

Caratterizzazione meccanica e microstrutturale di leghe di alluminio pressocolate

G. Timelli, S. Ferraro, F. Grosselle, F. Bonollo, F. Voltazza, L. Capra

Circa le proprietà meccaniche delle diverse leghe d'alluminio da pressocolata, gli Standard internazionali non forniscono indicazioni utili. Nella normativa UNI EN 1706:2010 viene specificato che provini colati a parte in condizioni di pressocolata non vengono normalmente realizzati e che i valori meccanici sono da intendersi a titolo indicativo. Questo lavoro confronta sotto molteplici aspetti due leghe d'alluminio della serie EN AC 46xxx. In particolare le prove sperimentali sono condotte su leghe della famiglia AlSi9Cu3(Fe) e AlSi11Cu2(Fe) colate utilizzando uno stampo multi-impronta per provette. Tali leghe sono caratterizzate da un punto di vista meccanico e microstrutturale, analizzando in particolare la dimensione e distribuzione dei cristalli di α -Al, e la distribuzione della frazione eutettica all'interno delle provette. I risultati sperimentali stabiliscono come la normativa sottostimi i valori minimi delle proprietà meccaniche delle leghe d'alluminio pressocolate e non ne fornisca invece le caratteristiche potenziali.

PAROLE CHIAVE:

Leghe di alluminio; HPDC; EN AC 46000; EN AC 46100; Microstruttura; Proprietà meccaniche

INTRODUZIONE

Uno dei campi di maggior impiego delle leghe di alluminio è quello automotive. Tale fenomeno trova spiegazione nelle caratteristiche stesse di tale materiale, che risulta essere caratterizzato da un insieme di proprietà chimico-fisico-meccaniche tali da renderlo indispensabile nella produzione di molteplici componenti, quotidianamente osservabili nelle strade di tutto il mondo. L'insieme di elevate prestazioni, possibilità di riciclo e sensibile riduzione di peso nei componenti realizzati sono solo alcuni dei vantaggi che nel corso degli anni hanno reso le leghe di alluminio al centro dell'attività imprenditoriale di aziende leader nel settore dei trasporti.

Nel corso degli anni, un grande contributo per l'utilizzo di leghe di alluminio è venuto, poi, dallo sviluppo di processi di colata sempre più efficienti, che hanno consentito di aumentare la produzione, abbassare il tempo di ciclo, e di realizzare getti di forma complessa con spessori sottili. Il processo di pressocolata (High-Pressure Die-Casting), pur richiedendo un elevato investimento iniziale, massimizza molti di questi vantaggi, e proprio per questo diversi componenti nel settore automotive sono realizzati tramite questa tecnologia [1].

Il processo di pressocolata comporta l'iniezione ad elevata velocità di una lega all'interno di uno stampo in acciaio, fase questa seguita dalla compattazione della lega stessa, una volta che lo stampo è riempito. La combinazione di una convezione forzata durante la fase di riempimento con una velocità massima del metallo agli attacchi di colata di $\sim 50 \text{ ms}^{-1}$ [2,3], una elevata velocità di raffreddamento tipicamente nell'intervallo 10^2 - $10^3 \text{ }^\circ\text{C/s}$

[4,5], ed elevate pressioni ($\sim 120 \text{ MPa}$) applicate nella fase di compattazione [6] producono nei componenti pressocolati caratteristiche microstrutturali, e quindi meccaniche, non ancora note.

La pressocolata purtroppo non garantisce ottime qualità finali del prodotto. Le elevate velocità di iniezione del metallo, provocando turbolenze, portano alla formazione di difetti sia interni che superficiali dovuti prevalentemente all'intrappolamento di gas e di ossidi, che hanno un effetto deleterio sulle proprietà meccaniche [7,8]. Per essere competitivi sul mercato, le fonderie tendono ad aumentare le velocità di riempimento, sperando che la qualità dei getti rimanga la medesima. Oggi tale approccio non può mai rispettare i requisiti del prodotto. Un ulteriore incremento delle velocità di iniezione si traduce in maggior turbolenza e intrappolamento di aria e di ossidi. Inoltre, l'intrappolamento d'aria può provocare altri difetti come blisters durante l'eventuale trattamento termico successivo [9]. Al fine di poter utilizzare il processo di pressocolata anche per la realizzazione di componenti strutturali, saldabili e trattabili termicamente, si rende necessario conoscere le principali caratteristiche microstrutturali e le origini della loro formazione durante il processo.

In questo studio, due leghe da pressocolata della serie EN AC 46000 ed EN AC 46100 sono state colate e analizzate da un punto di vista microstrutturale e meccanico. Le principali caratteristiche meccaniche e microstrutturali, quali la presenza di segregazioni eutettiche, di *externally solidified crystals* (ESCs) e le dimensioni dei cristalli di fase α -Al sono state analizzate e correlate.

ASPETTI NORMATIVI NEI GETTI PRESSOCOLATI

Il primo passo per limitare alcuni difetti di colata, assicurando una qualità elevata ai componenti realizzati è esaminare in modo attento le leghe da pressocolata attualmente impiegate [10]. Non prestare attenzione alla lega da utilizzare può comportare un mancato riempimento della cavità dello stampo, un maggior contenuto di porosità e proprietà meccaniche non adeguate. Ogni lega d'alluminio, infatti, ha specifiche proprietà mec-

G. Timelli, S. Ferraro, F. Grosselle, F. Bonollo
Università di Padova, sede di Vicenza
Dip. di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali (DTG)
timelli@gest.unipd.it

F. Voltazza
Toolcast snc, Brugine (PD)

L. Capra
Raffineria Metalli Capra Spa, Brescia

Legna	Cu	Mg	Si	Fe	Mn	Ni	Zn	Cr	Al	SF
EN AC 46000	2.825	0.252	8.227	0.799	0.261	0.081	0.895	0.083	bal.	1.57
EN AC 46100	1.746	0.224	10.895	0.889	0.219	0.084	1.274	0.082	bal.	1.57

TAB. 2 *Composizione chimica (%pond) delle leghe analizzate nel presente lavoro. Per ogni lega viene indicato lo sludge factor, SF, ottenuto secondo l'eq. (1).*

Chemical composition (wt.%) of the analysed alloys. The sludge factor (SF), obtained according to Eq. (1), is also indicated for each alloy.

Lo stampo multi-impronta utilizzato è in grado di realizzare provini a sezione piatta per prove statiche a trazione, provette a sezione circolare per test di fatica e resilienza, una piastra e un campione per prove di tenso-corrosione come mostrato in Fig. 2. Nello stampo è ricavata una appendice di colata rastremata, utilizzata per fornire indicazioni qualitative circa la colabilità del materiale.

Il peso complessivo del getto colato in lega d'alluminio è di circa 0.9 kg, comprensivo del sistema di colata e dei pozzetti. Una descrizione più dettagliata delle attrezzature impiegate, del processo fusorio e dei parametri di processo è specificata in [17]. Brevemente, le prime 10-15 colate sono utilizzate per raggiungere il regime termico nella camera di iniezione e nello stampo, e i relativi getti sono scartati. Il circuito di termoregolazione dello stampo stabilizza la temperatura dello stampo a ~230°C. Il metallo liquido viene trasferito in 18 secondi dal forno di attesa e versato all'interno della camera di iniezione tramite una tazza in ghisa rivestita con pasta HYKOGREEN® LS 50. La camera di iniezione presenta un diametro interno di 70 mm ed è riempita ad ogni iniezione per il 28%. Al fine di verificare la costanza della quantità di metallo colato, lo spessore dei biscotti nei getti colati mostra un valore medio di 31 ± 1.8 mm. Per valutare l'effetto dei parametri di processo, il componente è realizzato utilizzando svariati profili di iniezione, diversi in funzione della lega impiegata (Tabella 3 e 4). La velocità media del metallo agli attacchi di colata e il tempo di riempimento sono stimati con l'ausilio della simulazione numerica di processo [17]. Al fine di monitorare la ripetibilità delle prove e la qualità finale dei getti prodotti, ogni colata è documentata con il proprio profilo di iniezione grazie a un sistema dinamico di controllo integrato alla macchina di pressocolata (Fig. 3).

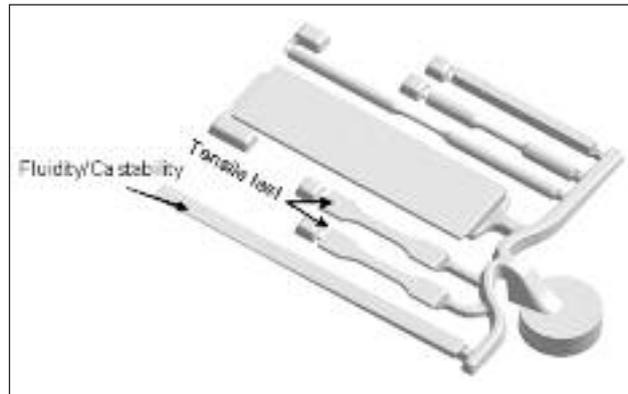


FIG. 2 *Geometria del getto multi-impronta per la realizzazione di provette per test meccanici. Sono inoltre indicati i campioni utilizzati per le prove statiche a trazione e l'analisi microstrutturale (appendice di fluidità).*

Test multispecimen casting for mechanical testing. The investigated specimens for static tensile testing and microstructural analysis are indicated.

