

Approccio innovativo basato sull'analisi dell'incrudimento di curve di flusso in trazione per qualificare la difettosità di una lega di Al pressocolata

G. Angella, G. Timelli, F. Bonollo

L'analisi dell'integrità strutturale di componenti in leghe di Alluminio prodotti mediante pressocolata (High Pressure Die Casting - HPDC) è fondamentale per l'obiettivo di identificare una correlazione fra processo-microstruttura-proprietà meccaniche, correlazione che permetta di classificare la bontà dei parametri di processo, ed individuare i potenziali ambiti applicativi. La prova di trazione rappresenta il metodo più semplice per perseguire questo obiettivo, e l'analisi dell'incrudimento delle curve di flusso plastico di trazione sembra essere in grado di fornire interessanti correlazioni. Un metodo innovativo basato sull'analisi dell'incrudimento mediante il formalismo dell'equazione costitutiva di Voce ha fornito risultati interessanti in altri materiali da fonderia, quali le ghise sferoidali. In questo lavoro, si riportano i risultati dell'applicazione del metodo innovativo ad una lega di Al pressocolata in due componenti aventi due diverse geometrie. Una geometria è quella di un provino tondo di trazione, adottato come riferimento in quanto avente una geometria semplice e un'integrità "ideale" secondo la normativa CEN/TR 16748:2014, ed una seconda geometria più complessa riferita a un getto reale con forma ad U. La procedura innovativa ha identificato in modo univoco che la lega di Al pressocolata in forma di provetta colata a parte presenta un'integrità maggiore del materiale riferito al getto con geometria ad U, dimostrando che la procedura innovativa può essere utilizzata con successo anche per le leghe di Al pressocolate.

PAROLE CHIAVE: CORRELAZIONE PROCESSO-MICROSTRUTTURA-PROPRIETÀ; EQUAZIONE DI VOCE; HPDC; LEGHE AL.

INTRODUZIONE

La pressocolata (HPDC) è ampiamente utilizzata per la possibilità di ottenere componenti di geometria complessa e pareti con spessori sottili con elevate cadenze produttive [1,2]. Tuttavia, esiste una serie di parametri di processo nella HPDC che, se non adeguatamente ottimizzati, causano la riduzione della qualità del componente pressocolato. Tra tutti i possibili difetti prodotti durante HPDC, quali ad esempio porosità da ritiro e inclusioni, la difettosità più deleteria è rappresentato dall'intrappolamento di aria/gas nel metallo fuso durante le fasi di riempimento dello stampo [3,4]. I difetti formati riducono le proprietà meccaniche delle leghe, rendendole imprevedibili, problema che può essere ancora più significativo nei getti con sezioni sottili come quelli prodotti mediante HPDC, dove il difetto può assumere dimensioni confrontabili allo spessore medesimo. In [5,6] si è dimostrato come le proprietà meccaniche

G. Angella

Istituto CNR-ICMATE, Sede di Milano, via R. Cozzi 53 – 20125 – Milano

G. Timelli, F. Bonollo

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi Industriali, Università di Padova, sede di Vicenza, str. S. Nicola, 3 – 36100 – Vicenza

diminuiscano in modo monotono con l'aumento della frazione areale dei difetti osservati sulla superficie di frattura dei campioni di leghe di Al prodotte tramite processi di gravità. Il problema è comunque intrinseco alla tecnologia di HPDC, poiché anche i getti con alta integrità prodotti in geometrie prossime al campione tondo per la prova di trazione secondo la normativa CEN/TR 16748:2014 [7] contengono difetti, seppur in densità e dimensioni decisamente inferiori rispetto ai componenti reali prodotti in geometrie complesse. È quindi importante analizzare gli effetti del processo sulle proprietà meccaniche per individuare possibili correlazioni fra processo-microstruttura-proprietà per valutare i parametri di processo adottati, per ottimizzarli e per identificarne gli ambiti di applicazione.

Una procedura matematica basata sulla modellazione delle curve di flusso plastico in trazione attraverso l'equazione costitutiva di Voce ha dato risultati promettenti sia sulla classificazione che sulla valutazione dell'integrità di un ampio numero di diverse classi di ghise sferoidali (Ductile Irons - DI) [8-10]. Il metodo è basato sull'utilizzo dei parametri di Voce ottenuti dalla modellazione delle curve sperimentali di trazione per costruire due diagrammi. Il primo è il diagramma per la valutazione della matrice (Matrix Assessment Diagram - MAD) dove vengono posti in grafico i parametri di Voce $1/\epsilon_c$ vs. Θ_o . In MAD, i dati da DI con diverse composizioni chimiche e diversi processi produttivi si trovano su specifiche linee rette di migliore interpolazione, cosicché mediante MAD è possibile identificare in modo univoco diverse classi di DI. Il secondo è il diagramma di valutazione dell'integrità (Integrity Assessment Diagram - IAD) costituito dal grafico degli allungamenti sperimentali a

