le evoluzioni delle fasi intermetalliche presenti in lega e della microstruttura. Tali evoluzioni impattano notevolmente sulla resistenza meccanica della lega e per queste ragioni un tailoring accurato delle fasi intermetalliche, laddove possibile, rappresenta un punto di partenza importante per standardizzare il processo produttivo e portarsi verso condizioni microstrutturali ideali.

MATERIALI E METODI

La lega oggetto di questo studio è la EN AC 45300, anche nota come AlSi5Cu1Mg (similare a AA355.2). La composizione della lega è riportata in Tab.1. Gli elementi alliganti principali, Cu e Mg, concorrono nel formare fasi intermetalliche indurenti, in particolare in seguito al trattamento termico. Il tenore di Fe rilevante è compensato da un altrettanto tenore di Mn che concorre nella formazione di intermetallici aventi forme che riducono la concentrazione degli sforzi. La lega è stata colata per gravità in una conchiglia preriscaldata a 400°C e verniciata con un'apposita vernice isolante (17,18). La colata è avvenuta a 710°C, senza l'adozione di scorificanti o degasanti. Complessivamente sono

stati prodotti per colata in gravità 4 getti: uno senza additivi, uno con modifica con 250ppm di lega ALSr, uno affinato con 250ppm di lega ALTiB ed infine uno sia affinato che modificato (250ppm di ALTiB e 250ppm di ALSr). Da ogni getto è stato ricavato un campione che è stato dapprima analizzato nel suo stato as-cast e successivamente trattato termicamente

con trattamento termico T6: solubilizzazione a 520°C per 3h, tempra in acqua (30°C circa), invecchiamento artificiale a 175°C per 3h. L'impiego dello stesso campione per le osservazioni as-cast e T6 è motivato dalla volontà di evitare alterazioni delle misure dovute alle differenti zone di prelievo del campione.

Tab.1 - Composizione della lega / Alloy composition.

EN AC 45300 – ALSi5Cu1Mg											
Elementi	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ni	Zn	Pb	Sn	Ti	Al
Min. (%)	4.5		1		0.40						Bal.
Max. (%)	5.5	0.55	1.5	0.55	0.65	0.25	0.15	0.15	0.05	0.20	

I campioni, prelevati nel centro del getto, sono stati lucidati con carte abrasive a granulometria crescente, da 180 a 2400, e successivamente con silice colloidale ed attaccati chimicamente con HF per 10 secondi. I campioni così preparati sono stati osservati al microscopio ottico metallografico. L'osservazione micrografica ha permesso, per mezzo dell'analisi di immagine, di evidenziare e di valutare la dimensione media degli intermetallici del Fe, dello SDAS dendritico e di valutare le dimensioni medie del silicio eutettico.

L'analisi di immagine è stata effettuata come segue: per lo SDAS si sono utilizzate tre micrografie ad ingrandimento 10X appartenenti a zone diverse del campione, in tutto si sono misurate 10 distanze interdendritiche per ogni immagine (30 in totale). Per la valutazione del Si eutettico sono state utilizzate tre micrografie ad ingrandimento 20X; infine con micrografie a 50X si sono osservate e misurate le fasi intermetalliche del Fe (10 intermetallici per ogni campione).

RISULTATI E DISCUSSIONE

SDAS dendritico

Come è noto, lo SDAS, ovvero la distanza interdendritica, varia in funzione di diversi parametri che coinvolgono sia il processo produttivo che le modalità di esecuzione dei trattamenti termici dalla lega. A parità di processo produttivo, è possibile osservare l'evoluzione dello SDAS nella lega oggetto di studio quando essa è sottoposta a trattamento