Caratterizzazione meccanica e microstrutturale

Questo lavoro si è concentrato nello studio dei provini per prove statiche di trazione a sezione piatta e delle appendici di fluidità come indicato in Fig. 1. Mentre i primi hanno dimensioni conformi alla normativa ASTM B557M-06 [18] (Fig. 4a), le appendici di fluidità mostrano una progressiva rastremazione dello spessore che da 6 mm in prossimità dell'attacco di colata diminuisce

Processo	Velocità 1a fase (m/s)	Velocità 2a fase (m/s)	Pressione finale di compattazione (bar)	Velocità media del metallo agli attacchi di colata (m/s)	Tempo di riempimento (ms)
P1	0.17	2.31	337	41	12.0
P2	0.17	2.26	337	40	12.3
P3	0.06	2.37	404	42	11.8
P4	0.08	3.40	405	61	8.2
P5	0.19	2.86	394	51	9.7
P6	0.27	2.41	402	43	11.6
P7	0.26	2.60	400	47	10.7
P8	0.26	2.33	400	42	12.0
P9	0.29	2.40	400	43	11.6
P10	0.29	2.29	398	41	12.2

TAB. 3 *Parametri di processo, quali velocità del pistone, pressione di compattazione, velocità del metallo agli attacchi di colata e tempo di riempimento della cavità dello stampo. Dati riferiti ai getti colati in lega EN AC 46000.*

Process parameters, as piston speed, upset pressure, metal velocity at ingates and filling time of the die. Results refer to the EN AC 46000 alloy.

Processo	Velocità 1a fase (m/s)	Velocità 2a fase (m/s)	Pressione finale di compattazione (bar)	Velocità media del metallo agli attacchi di colata (m/s)	Tempo di riempimento (ms)
P1	0.18	1.91	332	34	14.6
P2	0.18	2.11	330	38	13.2
P3	0.06	2.26	394	40	12.3
P4	0.20	2.32	393	41	12.0
P5	0.28	2.44	394	44	11.4
P6	0.22	2.92	397	52	9.5
P7	0.31	3.04	401	54	9.2
P8	0.31	2.93	399	52	9.5
P9	0.25	2.33	400	42	12.0
P10	0.27	2.17	398	39	12.9

TAB. 4 Parametri di processo, quali velocità del pistone, pressione di compattazione, velocità del metallo agli attacchi di colata e tempo di riempimento della cavità dello stampo. Dati riferiti ai getti colati in lega EN AC 46100.

Process parameters, as piston speed, upset pressure, metal velocity at ingates and filling time of the die. Results refer to the EN AC 46100 alloy.



FIG. 3 Esempio di curve di iniezione. HPDC injection curves.

fino a 1 mm all'estremità opposta (Fig. 4b). I getti colati sono stati mantenuti a temperatura ambiente per circa cinque mesi prima di essere analizzati e sono pertanto assimilabili a uno stato fisico T1. Le tolleranze e la finitura superficiale dei provini è tale da evitare ogni tipo di lavorazione meccanica, e solo qualche bava lungo la linea di separazione dello stampo viene rimossa manualmente.

Utilizzando una macchina industriale Bosello SRE80 dotata di microfocuss si è valutata la presenza di macroporosità all'interno delle provette per assicurare un livello qualitativo accettabile prima della prova a trazione, localizzando la distribuzione di eventuali difetti. I valori di tensione e corrente impostati nel microfocuss sono rispettivamente 70 kV e 80 μ A rispettivamente. Le prove statiche a trazione sono eseguite con una macchina MTS 810 servoidraulica, provvista di rilevatore estensimetrico delle deformazioni da 25 mm, a una velocità di 2 mm/min ($\dot{\epsilon} \sim 10^{-3} s^{-1}$). Vengono testati almeno sette provini per ogni tipologia di lega e condizione di processo. I dati sperimentali acquisiti sono successivamente elaborati per fornire i valori del limite elastico ($YS_{0.2\%}$), il carico di rottura (UTS) e l'allungamento a rottura (s_f). I provini a sezione piatta, dopo i test meccanici, e alcune appendici di fluidità sono selezionati per le indagini metallografi-

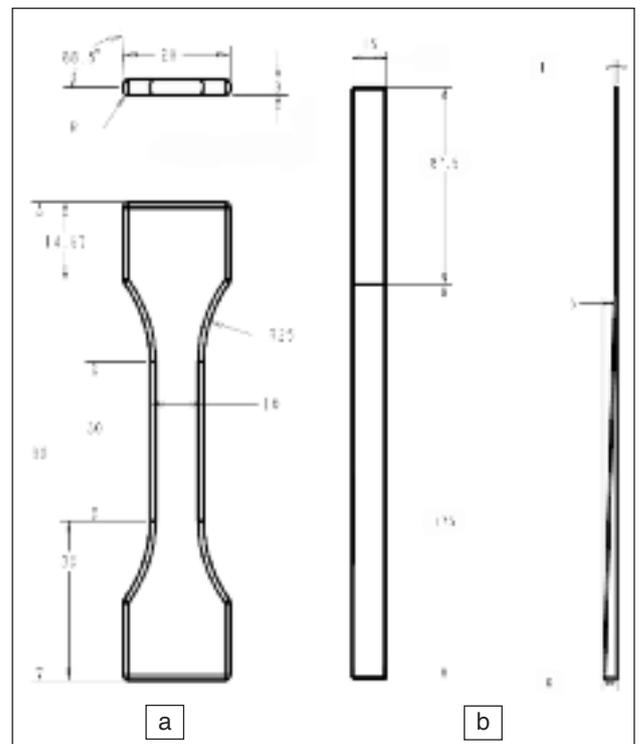


FIG. 4 Dimensioni dei (a) provini a sezione piatta per prove statiche a trazione e (b) delle appendici di fluidità per le analisi microstrutturali (dimensioni in mm).

Dimensions of (a) flat specimens for tensile testing and of (b) fluidity appendix for microstructural characterization (mm).

che. Dai primi vengono prelevati dei saggi nella zona del tratto utile, mentre dalle appendici di fluidità sono ricavati in corrispondenza degli spessori da 6, 4, 2 e 1 mm. I campioni, preparati secondo le tecniche metallografiche convenzionali, sono osservati al microscopio ottico (Leica DMLA) ed elettronico a scansione (SEM) dotato di sonda EDS, e analizzati tramite un software di elaborazione immagini (Leica LAS).

La microstruttura delle leghe analizzate è studiata in corrispondenza dei diversi spessori e lungo lo spessore di parete delle appendici di fluidità, attraverso un elevato numero di immagini acquisite. Il numero elevato di rilevamenti garantisce una elevata qualità della statistica realizzata. Per calcolare la frazione eutettica e la dimensione dei grani, i campioni sono attaccati chimicamente con una soluzione costituita da 60 ml H₂O, 10 g di NaOH, e 5 g K₃Fe(CN)₆ [19]. A bassi ingrandimenti la fase α -Al appare bianca, mentre la struttura eutettica Al-Si e le fasi intermetalliche si presentano scure, quindi facilmente distinguibili tramite analisi d'immagine. La dimensione del grano è definita come diametro del cerchio equivalente (d).

Infine, l'analisi dei profili di frattura, effettuata sulle sezioni trasversali mediante microscopio ottico, fornisce indicazioni utili circa il percorso della cricca e i componenti microstrutturali coinvolti nella frattura stessa.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Analisi microstrutturale delle appendici di fluidità

Durante la fase di start-up della macchina da pressocolata, le temperature dello stampo, misurate con l'ausilio di una termocamera infrarossi FLIR Agema 550®, sono nell'intervallo di 180-260°C, mentre a regime termico lo stampo si assesta nell'ordine dei 200-280°C [20]. Questa differenza termica di 20°C si manifesta in una minor colabilità delle leghe utilizzate, che porta al mancato riempimento dell'appendice di fluidità (Fig. 5). La scarsa fluidità è conseguenza del raggiungimento di basse temperature in tali porzioni di flusso e, in particolare, risulta critica la zona dell'appendice con spessore di 1 mm. Nelle condizioni di regime termico, raggiunte dopo le prime 10 colate, anche questa porzione di stampo viene completamente riempita.

La Fig. 6 mostra le tipiche macrostrutture ricavate dalle diverse sezioni delle appendici di fluidità colate in lega EN AC 46000. La presenza di bande scure, che seguono il contorno della superficie del getto e note con il nome di defect bands o *segregation bands*, evidenzia delle macrosegregazioni positive, cioè arric-



FIG. 5 Esempio di getto incompleto nella zona dell'appendice di fluidità. La freccia indica la zona critica con spessore di 1 mm.