rottura $\epsilon_{Rupture}$ in funzione degli allungamenti uniformi teorici $\epsilon_{Uniform}$ (dove inizia la strizione) calcolato con il formalismo di Voce. Il metodo IAD è in grado di identificare se possibili difetti sono presenti, poiché, qualora siano presenti, la rottura del materiale si verifica prematuramente prima della deformazione localizzata nella strizione. Al contrario, con getti integri e sani la frattura si manifesta oltre la strizione. In realtà è stato riportato che anche il diagramma MAD può fornire importanti indicazioni sull'integrità delle DI, analizzando i coefficienti delle specifiche linee rette di migliore interpolazione. La procedura basata su MAD e IAD è, dunque, promettente nella classificazione e valutazione dell'integrità di DI [10,11].

Poiché questo metodo innovativo ha avuto riscontri positivi con le DI, in questo lavoro si è voluto testare le potenzialità su un'altra lega da fonderia, ovvero una lega di Al da pressocolata. Il processo di pressocolata, che produce intrinsecamente una considerevole densità di difetti, si è prestato particolarmente al perseguimento di questo obiettivo. In questo lavoro, dunque, si riportano i risultati dell'applicazione del metodo innovativo basato sull'analisi dell'incrudimento di curve di flusso in trazione mediante l'equazione costitutiva di Voce ad una lega di Al pressocolata in due componenti con diverse geometrie. Una geometria è prossima ad un provino di trazione, e il materiale è assunto come riferimento, in quanto avente maggior integrità secondo la normativa CEN/TR 16748:2014 [7], mentre una seconda geometria con getto a forma di U utilizzato in precedenti studi [12,13] è stata testata.

Materiali e condizioni di processo

Tab.1 - Composizioni chimiche(% in peso) delle leghe di Al della serie EN AC-46000 utilizzate.

Lega	Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Zn	Ni	Cr	Ti	Al
Getto di riferimento	8.23	0.25	2.825	0.799	0.261	0.895	0.081	0.083	0.04	resto
Getto a U	9.87	0.22	2.441	0.758	0.216	0.467	0.059	0.018	0.07	resto

Le composizioni chimiche in peso % delle leghe di Al della serie EN AC-46000 utilizzata per la realizzazione del getto di riferimento, prodotto in geometria prossima alla provetta per la prova di trazione secondo la normativa [7], e del getto a forma di U sono riportate in Tab. 1. Il getto a U è stato prodotto secondo il profilo di iniezione identificato come T2 in [12,13], i cui principali parametri di processo sono ri-

portati in Tab. 2. Nel getto a U i provini di trazione sono stati prelevati da otto differenti posizioni specifiche (codificate con Z1-Z8), per verificare l'integrità laddove il componente può presentare criticità particolari di difettosità. In [12,13] è riportata una dettagliata analisi delle proprietà meccaniche ingegneristiche e dell'integrità dei getti prodotti.

Tab.2 - Parametri di processo utilizzati nella realizzazione di provini pressocolati a parte (getto di riferimento) e del getto a U HPDC dei provini di riferimento secondo la normativa [7] e del profilo T2 [12,13].

Lega	Velocità del pistone in 1° fase (m/s)	Velocità del pistone in 2° fase (m/s)	Velocità agli attacchi di colata (m/s)	Pressione di intensificazione (MPa)	Temperatura di colata (°C)
Getto di riferimento	0.2	2.7	51.0	40	
Getto a U	0.4	3.0	48.9	40	690

Procedura di correlazione processo-microstruttura-proprietà: teoria e descrizione operativa

La procedura matematica per valutare l'integrità dei pro-

dotti di fonderia è basata sulla modellazione delle curve di flusso plastico in trazione attraverso l'equazione costitutiva di Voce

$$\sigma = \sigma_v + (\sigma_o - \sigma_v) \cdot \exp\left(-\frac{\epsilon_p}{\epsilon_c}\right) \quad 1)$$

dove σ e ϵ_p sono lo sforzo vero e la deformazione plastica vera, σ_o è il valore di sforzo per $\epsilon_p = 0$, σ_v è lo sforzo di saturazione asintotico, ed infine ϵ_c è la deformazione caratteristica che definisce la rapidità con cui la curva di Voce tende allo sforzo asintotico σ_v . Eq. 1 è stata utilizzata con successo per la descrizione delle curve di flusso di varie classi di ghise sferoidali, quali ghise ferritiche-perlitiche,

ghise sferoidali isoterme (Isothermed Ductile Irons – IDI) ed austemperate (Austempered Ductile Iron – ADI) [8,9,14-16]. La procedura corretta per trovare i parametri dell'equazione di Voce [15,17,18] consiste nell'analizzare l'incrudimento durante la deformazione plastica utilizzando la forma differenziale di Eq. 1, ossia