termico oppure a differenti trattamenti del fuso. In Fig. 1 sono mostrate le misure degli SDAS ottenuti in condizioni as-cast ed in seguito al trattamento termico T6. Per quanto riguarda lo stato as-cast, osservando i soli valori medi, si osserva che l'aggiunta di affinate ALTiB porta alla riduzione dello SDAS dendritico, riduzione ulteriormente incentivata con l'aggiunta di ALSr. Il solo ALSr dà comunque un contributo alla riduzione dello SDAS. Osservando i valori medi, si nota come le riduzioni in termini di μm di SDAS misurate nel campione affinato e nel campione modificato rispetto al campione senza additivi, corrispondono esattamente alla diminuzione di μm osservata nel campione affinato e modificato: 1.13 μm di riduzione nel campione modificato, 5.29 μm di riduzione nel campione affinato e 6.4 μm di riduzione nel campione affinato e modificato. Nella condizione T6 le evoluzioni microstrutturali sono invece guidate dai fenomeni di sferoidizzazione del silicio che subentrano durante il trattamento termico, sferoidizzazione ulteriormente promossa da ALSr. In questo caso, infatti, nel grafico a barre indicante il trend in T6, si osserva come sia il campione modificato a presentare il valore di SDAS maggiormente ridotto, seguito dal campione modificato ed affinato e solo dopo dal campione affinato. In ogni caso, il campione privo di additivi presenta il valore medio di SDAS maggiore. Essendo subentrati ulteriori fenomeni termici, rispetto al campione senza additivi si nota una riduzione dello SDAS di 1.3 μm con ALTiB, di 2.35 μm con ALTiB e ALSr e di 4.61 μm con ALSr.

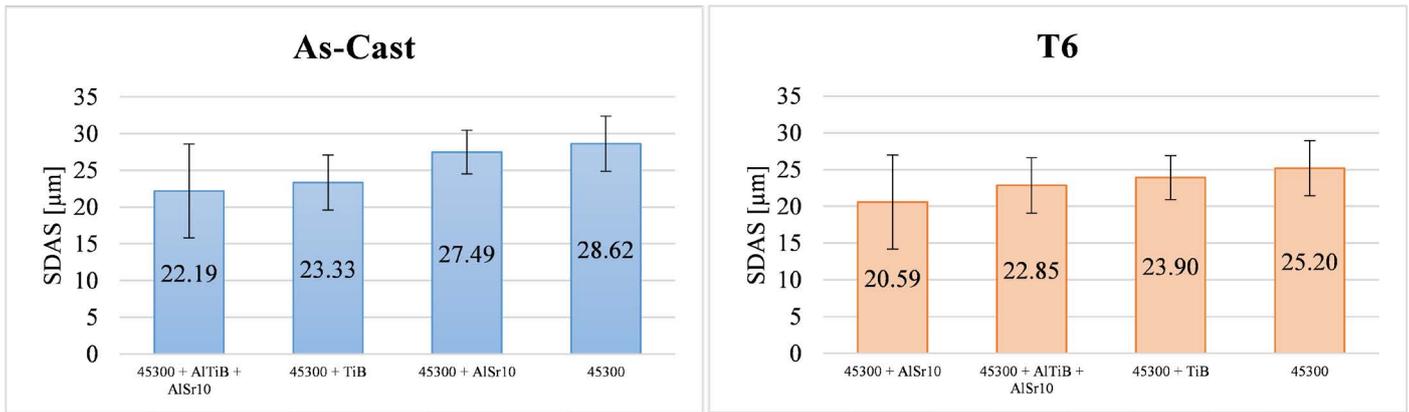


Fig. 1 - Misure dello SDAS dendritico in condizioni as-cast e T6 / Dendritic SDAS measures in as-cast and T6 conditions.

In termini percentuali nei campioni con AlSr si è osservata una riduzione dello SDAS di circa il 4% in condizioni as-cast e di circa 18% in T6; con AlTiB, invece, una riduzione di circa il 18% in stato as-cast e del 5% con il trattamento T6, infine nei campioni che vedono l'adozione di entrambi gli additivi si riscontra una riduzione del 22% in stato as-cast e del 9% circa in stato T6. Da questi risultati appare evidente che, nella pratica, se si vuole ridurre lo SDAS dendritico bisogna prestare attenzione allo stato di fornitura finale richiesto al manufatto: se esso va impiegato in condizioni as-cast è bene utilizzare l'affinante AlTiB, se è invece previsto un trattamento termico T6 si può optare per l'adozione di AlSr, ottenendo anche l'effetto di sferoidizzazione del Si eutettico altrimenti aciculare.