Incomplete filling of die cavity. The arrow indicates the critical thickness of 1 mm.

chimenti localizzati di eutettico Al-Si. Questa caratteristica è tipica dei getti pressocolati in lega Al-Si [21-23]. Le bande di segregazione sono evidenti anche nei campioni ottenuti dalle appendici colate in lega EN AC 46100 e non mostrano un livello significativo di porosità, com'è tipico invece nei getti pressocolati in lega di Mg [22-24]. Recentemente, Gourlay et. al. [22,25] hanno spiegato la formazione delle defect bands nei getti pressocolati come il risultato di deformazioni localizzate in un materiale che è parzialmente solido, quando cioè la lega si comporta come un materiale granulare. Una lega d'alluminio, parzialmente solida, può deformarsi come i materiali granulari durante il processo di pressocolata, grazie alla combinazione di diversi fattori quali una dimensione contenuta del grano (~ 10 µm), cri-

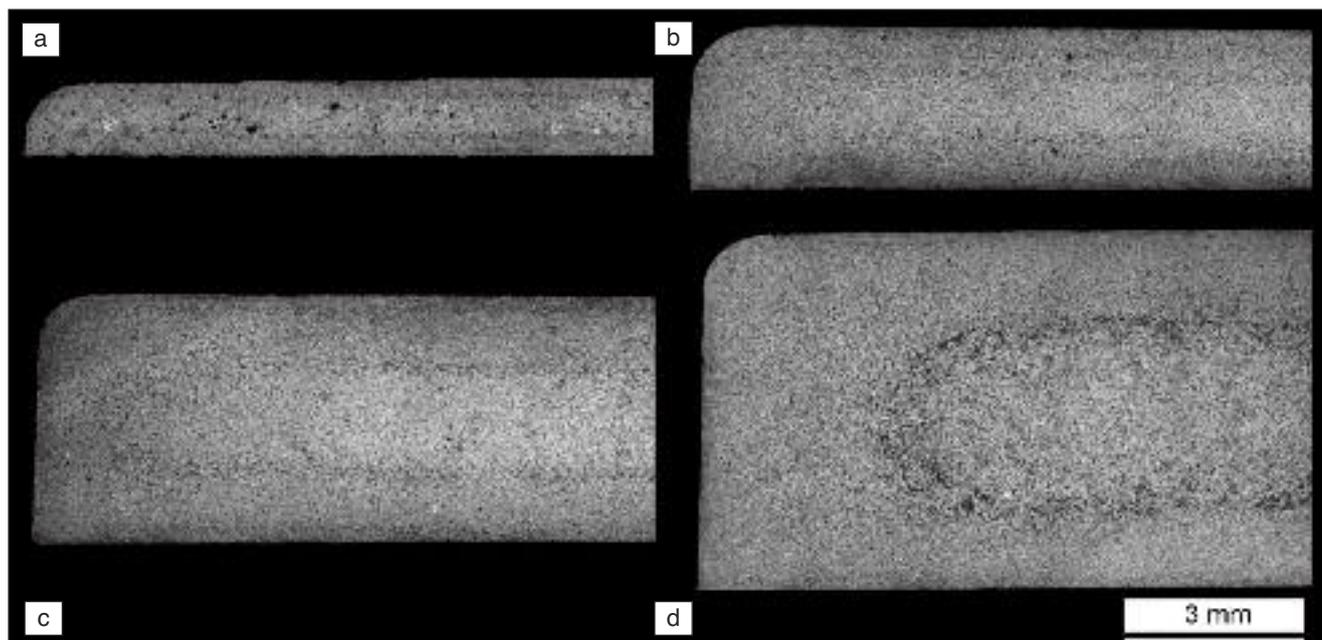


FIG. 6 Sezioni trasversali dei campioni, dopo attacco chimico, prelevati dalle appendici di fluidità, colate in lega EN AC 46000, in corrispondenza degli spessori da (a) 1, (b) 2, (c) 4 e (d) 6 mm. Le zone più scure nelle macrografie contengono una frazione eutettica più elevata.

Cross-sections of etched samples, taken from the fluidity appendix, cast with EN AC 46000 alloy. The micrographs refer to the thickness of (a) 1, (b) 2, (c) 4 and (d) 6 mm. The dark areas present a higher eutectic fraction.

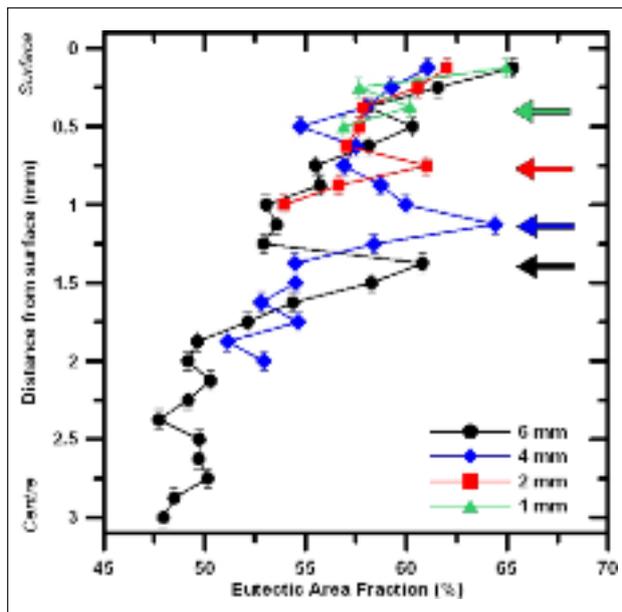


FIG. 7 Andamento della frazione eutettica lungo le sezioni trasversali dei campioni prelevati dall'appendice di fluidità in corrispondenza degli spessori da (a) 1, (b) 2, (c) 4 e (d) 6 mm. Le analisi si riferiscono a getti colati in lega EN AC 46000. Le frecce indicano approssimativamente il centro delle defect bands nei diversi spessori.

Profiles of eutectic fraction along the samples' cross-sections, drawn from (a) 1, (b) 2, (c) 4 and (d) 6 mm of the fluidity appendix. The analysis refers to the EN AC 46000 alloy. The arrows indicate approximately the center of the defect bands in different thickness.

stalli equiassici di fase α -Al relativamente poco ramificati ed elevati sforzi di taglio (≤ 100 MPa) durante il processo stesso. Queste caratteristiche producono un incremento complessivo del volume degli spazi tra i grani di fase α -Al, producendo delle bande dilatate nelle quali la densità è più bassa rispetto alle zone adiacenti [25]. Nelle leghe d'alluminio pressocolate, queste bande contengono una frazione liquida maggiore e quindi un contenuto di soluto più elevato (macrosegregazione positiva) rispetto alle regioni circostanti. Le bande di segregazione possono formarsi durante le fasi di riempimento dello stampo e di compattazione del getto [23,24], e la loro posizione e morfologia può essere influenzata dalle condizioni di colata e dalla composizione chimica della lega [21].

Le variazioni locali della frazione eutettica sono studiate lungo le sezioni trasversali delle appendici di fluidità colate in lega EN AC 46000, perpendicolarmente cioè alla direzione di riempimento (Fig. 7). Ogni punto rappresenta la frazione eutettica misurata in un'area di $130 \times 90 \mu\text{m}^2$, indicata nel grafico come barra d'errore, ed è ottenuta dall'analisi di immagini acquisite con un intervallo di $125 \mu\text{m}$ lungo il lato più corto della sezione trasversale. Gli andamenti in Fig. 7 sono il risultato di una media di almeno tre profili misurati. Complessivamente la frazione eutettica varia in un intervallo compreso tra 0.47 e 0.65, evidenziando dei picchi a circa 1.38, 1.13, 0.75 e 0.38 mm dalla superficie esterna, rispettivamente per spessori dell'appendice di 6, 4, 2 e 1 mm. Nei campioni in lega EN AC 46100, a causa del più elevato tenore di Si, questi picchi sono leggermente spostati più verso la superficie esterna dei campioni. È probabile che queste segregazioni eutettiche a bande possano essersi formate durante la fase di compattazione del getto [23,24]. Le frecce in

Fig. 7 rappresentano indicativamente il centro delle *segregation bands* nelle diverse sezioni analizzate, mentre lo spessore delle bande diminuisce al diminuire dello spessore della sezione dell'appendice. A causa dell'elevato tenore in lega di Si, poi, i confini delle bande di segregazione non sono ben definiti [21].

In realtà, nelle leghe analizzate sono individuabili diverse forme di segregazioni positive. I profili di variazione locale della frazione eutettica sono costituiti da altre due forme di segregazione, oltre le bande di segregazione precedentemente descritte. La prima è rappresentata da un incremento generale della quantità di eutettico Al-Si procedendo dalle zone centrali del getto verso le zone vicino alle pareti dello stampo. La seconda forma di segregazione è rappresentata da una macrosegregazione superficiale. Nel presente lavoro, i campioni colati in lega EN AC 46000 e 46100 non evidenziano uno strato segregato superfi-