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon_p} = \Theta_o - \frac{1}{\epsilon_c} \cdot \sigma \quad 2)$$

dove $d\sigma/d\epsilon_p$ è la velocità d'incrudimento (indicata con Θ per brevità), e Θ_o è una costante, ossia la velocità d'incrudimento per $\sigma = 0$. Mettendo su di un grafico i valori sperimentali Θ vs. σ (detto diagramma Kocks-Mecking, per brevità diagramma KM), si possono ottenere mediante interpolazione lineare (qualora si trovino tratti lineari, tipicamente ad elevati sforzi σ) i valori dei parametri Θ_o e $1/\epsilon_c$, da cui ottenere $\sigma_v = \Theta_o \cdot \epsilon_c$. σ_o si ottiene dall'interpolazione finale della curva sperimentale σ vs. ϵ_p con la curva di Voce, minimizzando lo scarto tra curva in Eq. 1 e la curva di flusso sperimentale. I parametri Θ_o e $1/\epsilon_c$ hanno significato fisico [17,18]: Θ_o è atermico in natura, ed è inversamente correlato alla dimensione caratteristica delle microstruttura del materiale, cosicché microstruttura fine implica elevati valori di Θ_o , mentre $1/\epsilon_c$ è correlato al recupero dinamico, ed termico per natura.

In Fig. 1 è riportato un esempio della procedura per risalire ai parametri dell'equazione di Voce da una curva di flusso ottenuta da provino di trazione prodotto mediante HPDC secondo la normativa [7]. Prima della derivazione, la curva di flusso σ vs. ϵ_p è trattata mediante media mobile e poi campionata. I dati differenziali così ottenuti sono riportati nel diagramma KM in Fig. 1a. I parametri di Voce, ovvero $1/\epsilon_c$ e Θ_o , sono stati ottenuti interpolando la porzione lineare dei dati sperimentali ad elevati sforzi ($\sigma > 270$ MPa), per poi ricavare lo sforzo asintotico mediante l'equazione $\sigma_v = \Theta_o \cdot \epsilon_c$. La risultante curva di Voce in Eq. 1 è infine riportata in Fig. 1b insieme alla curva di flusso sperimentale, ottenendo lo sforzo σ_o mediante la minimizzazione dello scarto fra l'equazione di Voce con la curva sperimentale. A bassi sforzi c'è una discrepanza significativa fra equazione di Voce e curva sperimentale, dovuta ad un transiente

durante il quale le strutture dislocative si formano, e poi mantengono una conformazione auto-simile (principio di similitudine [16,17]) secondo una trasformazione omotetica proporzionale a $1/\sigma$. In questo intervallo di sforzi in cui la similitudine è valida, l'equazione di Voce con il suo

significato fisico è valida. Per la costruzione dei diagrammi che sono alla base della procedura qui analizzata si utilizzano i parametri di Voce $1/\epsilon_c$ e Θ_0 ottenuti da questa modellazione.