Evoluzione del silicio eutettico

L'osservazione delle microstrutture nei vari getti permette di evidenziare la nota tendenza alla sferoidizzazione del silicio eutettico nei getti interessati dal trattamento di modifica allo Sr. Anche l'azione combinata di modifica e affinazione dà luogo alla sferoidizzazione del silicio (4) già nello stato as-cast, tuttavia è sufficiente anche il solo trattamento termico T6 senza l'aggiunta di additivi per riscontrare un notevole effetto (19), dal momento che le elevate temperature favoriscono la modifica del Si (20).

In Fig. 2 sono mostrate le microstrutture ottenute nei getti, con e senza trattamento termico. Si nota una generale tendenza alla sferoidizzazione del Si eutettico in seguito al trattamento T6 (Fig. 2-B,D,F,H). Tale tendenza è altresì evidente nei getti in cui è presente AlSr anche senza trattamento termico (Fig. 2-C,G). L'evoluzione nella forma del silicio eutettico, infragilente e concentratore degli sforzi nella

sua forma as-cast, consente di ottenere getti con proprietà meccaniche migliorate; infatti, il Si eutettico sferoidizzato in seguito a trattamento termico ha un ruolo chiave nell'aumento della resistenza all'usura (21) e della resilienza (3). Infine, anche quando l'effetto della sferoidizzazione dell'eutettico in seguito a trattamento T6 risulta meno evidente, il silicio si presenta con forme aciculari aventi estremità tondeggianti (è il caso delle microstrutture in Fig. 2-B,F) anziché squadrate come nei corrispettivi stati as-cast (microstrutture Fig. 2-A,E). Infatti, il getto interessato dall'affinazione con AlTiB presenta una microstruttura similare sia in stato as-cast che T6, fatta eccezione per le estremità maggiormente tondeggianti del silicio eutettico in stato T6. Attraverso l'analisi di immagine si può valutare la circolarità del Si eutettico nelle differenti condizioni di processo, constatando una circolarità inferiore nei campioni che vedono l'aggiunta di AlTiB. In Tab. 2 sono riportati i valori misurati tramite analisi di immagine inerenti il silicio eutettico; in particolare, la taglia media delle particelle è direttamente correlabile all'effetto degli additivi o del trattamento termico.

Si osserva che, in condizioni as-cast così come dopo trattamento termico T6, in assenza di additivi, la taglia media del silicio eutettico diminuisce di circa il 40%. In assenza di trattamento termico è l'adozione di AlSr ad influire maggiormente sulla diminuzione della taglia media del Si, come noto. In seguito al trattamento termico, invece, la taglia media appare similare a quella delle condizioni as-cast, tuttavia è la forma del Si ad essere differente. Si rileva, in generale, una circolarità delle particelle superiore ed una maggiore solidità (> 0.9) in caso di trattamento termico.