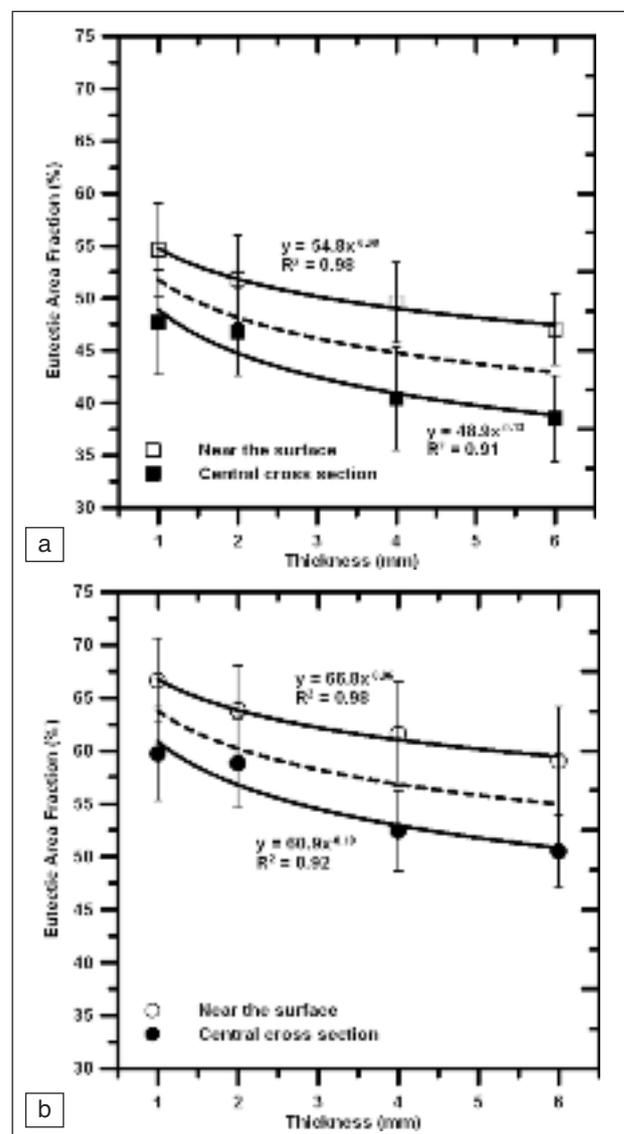


FIG. 8 Andamento della frazione eutettica media, misurata nelle zone centrali e vicino alle pareti dello stampo delle appendici di fluidità colate in lega (a) EN AC 46000 e (b) 46100. Le curve tratteggiate rappresentano l'andamento medio complessivo.

Evolution of the mean eutectic fraction, estimated in the central area and near the wall of the die in the fluidity appendices. The alloys are (a) EN AC 46000 and (b) EN AC 46100. The dotted lines represent the average trend.

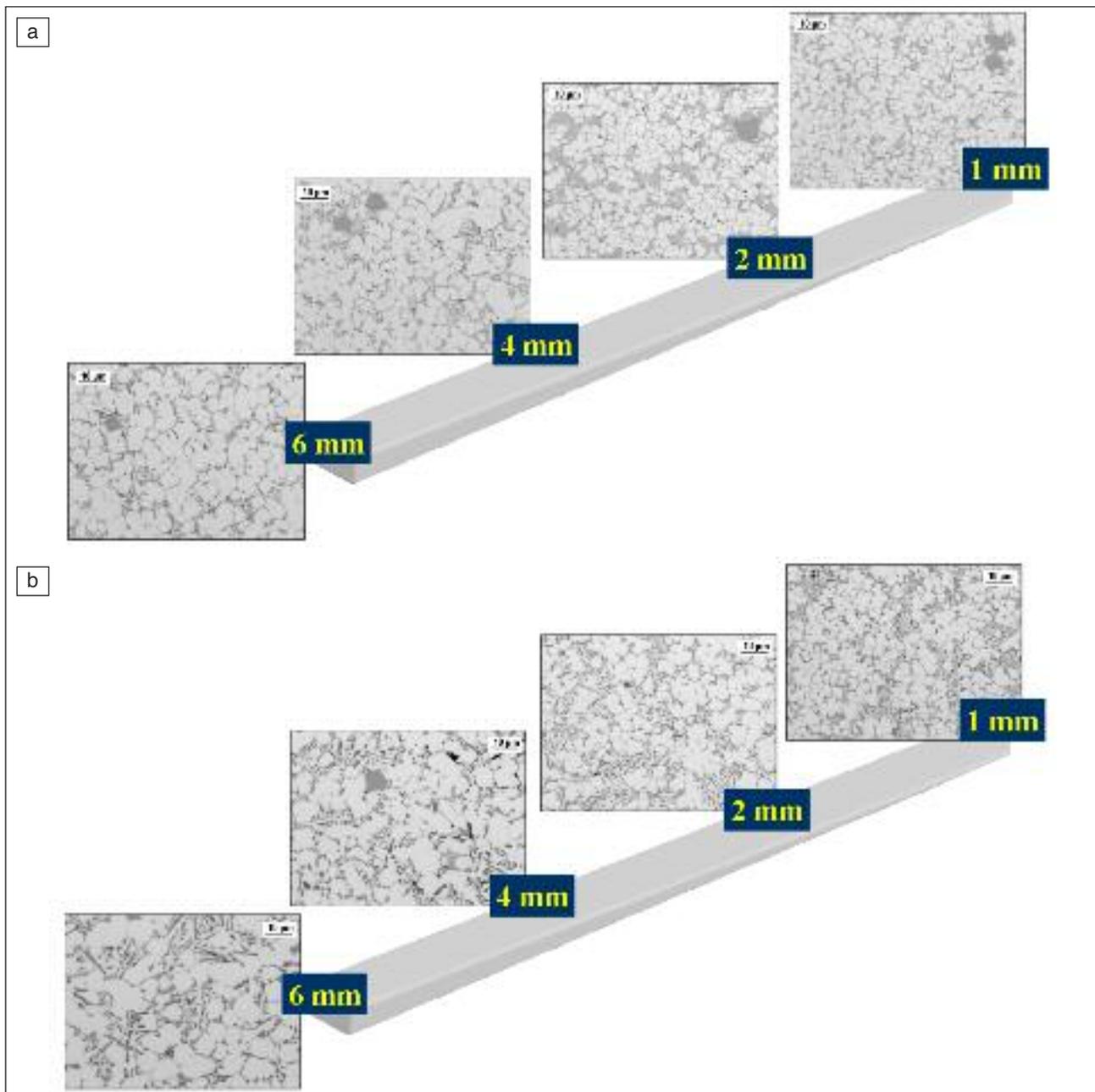


FIG. 9 *Microstrutture delle appendici di fluidità in corrispondenza delle zone del cuore degli spessori analizzati. Le micrografie si riferiscono ai getti colati in lega (a) EN AC 46000 e (b) 46100.*

Microstructures of the fluidity appendices in the center of the thickness. The micrographs refer to the (a) EN AC 46000 and (b) EN AC 46100 alloys.

ciale ben definito e marcato, anche se lo spessore, nell'ordine dei 40-130 μm , è sicuramente inferiore rispetto alle *segregation bands*. È stato proposto che questa segregazione sia il risultato di una combinazione di un meccanismo segregativo inverso e di un processo di *exudation* [22].

La frazione eutettica media, misurata nelle zone centrali e vicino alle pareti dello stampo delle appendici di fluidità colate in lega EN AC 46000 e 46100, è rappresentata in Fig. 8 in funzione dello spessore delle appendici stesse. Mentre le curve di regressione vengono differenziate in funzione della regione di analisi, la curva tratteggiata in Fig. 8 rappresenta indicativamente l'andamento medio complessivo della frazione eutettica. In generale, si osserva come la frazione eutettica in entrambe le leghe aumenti progressivamente al diminuire dello spessore, cioè al-

lontanandosi dall'attacco di colata. La lega EN AC 46100 presenta mediamente percentuali eutettiche più elevate, come era da attendersi vista la maggior concentrazione di Si in lega. Per un utile confronto, i valori di frazione eutettica delle leghe AlSi9Cu3(Fe) e AlSi11Cu2(Fe) , solidificate in condizioni di equilibrio, sono pari a 0.68 e 0.8 rispettivamente [26]. I valori più bassi di frazione eutettica misurati nel presente lavoro possono essere dovuti alle elevate velocità di solidificazione durante il processo di pressocolata; il sistema in queste condizioni si comporta come se il punto eutettico venisse spostato verso tenori di Si più alti e la temperatura eutettica diminuisse [27]. I grafici in Fig. 8, congiuntamente alle curve di regressione, evidenziano ulteriormente come le elevate velocità di solidificazione aumentano il fenomeno segregativo, e come le principali variabili

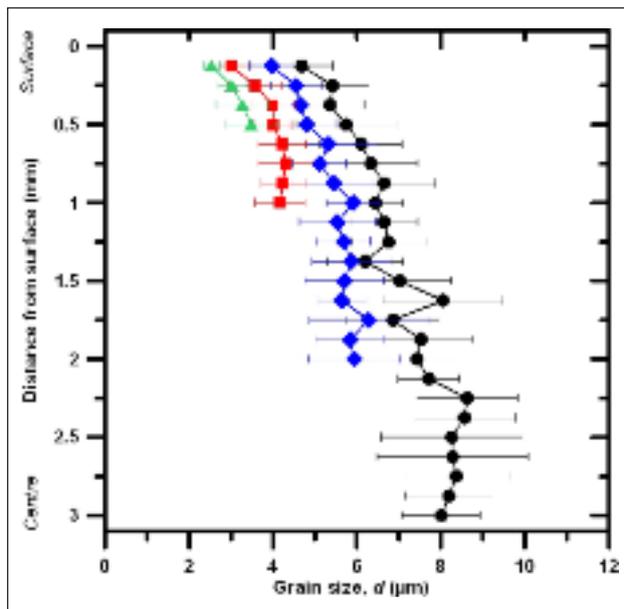


Fig. 10. Andamento della dimensione dei cristalli di α -Al lungo le sezioni trasversali dei campioni prelevati dall'appendice di fluidità in corrispondenza degli spessori da (a) 1, (b) 2, (c) 4 e (d) 6 mm. Le analisi si riferiscono a getti colati in lega EN AC 46000.