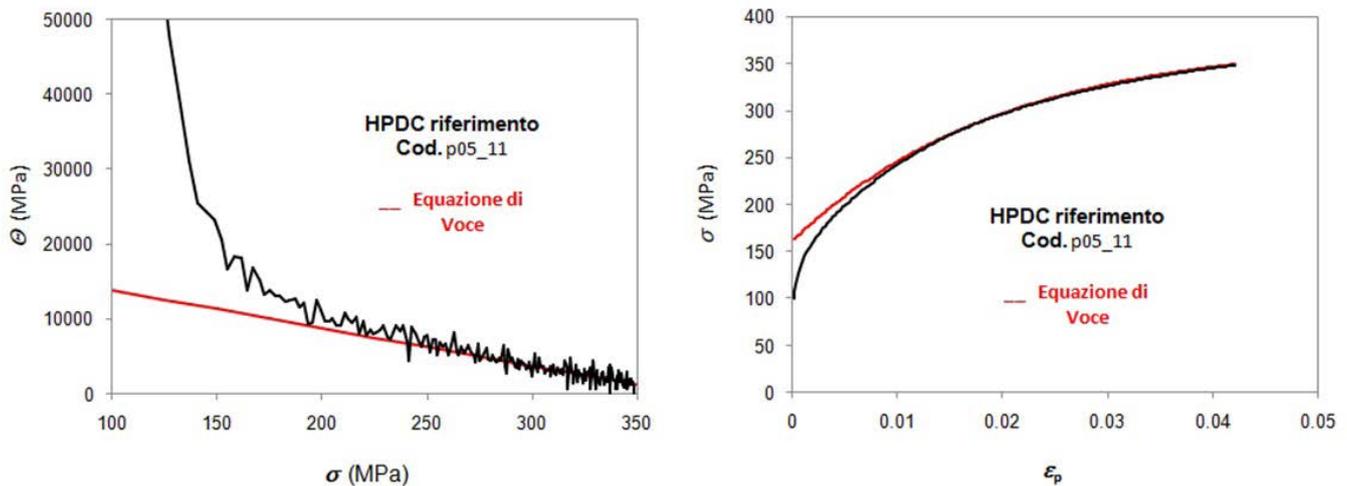


Fig.1 - a) diagramma KM per l'analisi dell'incrudimento: la migliore interpolazione lineare (in rosso) è stata ottenuta utilizzando valori per $\sigma > 270$ MPa; b) la curva di Voce risultante (in rosso) è stata ottenuta minimizzando lo scarto fra equazione di Voce e curva sperimentale per $\sigma > 270$ MPa.

Almeno 10 curve di flusso in trazione da provini tondi conformi allo standard [7] sono state analizzate, ed i parametri di Voce $1/\epsilon_c$ e Θ_0 ottenuti dalle migliori interpolazioni lineari, sono stati posti in grafico $1/\epsilon_c$ vs. Θ_0 per produrre

il diagramma Material Assessment Diagram (MAD). Per la determinazione della deformazione teorica uniforme $\epsilon_{Uniform}$ che identifica l'inizio della strizione, secondo il formalismo di Voce si è utilizzata la seguente equazione:

$$\epsilon_{Uniform} = \epsilon_c \cdot \ln\left(\frac{1 + \epsilon_c \frac{\sigma_V - \sigma_0}{\sigma_0}}{\epsilon_c}\right) \quad 3)$$

Per la lega di Al utilizzata nella realizzazione del getto a U sono state prodotte curve di flusso da 23 provini di trazione. Poiché le curve di trazione dei provini dal getto a U erano particolarmente disturbate, non è stato possibi-

le differenziarle, cosicché è stato necessario procedere diversamente, ricostruendo le curve di flusso in trazione mediante l'approssimazione con l'equazione costitutiva empirica di Ludwigson

$$\sigma = \Delta + K_H \cdot \epsilon_p^n \quad \text{con} \quad \Delta = \exp(K_L + n_L \cdot \epsilon_p) \quad 4)$$

dove K_H , K_L , n e n_L sono parametri senza alcun significato fisico ottenuti mediante interpolazione con le curve sperimentali [15]. Ottenute le curve di Ludwigson, si è proceduto a differenziarle per poi proseguire con l'analisi dei diagrammi KM ed ottenere i parametri $1/\epsilon_c$ e Θ_0 . Nelle Fig. 2 e 3 è riportato un esempio della procedura di ricostruzione e differenziazione di una curva di flusso da provino estratto

dal getto a U per poter risalire ai parametri di Voce. Si noti che l'equazione di Ludwigson approssima molto bene la curva di flusso plastico; purtroppo la curva empirica non ha alcuna base fisica, cosicché i parametri di Ludwigson (K_H , K_L , n e n_L) ottenuti non sono direttamente attribuibili alla microstruttura, e dunque non offrono correlazioni significative fra processo-microstruttura-proprietà.