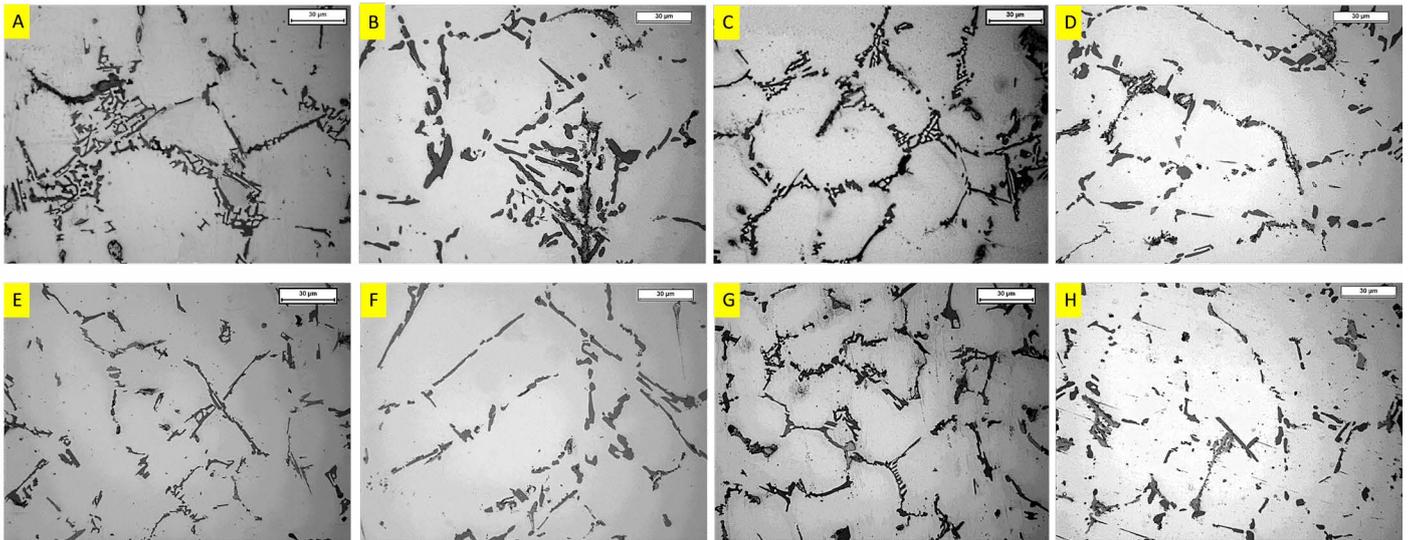


Fig. 2 - Microstrutture ottenute al microscopio ottico a 50X di ingrandimento, prima e dopo trattamento termico T6. A: As cast; B: T6; C: 250ppm ALSr; D: 250ppm ALSr T6; E: 250ppm AlTiB; F: 250ppm AlTiB T6; G: 250ppm ALSr + 250ppm AlTiB; D: 250ppm ALSr + 250ppm AlTiB T6 / Microstructures obtained at optical microscope at 50X of magnification, before and after heat treatment T6. A: As cast; B: T6; C: 250ppm ALSr; D: 250ppm ALSr T6; E: 250ppm AlTiB; F: 250ppm AlTiB T6; G: 250ppm ALSr + 250ppm AlTiB; D: 250ppm ALSr + 250ppm AlTiB T6.

Tab.2 - Analisi della forma del silicio eutettico / Shape analysis for eutectic silicon.

ANALISI DI IMMAGINE - SILICIO EUTETTICO			
Campioni ↓	Taglia media [µm ²]	Circularità	Solidità
45300	2.711	0.867	0.884
45300 ALSr	1.466	0.828	0.873
45300 AlTiB	1.765	0.881	0.912
45300 AlTiB ALSr	1.530	0.799	0.851
45300 T6	2.606	0.857	0.905
45300 ALSr T6	1.629	0.876	0.913
45300 AlTiB T6	1.631	0.869	0.905
45300 AlTiB ALSr T6	1.523	0.905	0.927

Intermetallici del Ferro

Le principali fasi intermetalliche che Fe forma nelle leghe Al-Si sono: β -Al₅FeSi, avente struttura monoclinica e forma a placchetta, che si ottiene con un lento raffreddamento; δ -Al₄FeSi₂, ortorombico e di forma aghiforme per rapidi raffreddamenti; α -Al₈Fe₂Si con reticolo esagonale e forma poliedrica, quando il contenuto di Fe è particolarmente rilevante, ed infine α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ con struttura cubica e forma poliedrica o α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ a scrittura cinese, se è presente Mn. Anche Co, Cr e Ni influenzano le forme degli intermetallici del Fe ed in particolar modo gli intermetallici deleteri β , rendendoli meno dannosi (22).