The size of α -Al crystals along the samples' cross-sections taken from fluidity appendices at the thickness of (a) 1, (b) 2, (c) 4 and (d) 6 mm. The analysis refer to the EN AC 46000 alloy.

di controllo di tale fenomeno siano la vicinanza alle pareti dello stampo e la riduzione di spessore del getto. Si può osservare infatti come gli esponenti delle curve di regressione, che rappresentano la tendenza al fenomeno di macrosegregazione eutettica, siano indipendenti dalla tipologia di lega analizzata. Nelle leghe oggetto di studio, la frazione complessiva degli intermetallici ricchi in Fe e delle fasi ricche in Cu risulta essere inferiore al 3 e al 2% rispettivamente; queste fasi contribuiscono quindi in misura minima al calcolo della frazione eutettica. Si ricordi comunque che i profili rappresentati nelle Figg. 7 e 8 rappresentano una stima semi-quantitativa della frazione eutettica, poiché la quantità d'eutettico rilevata dalle micrografie dipende dall'attacco chimico effettuato e dai livelli di binarizzazione impostati nell'analisi d'immagine.

Fattori importanti che riguardano inoltre la misura della frazione eutettica sono la presenza e la quantità di *externally solidified crystals* (ESCs) di α -Al [28], formati dalla solidificazione prematura sulle pareti della camera di iniezione e del pistone, sono iniettati all'interno della cavità dello stampo durante la fase di riempimento [29]. Nei campioni analizzati di lega EN AC 46000 e 46100, la frazione di volume degli ESCs è al massimo pari al ~7% e tende a concentrarsi verso il cuore delle appendici di fluidità. Gli ESCs si presentano sia con morfologia globulare che sotto forma di frammenti dendritici. Questi risultati sono in accordo con quelli riportati in [30] e [31].

La Fig. 9 mostra le microstrutture tipiche delle appendici di fluidità in corrispondenza delle zone del cuore degli spessori analizzati. La microstruttura è caratterizzata da cristalli equiassici di α -Al molto piccoli e separati dalla regione eutettica. I cristalli di α -Al presentano una morfologia compatta e poco ramificata nelle regioni vicino alle pareti dello stampo e nelle zone a spessore sottile. Queste caratteristiche sono riconducibili a due fenomeni. Da un lato, l'elevato sottoraffreddamento del metallo

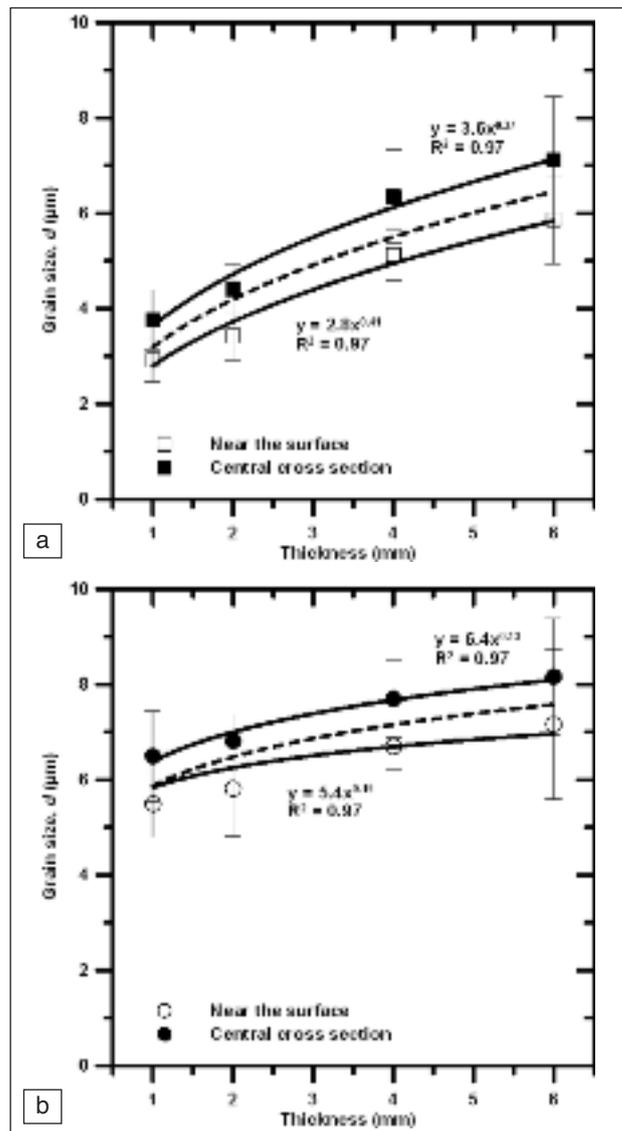


FIG. 11 Andamento della dimensione media del grano, misurata nelle zone centrali e vicino alle pareti dello stampo delle appendici di fluidità colate in lega (a) EN AC 46000 e (b) 46100. Le curve tratteggiate rappresentano l'andamento medio complessivo.

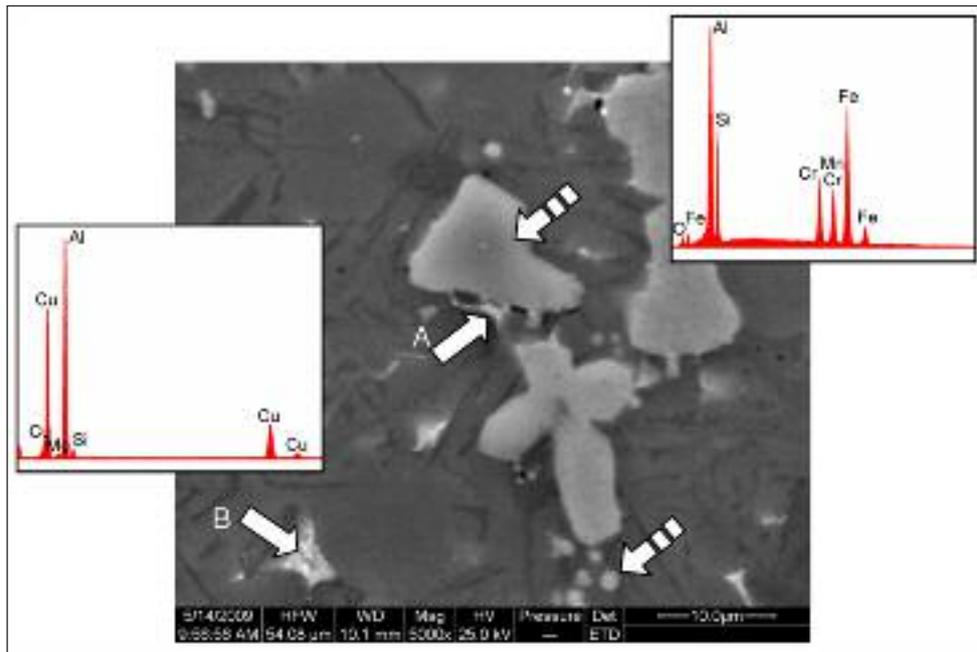
Evolution of average grain size, measured in the central area and near the die wall in the fluidity appendices. The alloys are (a) EN AC 46000 and (b) EN AC 46100. The dotted lines represent the average trend.

liquido incrementa la frequenza di nucleazione; dall'altro lato, le elevate pressioni del processo di pressocolata, applicate a un metallo liquido, innalzano la temperatura di liquidus, come specificato dall'equazione di Clausius-Clapeyron [32], e incrementano ulteriormente l'entità del sottoraffreddamento.

Le variazioni locali della dimensione dei cristalli di α -Al, studiate lungo le sezioni trasversali delle appendici di fluidità colate in lega EN AC 46000, evidenziano come la dimensione dei grani aumenta progressivamente dalle regioni adiacenti alle pareti dello stampo verso il cuore delle sezioni a causa di una riduzione delle velocità di solidificazione (Fig. 10). In queste ultime zone, i cristalli equiassici di α -Al mostrano una morfologia più ramificata. Complessivamente la dimensione del grano varia in un intervallo compreso tra 2 e 9 μm .

FIG. 12
Micrografia SEM di un campione colato in lega EN AC 46100. Gli spettri EDS indicano fasi secondarie ricche in Fe e Cu. Mentre A individua una particella grossolana Al_2Cu precipitata al bordo di una fase ricca in Fe, B indica particelle Al_2Cu all'interno di strutture eutettiche.

SEM micrograph of an EN AC 46100 sample. The EDS spectra indicate secondary phases with a high presence of Fe and Cu. While A shows a large particle of Al_2Cu precipitate to the edge of a Fe-rich phase, B indicates Al_2Cu particles inside eutectic structures.



La dimensione media del grano, espressa come diametro equivalente d , misurata nelle zone centrali e vicino alle pareti dello stampo delle appendici di fluidità, è riportata in Fig. 11 in funzione dello spessore delle appendici stesse. Le analisi evidenziano come, a parità di spessore dell'appendice di colata, le zone adiacenti alle pareti dello stampo risentano di un maggior smaltimento termico. Mentre le curve di regressione vengono perciò differenziate in funzione della regione di analisi, la curva tratteggiata in Fig. 11 rappresenta indicativamente l'andamento medio complessivo della dimensione del grano.

Fattori importanti che riguardano la misura della dimensione del grano cristallino sono, ancora una volta, la presenza e la quantità di ESCs. Nonostante la quantità contenuta di ESCs nelle provette analizzate, la loro segregazione nelle regioni centrali delle appendici di fluidità è causa dell'incremento della deviazione standard nelle misure condotte.