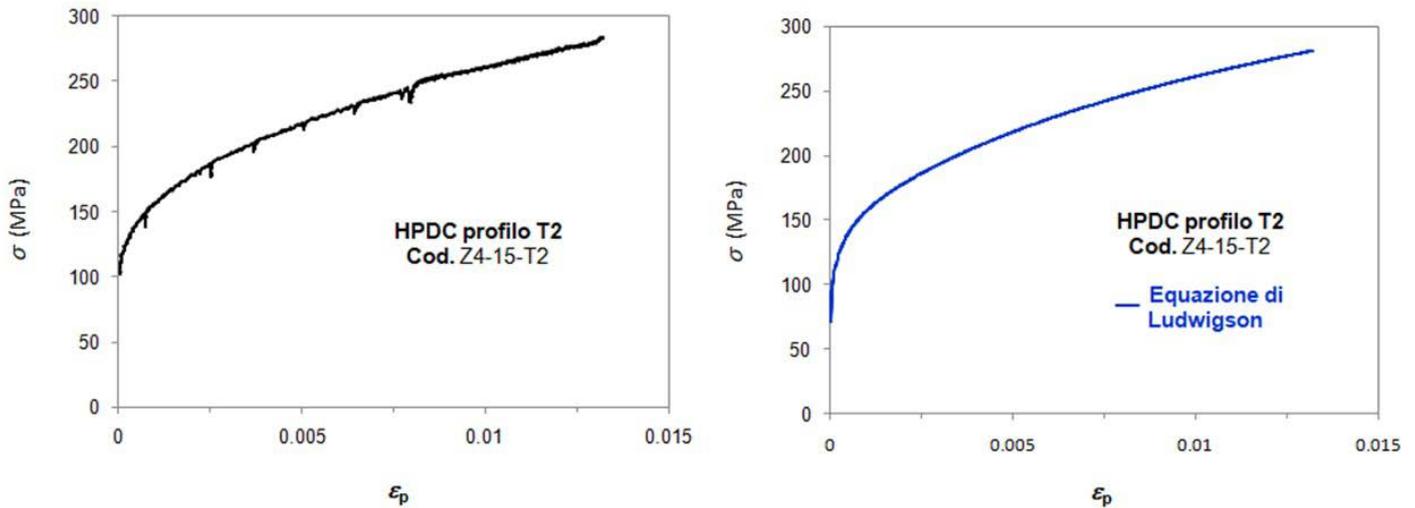


Fig.2 - a) Curva di flusso sperimentale di un provino di dissezione ricavato dal getto a U; b) curva di Ludwigs che meglio approssima la curva di flusso in a).

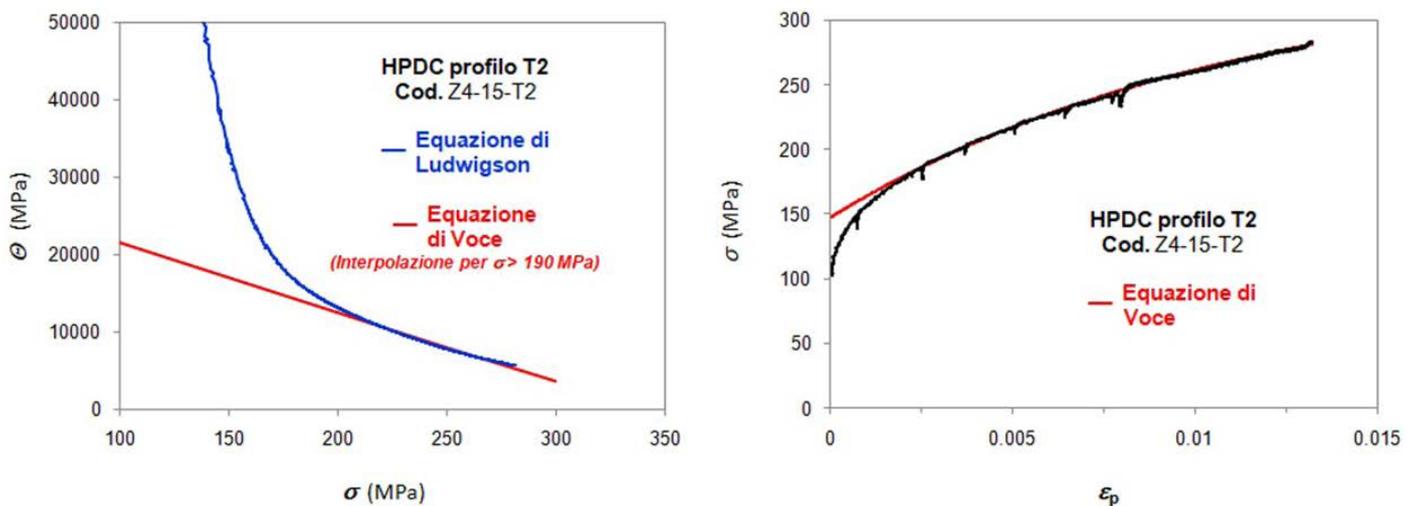


Fig.3 - a) diagramma KM per l'analisi dell'incrudimento: la migliore interpolazione lineare (in rosso) è stata ottenuta utilizzando valori per $\sigma > 190$ MPa; b) la curva di Voce risultante (in rosso) è stata ottenuta minimizzando lo scarto fra equazione di Voce e curva sperimentale per $\sigma > 190$ MPa.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Analisi microstrutturale

La Fig. 4 mostra le microstrutture tipiche delle provette pressocolate a parte, tramite il getto di riferimento indicato in normativa CEN/TR 16748:2014, e del getto a U. La microstruttura è analoga in entrambi i getti pressocolati ed è caratterizzata da cristalli equiassici di α -Al molto piccoli. I cristalli dendritici di α -Al presentano una morfologia compatta e poco ramificata, che è associata all'elevata velocità di raffreddamento del metallo durante la fase di solidificazione e alle intense sollecitazioni di taglio nella cavità dello stampo durante le fasi di iniezione [19,20].