Nonostante la solubilità di Fe nella matrice di Al sia molto

bassa, è possibile che si verifichi la dissoluzione degli intermetallici β -Al₅FeSi ad alte temperature, attraverso la frammentazione delle placchette e la successiva dissoluzione (3). La letteratura riporta invece che per α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ non si verifica dissoluzione (23). In (24), per una lega Al-Si di composizione eutettica, si è riscontrato che, in seguito a prolungata solubilizzazione a 500°C e nonostante la presenza di ALSr, l'intermetallico α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ non va incontro a particolari cambiamenti di forma o dimensione, inoltre si è osservato che Ni e Cu durante il trattamento termico si dissolvono in α -Al₁₅(Mn, Fe)₃Si₂ rendendolo ulteriormente stabile.

In (25) si è evidenziato invece come lo Sr agisca frammen-

tando $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ per diffusione del silicio. Prendendo come punto di partenza analisi condotte in precedenza (4) è emerso che in condizioni as-cast e senza l'utilizzo di additivi di colata per l'intermetallico $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$ la dimensione media sia di circa $56 \mu\text{m}^2$, dimensione che aumenta del 29% con l'aggiunta di AlTiB e del 9% con AlTiB e ALSr. Un trend simile si è osservato anche con l'intermetallico $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$: in condizione as-cast senza additivi si è misurata un'area media di circa $20 \mu\text{m}^2$, valore similare a

quella del campione affinato con AlTiB ma inferiore al campione con AlTiB e ALSr.

In Tab. 3 sono mostrati i risultati medi (area media delle fasi intermetalliche osservate) ottenuti attraverso l'analisi di immagine, mentre in Fig. 3 sono mostrate delle micrografie che evidenziano la diffusione del Si in seguito al trattamento termico T6 e la frammentazione degli intermetallici $\beta\text{-Fe}$.

Tab.3 - Taglia media delle principali fasi del Fe / Area for the main Fe phases.

ANALISI DI IMMAGINE - INTERMETALLICI DEL Fe		
Campioni ↓	$\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$	$\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Mn, Fe})_3\text{Si}_2$
45300 [4]	$19.77 \mu\text{m}^2$	$55.88 \mu\text{m}^2$
45300 ALSr	$25.62 \mu\text{m}^2$	$104.62 \mu\text{m}^2$
45300 AlTiB [4]	$14.94 \mu\text{m}^2$	$72.07 \mu\text{m}^2$
45300 AlTiB ALSr [4]	$32.47 \mu\text{m}^2$	$60.80 \mu\text{m}^2$
45300 T6	$14.97 \mu\text{m}^2$	$63.24 \mu\text{m}^2$
45300 ALSr T6	$15.35 \mu\text{m}^2$	$65.25 \mu\text{m}^2$
45300 AlTiB T6	$15.76 \mu\text{m}^2$	$64.09 \mu\text{m}^2$
45300 AlTiB ALSr T6	$10.79 \mu\text{m}^2$	$79.34 \mu\text{m}^2$

In generale, nei vari campioni si osservano risultati simili a livello di dimensione per gli intermetallici $\alpha\text{-Fe}$, sia prima che dopo l'esecuzione del trattamento termico. Nel campione additivato con ALSr, gli intermetallici $\alpha\text{-Fe}$ si presentano già grossolani in stato as-cast (Fig. 3-A). D'altra parte, in (26) è

stato dimostrato come l'adozione di Sr porti ad un aumento della presenza della fase $\alpha\text{-Fe}$ nella lega ipoeutettica EN AC 43500. Anche gli intermetallici $\beta\text{-Fe}$ presentano valori simili nei diversi campioni, anche in seguito al trattamento termico.