L'impatto dell'elevata velocità di solidificazione si riflette anche sulla dimensione e morfologia delle particelle di Si eutettico (Fig. 9). Nelle regioni a più elevato smaltimento termico, cioè a spessore sottile e in prossimità delle pareti dello stampo, i meccanismi di nucleazione prevalgono su quelli di accrescimento promuovendo la formazione di particelle di Si eutettico fine e fibroso. Una microstruttura così modificata appare identica a quella ottenuta per via chimica, nonostante il meccanismo di accrescimento del silicio eutettico sia diverso [33]. In queste circostanze si parla infatti di *quench modification*, quando la velocità di accrescimento dell'interfaccia è nell'ordine dei 400-1000 $\mu m/s$ [34]. Dall'altro lato, al centro delle regioni a spessore maggiore, il Si eutettico si presenta grossolano e lamellare, caratteristiche tipiche delle leghe Al-Si non modificate.

Particelle ricche in Cu sono visibili nella microstruttura del materiale e vengono caratterizzate come fase $\theta-Al_2Cu$, tramite microanalisi EDS (Fig. 12). Questa fase si presenta all'interno di strutture eutettiche isolate ($Al + Al_2Cu$) nelle regioni interdendritiche e sotto forma di particelle grossolane Al_2Cu . Mentre la prima condizione è favorita dall'elevata velocità di solidificazione, il secondo caso è conseguenza di una quantità elevata di fasi intermetalliche ricche in Fe, che costituiscono un sito di nucleazione preferenziale per le particelle Al_2Cu a più basse velocità di raffreddamento (Fig. 12).

Le fasi ricche in Fe sono invece presenti sia sotto forma di pic-



FIG. 13 **Sezione trasversale di una provetta per prove di trazione in lega EN AC 46000 dopo attacco metallografico. Le zone più scure nelle macrografie contengono una frazione eutettica più elevata.**

Cross-section of an etched tensile bar (EN AC 46000 alloy). Darker areas in the macrographs contain higher eutectic fraction.

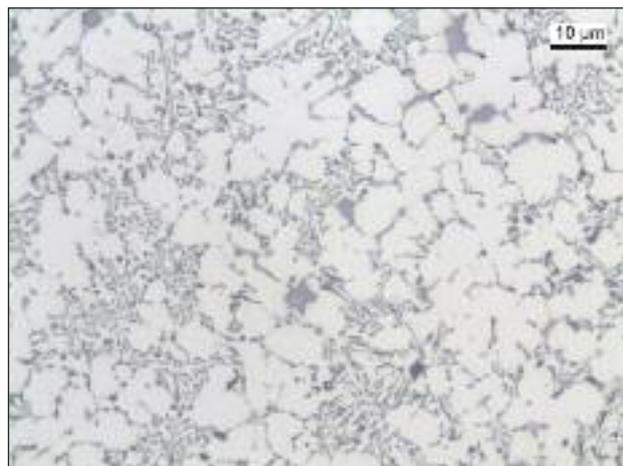


FIG. 14 **Microstruttura di una sezione trasversale di una provetta per prove di trazione colata in lega EN AC 46100.**

Microstructure of cross-section of a tensile bar (EN AC 46100 alloy).

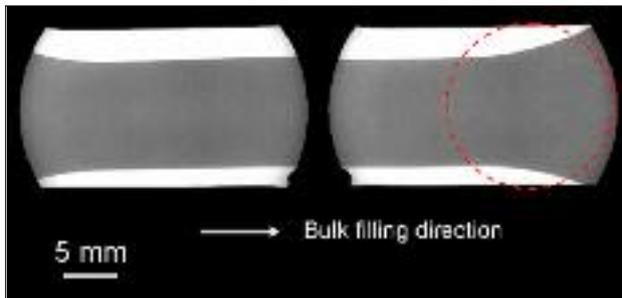


FIG. 15 Immagine ai raggi-X di una provetta per prove di trazione con elevato contenuto di macroporosità. È cerchiata la zona di concentrazione delle porosità.

X-ray picture of a tensile bar with a high porosity content. The circled area represents a porosity concentration region, which shows where the pores are concentrated.

cole particelle secondarie $\alpha\text{-Al}_x(\text{Fe,Mn,Cr})_y\text{Si}_z$ proeutettiche, localizzate principalmente nelle regioni interdendritiche, sia sotto forma di grosse particelle primarie $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn,Cr})_3\text{Si}_2$, note con il nome di *sludge* (Fig. 12) [35,36]. Entrambe le fasi mostrano una morfologia compatta piuttosto che aciculare e questo è da ricondursi alla combinazione di velocità di solidificazione e tenore di Mn e Cr in lega [35,36].

Analisi microstrutturale delle provette di trazione

La Fig. 13 mostra la tipica macrostruttura di una sezione trasversale di una provetta in lega EN AC 46000 dopo attacco metallografico. I campioni mostrano le stesse caratteristiche macrostrutturali precedentemente osservate nelle appendici di fluidità, quali le segregazioni eutettiche nelle zone vicino alle pareti dello stampo, le *segregation bands* e la presenza di ESCs. In alcune provette, come quella di Fig. 13, è evidente la presenza di piccole porosità di natura gassosa, concentrate nella regione centrale delimitata dalla *segregation band*.

La microstruttura, visibile in Fig. 14, è caratterizzata da cristalli di $\alpha\text{-Al}$ con dimensioni intermedie a quelle osservate nelle sezioni da 2 e 4 mm delle appendici di colabilità. Il Si eutettico si presenta fine ma lamellare, a sottolineare che le condizioni di raffreddamento nelle provette non sono tali da attivare la *quench modification*. Sono osservabili sia particelle ricche in Cu, sia fasi primarie e secondarie ricche in Fe.

Analisi radiografica

L'analisi radiografica preliminare condotta su ciascun campione prima delle prove meccaniche ha rilevato la presenza di macroporosità nella zona del tratto utile di alcune provette, che sono state opportunamente scartate. In generale, si può affermare però che il design dello stampo realizzato, i parametri di processo selezionati e la geometria stesse delle provette assicurano un buon livello di integrità. Un corretto riempimento dello stampo non garantisce solo un intrappolamento d'aria ridotto, ma eventualmente, dimensioni più contenute delle porosità. In tutte le provette si è osservata invece la presenza di porosità nelle zone degli afferraggi, e in particolare le dimensioni e il contenuto di porosità sembra essere più elevato nell'afferraggio localizzato in prossimità del pozzetto dove, a causa delle condizioni locali di riempimento, vengono intrappolate bolle di gas (Fig. 15).

Analisi meccanica

Le proprietà meccaniche, quali lo snervamento ($YS_{0.2\%}$), la ten-

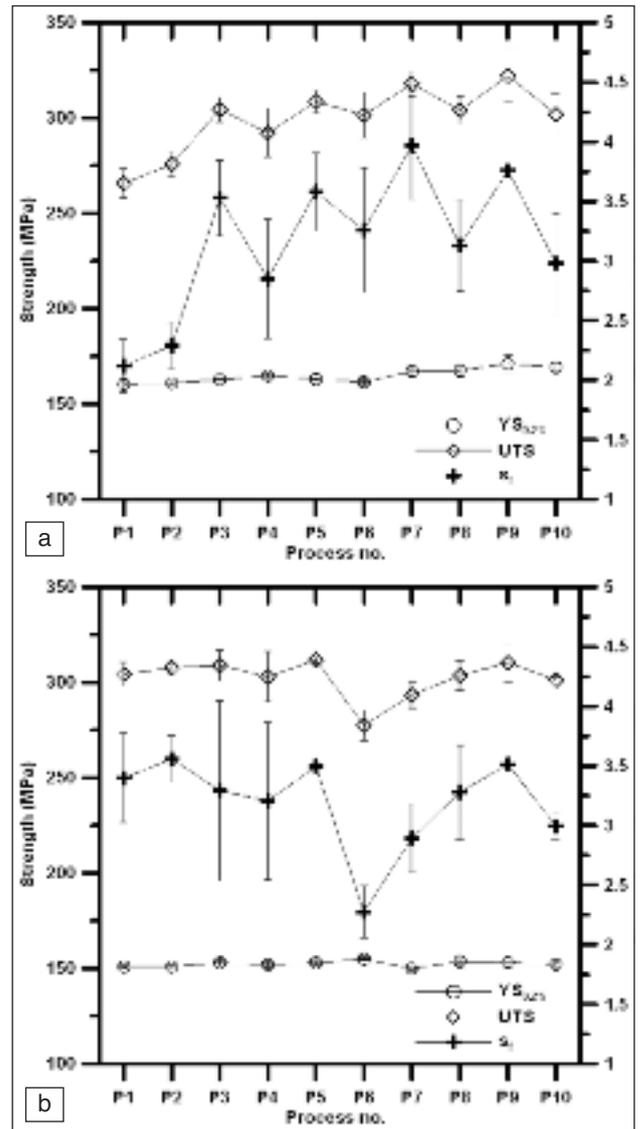


FIG. 16 Resistenza a trazione (UTS , $YS_{0.2\%}$) e allungamento a rottura (s_f) di provini allo stato T1 in funzione del processo utilizzato. I dati si riferiscono alle leghe (a) EN AC 46000 e (b) EN AC 46100.