Una struttura eutettica di alluminio e silicio si può osservare nelle regioni interdendritiche dove i cristalli di Si si

presentano grossolani e con morfologia lamellare, caratteristiche tipiche delle leghe Al-Si non modificate.

A causa del tenore iniziale di rame in lega, si osservano particelle ricche in Cu identificate come fase θ - Al_2Cu . Questa fase si presenta sia all'interno di isole eutettiche isolate ($Al + Al_2Cu$) nelle regioni interdendritiche, sia sotto forma di particelle compatte e grossolane Al_2Cu . Mentre la prima condizione è favorita dall'elevata velocità di raffreddamento, la seconda struttura è conseguenza di una quantità elevata di fasi intermetalliche ricche in Fe, che costituiscono un sito eterogeneo di nucleazione per le particelle Al_2Cu . Le fasi ricche in Fe sono invece presenti sia sotto forma di piccole particelle $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn,Cr)_3Si_2$, localizzate nelle regioni interdendritiche e lungo i bordi dei grani, sia sotto

forma di grosse particelle primarie α - α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn},\text{Cr})_3\text{Si}_2$, note con il nome di sludge [21]. Entrambe le fasi mostrano una morfologia compatta piuttosto che aciculare e questo

è da ricondursi alla combinazione di velocità di raffreddamento e tenore di Mn e Cr in lega [22].

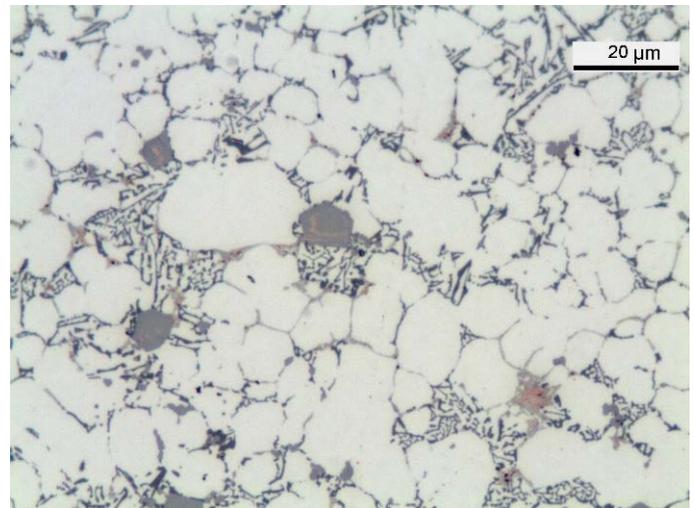
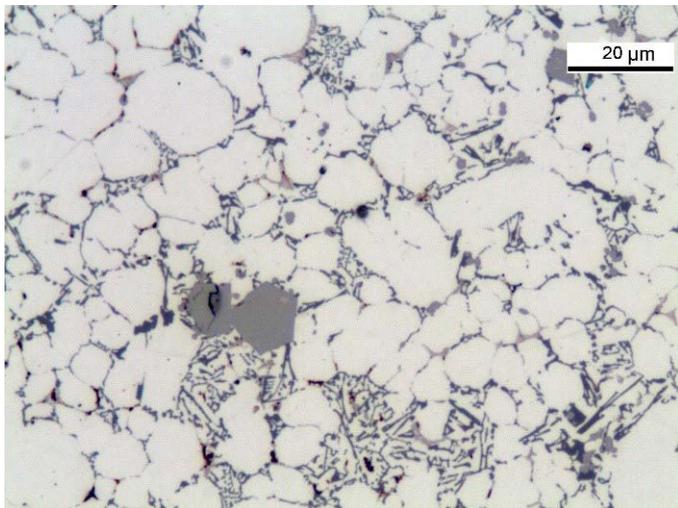


Fig.4 - Tipiche microstrutture osservate nelle (a) provette pressocolate a parte tramite il getto di riferimento indicato in CEN/TR 16748:2014 [7] e (b) nel getto a U.