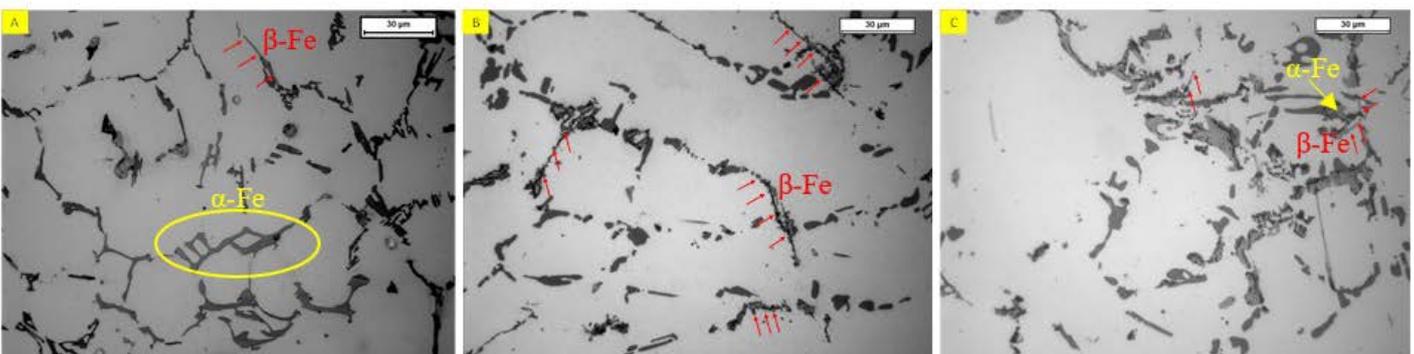


Fig.3 - Intermetallici $\beta\text{-Fe}$ in un campione as-cast (A) e nello stesso campione in seguito a trattamento termico T6 (B). In C, è mostrata la nucleazione di $\beta\text{-Fe}$ su intermetallici $\alpha\text{-Fe}$ / $\beta\text{-Fe}$ intermetallics in as-cast sample (A) and after heat treatment T6 (B). In C is shown the $\beta\text{-Fe}$ nucleation on $\alpha\text{-Fe}$ intermetallics.

CONCLUSIONI

In questo lavoro sono stati realizzati dei getti attraverso la colata in gravità manuale, utilizzando affinanti e modificanti nonché il trattamento termico T6 al fine di evidenziare le evoluzioni a cui è soggetta la microstruttura.

Riassumendo, sono stati ottenuti i seguenti risultati:

- In seguito al trattamento termico T6, lo SDAS medio misurato risulta inferiore a quello dello stato as-cast. I campioni contenenti AlTiB in stato as-cast hanno mostrato una riduzione dello SDAS dendritico sensibilmente maggiore, mentre in seguito al trattamento termico sono i campioni contenenti AlSr ad aver mostrato la riduzione più marcata;
- L'eutettico è interessato da un'evoluzione, in particolare modo per quanto riguarda la forma del silicio. Dalla Fig. 2 e dalla Tab. 2 è possibile riscontrare una riduzione della taglia media del silicio sia in seguito all'adozione di AlSr che di AlTiB. Le microstrutture evidenziano come tali riduzioni di taglia siano attribuibili alla globulizzazione, in caso di presenza di AlSr e trattamento termico T6, che per assottigliamento, in presenza di AlTiB. Nel campione contenente entrambi gli additivi si riscontrano in stato as-cast entrambi gli effetti;
- AlSr e AlTiB influiscono anche sulla morfologia e quantità degli intermetallici del ferro. La formazione degli intermetallici β -Fe è influenzata, a parità di processo produttivo, dalla velocità di raffreddamento e dagli additivi aggiunti in lega. In particolare tempi di raffreddamento più lunghi portano ad una maggiore presenza di β -Fe anche grossolani. La presenza di Sr riduce notevolmente il numero di siti di nucleazione per β -Fe, per cui diminuisce la percentuale di tale fase in microstruttura (in termini di numero di intermetallici osservati) [27], tuttavia si pos-

sono trovare ugualmente intermetallici β -Fe aventi però dimensioni notevoli, a spiegare l'elevata taglia media di β -Fe evidenziata per il campione con AlSr. Il refining con l'aggiunta di AlTiB provoca il refining anche degli intermetallici β -Fe, anche se su tale tema si trovano in letteratura risultati contrastanti al variare della composizione della lega Al-Si. Tuttavia, l'aggiunta di AlTiB in una lega contenente anche AlSr sembra annullare il benefico effetto di riduzione del tenore di β -Fe, fenomeno evidente in Tab. 3 per i campioni as-cast, laddove si notifica la dimensione media di $32.47 \mu\text{m}^2$.