Tensile strength (UTS , $YS_{0.2\%}$) and elongation to fracture (s_f) of specimens in T1 condition as a function of the process parameters used. The data refer to the (a) EN AC 46000 and (b) EN AC 46100 alloys.

sione di rottura (UTS) e l'allungamento a rottura (s_f), delle leghe analizzate in uno stato fisico T1 sono riportate in Fig. 16 in funzione del processo utilizzato. Analizzando i valori del limite elastico, si può facilmente notare come questi siano praticamente costanti nelle due leghe analizzate indipendentemente dai parametri di processo utilizzati. Mentre la lega EN AC 46000 mostra uno snervamento medio di 165 MPa, la lega EN AC 46100 presenta un limite elastico medio di 152 MPa. Il limite elastico nelle leghe oggetto di studio è principalmente determinato dalla sovrassaturazione relativamente elevata di atomi (Mg, Cu, Zn e Si) nella matrice $\alpha\text{-Al}$, da attribuirsi all'elevata velocità di solidificazione. La differenza è da attribuirsi principalmente al diverso tenore di Cu in lega. I valori del carico e dell'allungamento a rottura sembrano invece risentire sensibilmente delle variazioni dei parametri di processo utilizzati e il loro sviluppo in fun-

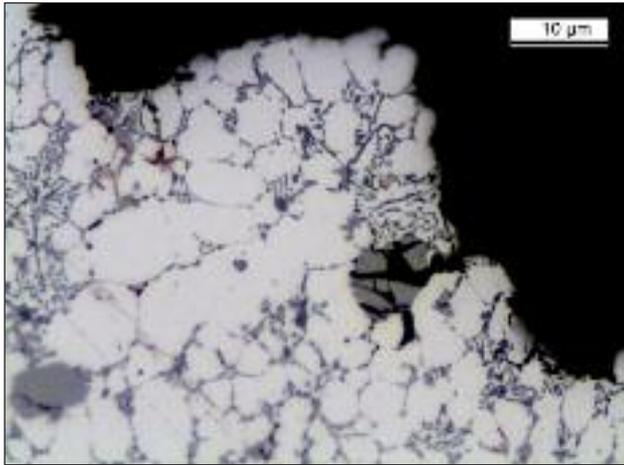


FIG. 17 Particolare di un profilo di frattura di una provetta in lega EN AC 46100. Presenza di particelle di Si eutettico e di fasi intermetalliche ricche in Fe fratturate.

A fracture profile of a specimen cast with EN AC 46100 alloy. The micrograph shows the presence of eutectic Si particles and cracked Fe-rich intermetallics.

zione del processo utilizzato è il medesimo. Considerando le proprietà plastiche del materiale si può quindi valutare come le variazioni dei parametri di processo possano influire positivamente sulle proprietà meccaniche in taluni casi e in modo meno efficace in altri [8]. Nel presente lavoro, le fluttuazioni delle proprietà meccaniche sono comunque da attribuirsi principalmente alle variazioni della quantità di difetti, soprattutto porosità, all'interno delle provette pressocolate. I valori massimi di UTS e sf della lega EN AC 46000 sono ottenuti attraverso il processo P9 e corrispondono a 322 MPa e 4.0% rispettivamente; mentre per la lega EN AC 46100 i valori massimi sono raggiunti tramite il processo P5 e corrispondono a 312 MPa e 3.6% rispettivamente. I valori minimi di UTS ottenuti per le leghe EN AC 46000 e 46100 sono 266 e 268 MPa rispettivamente, mentre 2.1 e 2.3% per quanto riguarda l'allungamento a rottura.

Confrontando i risultati meccanici ottenuti con quelli forniti dalla normativa vigente EN 1706:2010 (Tabella 1), si capisce come questa sottostimi i valori minimi delle proprietà meccaniche delle leghe d'alluminio pressocolate e non ne fornisca invece le caratteristiche potenziali.

Il modulo elastico medio calcolato è di 73 GPa per la lega EN AC 46000, e di 75 GPa per la lega EN AC 46100.

Ad ulteriore supporto per l'analisi dei dati sono analizzate altre proprietà meccaniche, quali coefficienti di incrudimento (n) e di resistenza (K). Questi coefficienti sono legati ai valori di tensione (σ_{tr}) e deformazione (ϵ_{pl}) reali tramite la relazione di Hollomon:

$$\sigma_{tr} = K (\epsilon_{pl})^n \quad (2).$$

Il parametro n è una misura della capacità del materiale di incrudire e K ne indica la tendenza a resistere alle deformazioni. I valori di n e K variano in funzione della lega, dello stato del materiale, ecc. [37,38]. Mentre i valori medi di n e K della lega EN AC 46000 sono 0.27 e 825 MPa rispettivamente, per la lega EN AC 46100 corrispondono a 0.30 e 921 MPa. Analizzando i valori di n e K , questi sono costanti nelle due leghe analizzate, indipendentemente cioè dai parametri di processo utilizzati. Il coefficiente di resistenza K è infatti un parametro controllato dalle caratteristiche della matrice α -Al, mentre il coefficiente di

incrudimento n è determinato dalla scala microstrutturale, come la spaziatura dei bracci secondari delle dendriti. Cáceres [39] evidenzia come il coefficiente di resistenza sia legato al limite elastico del materiale tramite una relazione

$$K = YS_{0.2\%} \left(\frac{E}{\alpha \cdot YS_{0.2\%}} \right)^n \quad (3)$$

dove E è il modulo elastico e α è un fattore di scala.

Analisi microstrutturale dei profili di frattura

Nelle leghe analizzate, la frattura si sviluppa prevalentemente attraverso le regioni interdendritiche, dove è osservabile un numero elevato di particelle di Si eutettico e fasi intermetalliche fratturate, e segue i profili delle dendriti di α -Al (Fig. 17). Contribuiscono alla frattura anche le grosse particelle di *sludge*. Il comportamento plastico del materiale prevede una interazione tra il flusso plastico e le particelle di Si eutettico e le fasi intermetalliche ricche in Fe localizzate nelle regioni interdendritiche. A causa delle elevate tensioni indotte dalla deformazione plastica della matrice di α -Al, nella maggior parte delle leghe Al-Si da fonderia, la frattura è innescata dalla rottura delle particelle di Si eutettico e di quelle ricche in Fe. In generale, poi, il numero di particelle fratturate cresce linearmente con la deformazione plastica, e questo facilita la nucleazione di microvuoti e la propagazione della frattura. A causa di una frazione eutettica maggiore, la lega EN AC 46100 mostra una duttilità leggermente inferiore rispetto alla lega EN AC 46000. Aumentando infatti il numero delle particelle infragilenti, generalmente si riduce la spaziatura tra le particelle, favorendo così la coalescenza dei microvuoti.

CONCLUSIONI

In questo studio, due leghe da pressocolata della serie AlSi9Cu3(Fe) e AlSi11Cu2(Fe) sono state colate in uno stampo multi-impronta per provette, e analizzate da un punto di vista microstrutturale e meccanico. Circa le proprietà meccaniche delle diverse leghe d'alluminio da pressocolata, gli Standard internazionali non forniscono indicazioni utili. Nella normativa UNI EN 1706:2010 viene specificato che provini colati a parte in condizioni di pressocolata non vengono normalmente realizzati e che i valori meccanici sono da intendersi a titolo indicativo.

I risultati sperimentali ottenuti hanno consentito di trarre le seguenti conclusioni.

- I getti pressocolati, sotto forma di provette, mostrano caratteristiche microstrutturali simili in entrambe le leghe analizzate, come la presenza di *segregation bands*, ESCs.
- La frazione eutettica aumenta progressivamente in entrambe le leghe al diminuire dello spessore di parete del getto o in prossimità delle pareti dello stampo.
- A parità di spessore del getto, le zone adiacenti alle pareti dello stampo risentano di un elevato smaltimento termico e presentano una dimensione media dei cristalli α -Al inferiore rispetto alle zone a cuore.
- Confrontando i risultati meccanici ottenuti con quelli forniti dalla normativa vigente EN 1706:2010, si capisce come questa sottostimi i valori minimi delle proprietà meccaniche delle leghe d'alluminio pressocolate e non ne fornisca invece le caratteristiche potenziali.

RINGRAZIAMENTI

Il lavoro è stato condotto nell'ambito del Progetto NADIA (New Automotive components Designed for and manufactured by Intelligent processing of light Alloys, NMP-2004-SME 3.4.4.5, contract n.026563-2), finanziato dalla Comunità Europea

nell'ambito del VI° programma quadro. Gli autori desiderano ringraziare il P.I. G. Mazzacavallo (DTG), il Dr. E. Della Rovere (DTG) e il Dr. S. Barison (Toolcast) per il contributo fornito alle indagini sperimentali. Si ringrazia inoltre il Dr. G.F. Capra (RMC) per le appassionanti e utili discussioni.