Caratterizzazione meccanica

In Fig. 5a è riportato il diagramma MAD, dove sono posti in grafico i parametri di Voce $1/\epsilon_c$ vs. Θ_0 ottenuti dalla modellazione delle curve di flusso delle prove di trazione dei provini prodotti tramite il getto di riferimento e dei provini estratti dal getto a U; mentre in Fig. 4b sono riportati le deformazioni a rottura $\epsilon_{Rupture}$ vs. le deformazioni uniformi $\epsilon_{Unif.}$ calcolati secondo l'Eq. 3 a formare il diagramma IAD. In MAD (Fig. 4a), i due materiali con composizioni chimiche pressoché simili, ma ottenute da getti con geometria e parametri di processo diversi, sono disposti su linee rette di migliore interpolazione ben distinte che li identificano in modo univoco, dimostrando, dunque, che il diagramma MAD funziona anche nel caso di leghe di Al pressocolate. La disposizione sulle rette è legata alla naturale dispersione della microstruttura che avviene anche nella semplice geometria prossima a campioni di trazione tondi, ed è ancora più significativa nel getto a U poiché i provini di trazione sono stati estratti in diverse posizioni del getto, posizioni che possono indurre minori o maggiori difettosità a seconda delle diverse condizioni fluidodinamiche e di raffreddamento del fuso durante le fasi di riempimento dello stampo stesso. È inoltre importante notare che le intercette delle due rette interpolanti hanno valori negativi e molto diversi tra loro: -63.7 per il getto U, e -3.26 per il getto di riferimento. Nel caso delle ghise sferoidali è stato riportato che per i getti sani con elevata integrità microstrutturale,

come le ghise GJS400 e le ghise con limitato contenuto di silicio prodotte in blocchi a Y con spessori 25-75mm [10,11], le rette di migliore interpolazione hanno intercetta positiva. Al contrario, nelle ghise con elevata densità di difettosità metallurgiche, come le GJS400 prodotte in spessori elevati e ghise con contenuti in silicio superiori a 4.2 % in peso [10,11], le rette di migliore interpolazione hanno intercetta negativa. Inoltre, quanto più l'intercetta è negativa, tanto più la densità di difettosità è elevata. L'analisi del diagramma MAD ci permette di realizzare un confronto fra geometrie e dunque fra processi (*between-process analysis*). Il materiale prodotto tramite il getto a U ha un'intercetta pari a -63.7, assai più negativo di quanto trovato per il getto di riferimento (-3.26). Lo studio frattografico dei saggi di dissezione prelevati dal getto a U [12,13] riporta che la densità di difettosità in questo prodotto è estremamente elevata, assai più elevata di quanto non trovata nel getto di riferimento. Dunque, quanto trovato nel diagramma MAD in Fig. 5a conferma quanto già riportato per le ghise sferoidali in [10,11]. Inoltre, l'analisi mediante MAD suggerisce che a sua volta il getto di riferimento non è integro, presentando un valore negativo dell'intercetta pari a -3.26, il che è consistente a quanto riportato in letteratura [23] secondo cui anche i getti ad alta integrità prodotti mediante processi innovativi di HPDC (vacuum die casting, semi-solid casting, ecc.) presentano dei difetti metallurgici non trascurabili.