- L'intermetallico TiB₂, dovuto all'aggiunta della lega affinante, agisce anche come sito di nucleazione per gli intermetallici α -Fe, ma anche per gli intermetallici β -Fe, come infatti si è osservato nelle microstrutture dei campioni contenenti AlTiB (Fig. 3-C), in cui si è osservata la nucleazione di β -Fe sugli intermetallici di α -Fe.

Per concludere, al fine di contenere gli intermetallici del Fe ed in particolare il maggiormente dannoso β -Fe, in caso di getti che si troveranno a lavorare in condizioni as-cast è bene prevedere una velocità di raffreddamento del getto il quanto più possibile veloce, al fine di limitarne la formazione, eventualmente agendo con un agente modificante che ne provochi l'eventuale frammentazione e riduzione percentuale (in termini di numero di intermetallici osservati), tenendo in conto che la fase che si verrà eventualmente a formare potrebbe essere di dimensioni rilevanti. Per getti che dovranno essere assoggettati a trattamento termico è invece opportuno affidarsi all'adozione di modificanti e affinanti, al fine di ottenere intermetallici più piccoli e tondeggianti, che migliorano le proprietà meccaniche finali.

BIBLIOGRAFIA

- [1] M. V. Glazoff, A. V. Khvan, V. S. Zolotarevsky, N. A. Belov, and A. T. Dinsdale, "Industrial and Perspective Casting Alloys," in *Casting Aluminum Alloys*, 2019.
- [2] I. J. Polmear, "Cast aluminium alloys," in *Light Alloys*, 2005.
- [3] E. Fracchia, F. S. Gobber, M. Rosso, M. A. Grande, J. Bidulská, and R. Bidulský, "Junction characterization in a functionally graded aluminum part," *Materials (Basel)*, vol. 12, no. 21, 2019.
- [4] E. Fracchia, F. S. Gobber, and M. Rosso, "Effects of casting-additives on the microstructure evolution of hypoeutectic aluminium-silicon alloys," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 5, 2020.
- [5] G. Mrowka-Nowotnik, "Intermetallic Phases Examination in Cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 Aluminium Alloys in As-Cast and T6 Condition," in *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, 2011.
- [6] G. Mrówka-Nowotnik, "Intermetallic phase particles in cast AlSi5Cu1Mg and AlCu4Ni2Mg2 aluminium alloys," *Arch. Mater. Sci. Eng.*, 2009.
- [7] B. B. Yu, H. Yan, J. Bin Zhu, J. L. Liu, H. G. Li, and Q. Nie, "Effects of La on Microstructure and Corrosion Behavior of AlSi5Cu1Mg Alloy," *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, 2019.
- [8] Y. Zou, H. Yan, Z. Hu, and Q. Ran, "Effect of (Pr + Ce) addition and T6 heat treatment on microhardness and corrosion of AlSi5Cu1Mg alloy," *Mater. Res. Express*, 2020.
- [9] Ž. Rajić, M. Torkar, I. Paulin, B. Žužek, Č. Donik, and M. Bizjak, "Properties of AlSi5Cu1Mg modified with Sb, Sr and Na," *Mater. Tehnol.*, 2014.
- [10] M. Timpel et al., "The role of strontium in modifying aluminium-silicon alloys," *Acta Mater.*, 2012.
- [11] J. Espinoza-Cuadra, P. Gallegos-Acevedo, H. Mancha-Molinar, and A. Picado, "Effect of Sr and solidification conditions on characteristics of intermetallic in Al-Si 319 industrial alloys," *Mater. Des.*, 2010.
- [12] L. C. de Paula and E. J. Zoqui, "Microstructural refinement of 355 aluminium alloys by ultrasonic melt treatment (UST)," *SN Appl. Sci.*, 2019.
- [13] B. S. Murty, S. A. Kori, and M. Chakraborty, "Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying," *Int. Mater. Rev.*, 2002.
- [14] J. Zhu, Z. Luo, S. Wu, and H. Yan, "The effect of Sr on the microstructure and wear properties of AlSi5Cu1Mg alloy," *Adv. Mech. Eng.*, 2018.
- [15] W. Liu, H. Yan, and J. Bin Zhu, "Effect of the addition of rare earth element La on the tribological behaviour of AlSi5Cu1Mg alloy," *Appl. Sci.*, 2018.
- [16] G. Mrówka-Nowotnik and J. Sieniawski, "Microstructure and mechanical properties of C355.0 cast aluminium alloy," *Arch. Mater. Sci. Eng.*, 2011.
- [17] S. Lombardo, E. Fracchia, F. S. Gobber, and M. Rosso, "Gestione delle conchiglie nella colata in gravità e possibili vie per aumentarne prestazioni e durata," *Metall. Ital.*, vol. 111, no. 6, 2019.
- [18] E. Fracchia, F. S. Gobber, S. Lombardo, and M. Rosso, "Paint characterization to improve the mould durability in aluminum gravity casting," in *11th Aluminium Two Thousand World Congress*, 2019, p. 8.
- [19] E. Fracchia, F. Gobber, M. Rosso, and S. Lombardo, "Colata per gravità di un FGM in lega di alluminio: ottimizzazione del trattamento termico e proprietà finali - Gravity casting of an aluminum alloy FGM: heat treatment optimization and final properties," *Metall. Ital.*, vol. 111, no. 4, 2019.
- [20] E. Ogris, A. Wahlen, H. Lüchinger, and P. J. Uggowitzer, "On the silicon spheroidization in Al-Si alloys," *J. Light Met.*, 2002.
- [21] K. B. Shah, S. Kumar, and D. K. Dwivedi, "Aging temperature and abrasive wear behaviour of cast Al-(4%, 12%, 20%)Si-0.3% Mg alloys," *Mater. Des.*, 2007.
- [22] X. Y. Jiao et al., "The characterization of Fe-rich phases in a high-pressure die cast hypoeutectic aluminum-silicon alloy," *J. Mater. Sci. Technol.*, 2020.
- [23] V. Páramo, R. Colás, E. Velasco, and S. Valtierra, "Spheroidization of the Al-Si eutectic in a cast aluminum alloy," *J. Mater. Eng. Per-*