BIBLIOGRAFIA

- 1) D. APELIAN and M.M. MAKHLOUF, High Integrity Aluminium Die Casting: Alloys, Processes and Melt Preparation. North American Die Casting Association, Des Plaines, IL (2004), pp.1-14.
- 2) M.R. GHOMASHCHI, J.Mater.Process.Technol. 52 (2-4) (1995) p.193.
- 3) X.P. NIU, K.K. TONG, B.H. HU and I. PINWILL, Int.J.Cast Met.Res. 11 (1998) p.105.
- 4) M.R. GHOMASHCHI and G.A. CHADWICK, Met.Mater. 2 (1986) p.477.
- 5) M.M. AVEDESIAN and H. BAKER, Magnesium and Magnesium Alloys. ASM INTERNATIONAL, Materials Park, OH (1999), p.66.
- 6) P. BEELEY, Foundry Technology. Butterworth-Heinemann, Oxford, United Kingdom (2001), p.598.
- 7) X. DAI, X. YANG, J. CAMPBELL and J. WOOD, Mater.Sci.Technol. 20 (2004) p.505.
- 8) G. TIMELLI and F. BONOLLO, Metal.Sci.Tech. 26 (2008) p.2.
- 9) R.N. LUMLEY, R.G. O'DONNELL, D.R. GUNASEGARAM and M. GIVORD, Metall.Mater.Trans. A 38 (2007) p.2564.
- 10) M.M. MAKHLOUF, D. APELIAN and L. WANG, Microstructure and Properties of Aluminium Die Casting Alloys. North American Die Casting Association, Rosemont, IL (1998) p.19-91.
- 11) L. WANG, D. APELIAN, M.M. MAKHLOUF, W. HUANG, Proc. 4th Int. Conference High Tech Die Casting, Montichiari (BS), Italy (2008).
- 12) Gruppo di lavoro Qualità dei Getti Pressocolati, Qualità dei getti pressocolati: indagine sulla situazione attuale, prospettive di una norma sulle condizioni di fornitura dei getti pressocolati. Centro di Studio Pressocolata, Associazione Italiana di Metallurgia, Milano (2006).
- 13) UNI EN 1706:2010, Aluminium and aluminium alloys - Castings - Chemical composition and mechanical properties. (2010), p.1.
- 14) L. ANDREONI, M. CASE and G. POMESANO, Quaderni della Colata a Pressione delle Leghe di Alluminio. Edimet, Brescia (1995), pp.5-68.
- 15) J. GOBRECHT, Giesserei 61 (1975) p.263.
- 16) J.L. JORSTAD, Die Cast. Eng. 11/12 (1986) p.30.
- 17) G. TIMELLI, F. GROSSELLE, F. VOLTAZZA, E. DELLA CORTE, Proc. 4th Int. Conference High Tech Die Casting, Montichiari (BS), Italy (2008).
- 18) ASTM B557M-06, Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products (Metric). ASTM International, West Conshohocken, Philadelphia, PA, (2006).
- 19) G.F. VANDER VOORT, Metallography Principles and Practise. McGraw-Hill, New York, NY (1984), p.612.
- 20) C. FERRETTO, Pressocolata di leghe di alluminio: Studio della termica di uno stampo di riferimento e caratterizzazione meccanica dei getti prodotti. Tesi di laurea, Università degli Studi di Padova (2008).
- 21) H.I. LAUKLI, C.M. GOURLAY, A.K. DAHLE and O. LOHNE, Mater.Sci.Eng. A 413-414 (2005) p.92.
- 22) C.M. GOURLAY, H.I. LAUKLI and A.K. DAHLE, Metall.Mater.Trans. A 38 (2007) p.1833.
- 23) S. OTARAWANNA, C.M. GOURLAY, H.I. LAUKLI, A.K. DAHLE, Metall.Mater.Trans. A 40 (2009) p.1645.
- 24) A.K. DAHLE, S. SANNES, D.H. ST. JOHN, H. WESTENGEN, J.Light Met. 1 (2001) p.99.
- 25) C.M. GOURLAY and A.K. DAHLE, Nature 445 (2007) p.70.
- 26) L. BÄCKERUD, G. CHAI and J. TAMMINEN, Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. first. Ed., Volume 2: Foundry Alloys, American Foundrymen's Society Inc., Des Plaines, IL (1990), pp.201-204.
- 27) M.M. MAKHLOUF and H.V. GUTHY, J.Light Met. 1 (2001) p.199.
- 28) S. OTARAWANNA, C.M. GOURLAY, H.I. LAUKLI, A.K. DAHLE, Acta Mater. 58 (2010) p.261.
- 29) H.I. LAUKLI, A. GRACIOTTI, O. LOHNE, H. GESTLAND, S. SANNES, NADCA Trans. 21 (2002) p.1.
- 30) H.I. LAUKLI, C.M. GOURLAY, A.K. DAHLE, Metall.Mater.Trans. A 36 (2005) p.805.
- 31) H.I. LAUKLI, L. ARNBERG and O. LOHNE, Int.J.Cast Met.Res. 18 (2005) p.65.
- 32) R.T. DeHOFF, Thermodynamics in materials science. McGraw-Hill, New York (1993), p.142.
- 33) J.E. GRUZLESKI and B.M. CLOSSET. The treatment of liquid Aluminium-Silicon alloys. American Foundrymen's society Inc., IL (1990).
- 34) M.M. MAKHLOUF, Proc. 8th Int. Summer School on Casting and Solidification of Aluminium- and Magnesium Alloys, Trondheim, NO (2006).
- 35) G. TIMELLI and F. BONOLLO, Mater.Sci.Eng. A 528 (2010) p.273.
- 36) S.G. SHABESTARI, Mater.Sci.Eng. A 383 (2004) p.289.
- 37) C.H. CÁCERES, I.L. SVENSSON and J.A. TAYLOR, Adv.Alum.Cast.Technol. 2 (2002) p.49.
- 38) C.H. CÁCERES, Int.J.Cast. Met.Res. 12 (2000) p.385.
- 39) C.H. CÁCERES, Int.J.Cast Met.Res. 12 (2000) p.367

Abstract

Mechanical and microstructural characterization of diecast aluminium alloys

Keywords: Aluminium alloys; HPDC; EN AC 46000; EN AC 46100; Microstructure; Mechanical properties.

International standards don't provide useful information about the mechanical properties of diecast aluminium alloys. In the UNI EN 1706:2010 it is specified how, generally, specimens for tensile testing are not separately cast in high pressure die casting. Therefore, the mechanical properties, showed in international standards, are only indicative values. The first step to decrease casting defects, guaranteeing a high quality to the cast components, is carefully analyze the diecast alloys used.

A not correct selection of the right Al alloy can lead to non-filling defects, higher content of porosity and non-suitable mechanical properties too. Indeed each aluminium alloy has specific mechanical properties, castability features and corrosion properties. Looking at the data of international standards (Table 1), there are no differences among the different alloys; these values report the minimum obtainable mechanical properties. However, during the design process, it is useful to know the "maximum" mechanical properties of a diecast aluminium alloy. At the same time it should be considered that these characteristics come from specimens separately poured, so they cannot represent the features of all sections of real castings.

In this work, two EN AC 46xxx type alloys, widely used in high pressure die casting foundries (Fig. 1) are compared under different aspects. Particularly, the experimental tests are carried out for the AlSi9Cu3(Fe) and AlSi11Cu2(Fe) alloys (EN AC 46000 and EN AC 46100, respectively), diecast by using a multi-cavity die (Fig. 2). The die allows to obtain flat specimens for static tensile testing, specimens for fatigue and impact testing, a plate and a specimen for stress corrosion testing. In the die, an appendix was obtained to reveal information about the material castability. This work has focused on the study of flat section samples for static tensile tests and of the fluidity appendix (Fig. 4).

The microstructural analysis was focused on the size and distribution of α -Al crystals, and the distribution of eutectic fraction

within the samples. Dark bands, which follow the edge of the sample surface, are visible in the cross-sections of the specimens. They are known as defect bands or segregation bands, and they highlight the positive macrosegregation, so localized enrichments of Al-Si eutectic (Fig. 6). The position and morphology of these bands can be influenced by the casting conditions and by the chemical composition of the alloy. The high solidification rate, typical of the high pressure die casting process, increases the presence of positive macrosegregation. The main controlling variables are the distance from the die wall and the local thickness of the casting (Fig. 8). The measurement of the eutectic fraction is also influenced by the presence and amount of external solidified crystals (ESCs) of α -Al. They develop by the early solidification of the alloy, particularly when it comes into contact with the cold walls of the shoot sleeve and the piston. Further, during the filling phase, these crystals are injected into the die cavity. The microstructure is characterized by very small crystals of α -Al, separated from the eutectic region. The α -Al crystals show a compact and little branched morphology, especially in the regions near the wall of the die and in the area of thin wall thickness (Fig. 9). The grain size increases gradually from the regions near the die wall to the centre of the sections. This is due to a reduction in the solidification rate (Fig. 10).

The mechanical properties are measured on the specimens in the T1 temper (Fig. 14). The values of the yield stress are almost constant in the two analysed alloys, independently from the process parameters used. While the EN AC 46000 alloy shows an average yield stress of 165 MPa, the EN AC 46100 alloy presents a yield stress of 152 MPa. The maximum UTS and elongation to fracture values are 322 MPa and 4.0% respectively for the EN AC 46000 alloy, and 312 MPa and 3.6% for the EN AC 46100. The minimum values correspond instead respectively to 266 and 268 MPa for UTS, and 2.1% and 2.3% for the elongation to fracture. Comparing these results with the values reported in the standard EN 1706:2010 (Table 1), it seems clear that this standard underestimates the values of the mechanical properties for the diecast aluminium alloys, and it does not provide the potentials features.