form., 2000.

- [24] M. A. Moustafa, F. H. Samuel, and H. W. Doty, "Effect of solution heat treatment and additives on the hardness, tensile properties and fracture behaviour of Al-Si (A413.1) automotive alloys," J. Mater. Sci., 2003.
- [25] A. M. Samuel, F. H. Samuel, C. Villeneuve, H. W. Doty, and S. Valtierra, "Effect of trace elements on β -Al₅FeSi characteristics, porosity and tensile properties of Al-Si-Cu (319) cast alloys," Int. J. Cast Met. Res., 2001.
- [26] K. Borko, E. Tillová, and M. Chalupová, "The impact of Sr content on Fe - intermetallic phase's morphology changes in alloy Al-Si₁₀MgMn," Manuf. Technol., 2016.
- [27] A. M. Samuel, F. H. Samuel, and H. W. Doty, "Observations on the formation of β -Al₅FeSi phase in 319 type Al-Si alloys," J. Mater. Sci., 1996.

Effect of refining and modification on the microstructure of Al-Si casting alloys

The need to reduce CO₂ emissions drove vehicle manufacturers to select materials capable of guaranteeing as much weight reduction as possible. For this reason, in addition to the good specific mechanical properties, aluminum-silicon alloys find wide application in the automotive sector. Although Al-Si alloys are well-known alloys and the subject of numerous studies, a further step forward may involve the evaluation of the effects of modifying and refining additives on the microstructure of the alloys and on the shape of the intermetallics. In this work, castings realized in EN AC 45300 alloy (AlSi₅Cu₁Mg) will be analysed in the as cast as well as in T6 state, before and after the adoption of refining and modifying agents, with the aim of studying the evolutions that occur in microstructures in terms of intermetallic shapes.

KEYWORDS: ALSI5CU1MG; INTERMETALLICS; REFINING; MODIFICATION; HEAT TREATMENT T6.