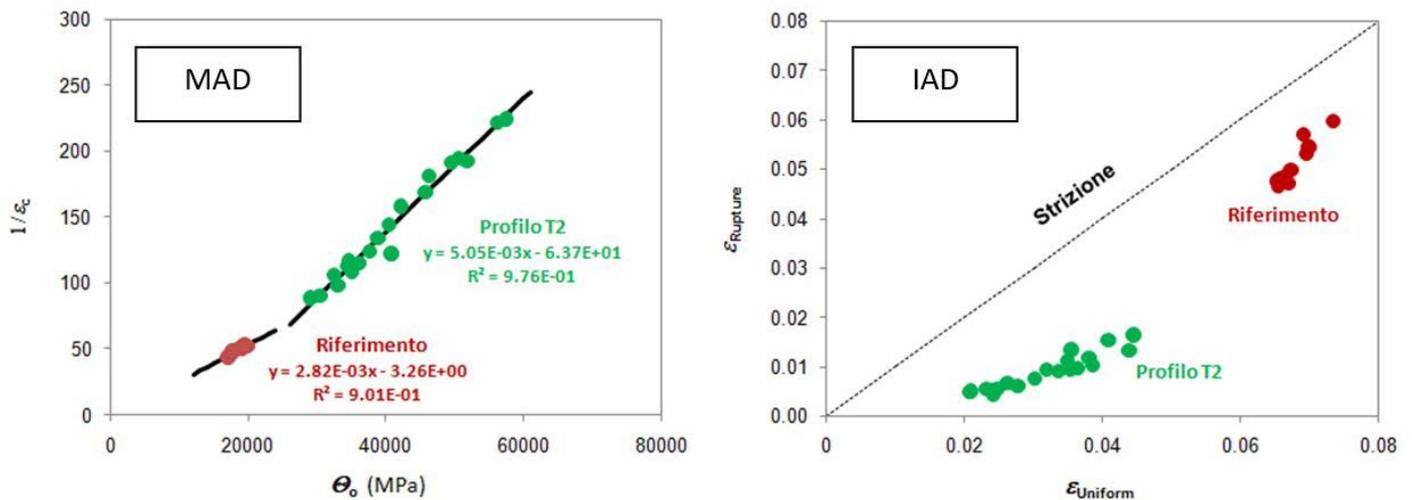


Fig.5 - a) Diagramma MAD per i parametri di Voce ottenuti dal getto di riferimento e dal getto a U; b) diagramma IAD.

Nel diagramma IAD si confrontano le deformazioni a rottura reale $\epsilon_{Rupture}$ ottenute nelle prove di trazione con le deformazioni uniformi $\epsilon_{Uniform}$ calcolate con l'Eq. 3, raggiungibile in un materiale con elevata integrità. La linea di dicotomia del diagramma IAD rappresenta l'inizio della strizione, ovvero la deformazione localizzata. Nei materiali duttili, dunque, i punti sperimentali cadono nella parte superiore del IAD, come per esempio per le ghise sferoidali GJS400 prodotte in blocchi Y e ghise con limitato contenuto di silicio [10,11], mentre per i materiali con ridotta duttilità come le ghise GJS400 prodotte in elevati spessori

e ghise contenenti silicio in quantità maggiore di 4.2% in peso [10,11], i punti sperimentali cadono al di sotto della linea di dicotomia. I punti sperimentali del getto di riferimento sono prossimi alla linea di dicotomia, indicando che la difettosità, sebbene presente, non è di entità altrettanto significativa quanto quella riportata per la lega di Al prodotta nel getto a U i cui punti sperimentali sono molto al di sotto della linea di dicotomia.

Il diagramma IAD può essere tradotto quantitativamente in indici di qualità Q_{ϵ} , come già riportato per le ghise sferoidali IDI [9] secondo la seguente formulazione:

$$Q_{\epsilon} = \epsilon_{Rupture} / \epsilon_{Uniform} \quad 5)$$

Nel diagramma in Fig. 6a, i valori medi dell'indice di qualità Q_{ϵ} per il getto di riferimento e per il getto a U sono riportati per confronto. L'indice di qualità medio Q_{ϵ} del getto di riferimento è pari a 0.75 con una deviazione standard di 0.04, mentre è 0.25 con una deviazione standard di 0.07 per il materiale da getto a U. Si noti che non solo il valore medio di Q_{ϵ} è maggiore nel materiale di riferimento indicando una migliore integrità del materiale, ma la deviazione standard associata è decisamente inferiore denotando una minore variabilità della duttilità e dunque della microstruttura.

La formulazione numerica del diagramma IAD mediante l'indice di qualità Q_{ϵ} permette una valutazione delle proprietà meccaniche, e dunque della difettosità, nelle diverse posizioni Z del getto U da cui i provini di trazione sono stati tratti, realizzando una *within-process analysis*. In Fig. 6b sono riportati i Q_{ϵ} per le posizioni Z1-Z8 identificate nel getto a U [12,13]. Per la posizione Z2 non è stato possibile

calcolare alcun indice di qualità Q_{ϵ} , poiché nessuna curva di flusso ha raggiunto lo snervamento allo sforzo di prova 0.2%, né tantomeno ha raggiunto il valore di 190 MPa utilizzato per poter procedere all'analisi di Voce come riportato in Fig. 2 e 3. In effetti questa posizione nel getto ha presentato delle difettosità macroscopiche significative che hanno determinato degli allungamenti a rottura inferiori a 0.2%. Al contrario, in Fig.6b, la posizione Z4 sembrerebbe presentare il migliore comportamento meccanico e, dunque, la migliore integrità fra le varie posizioni analizzate nel getto a U. Purtroppo, come riportato in [12,13], non esistono tecniche sperimentali in grado di rilevare con estrema precisione la densità di difetti nelle leghe Al prodotte mediante HPDC, cosicché seppur la densità e gravosità di difetti metallurgici siano stati decisamente inferiori in Z4 rispetto a Z2, non è possibile affermare con certezza che la posizione Z4 sia la zona a maggior integrità del getto.

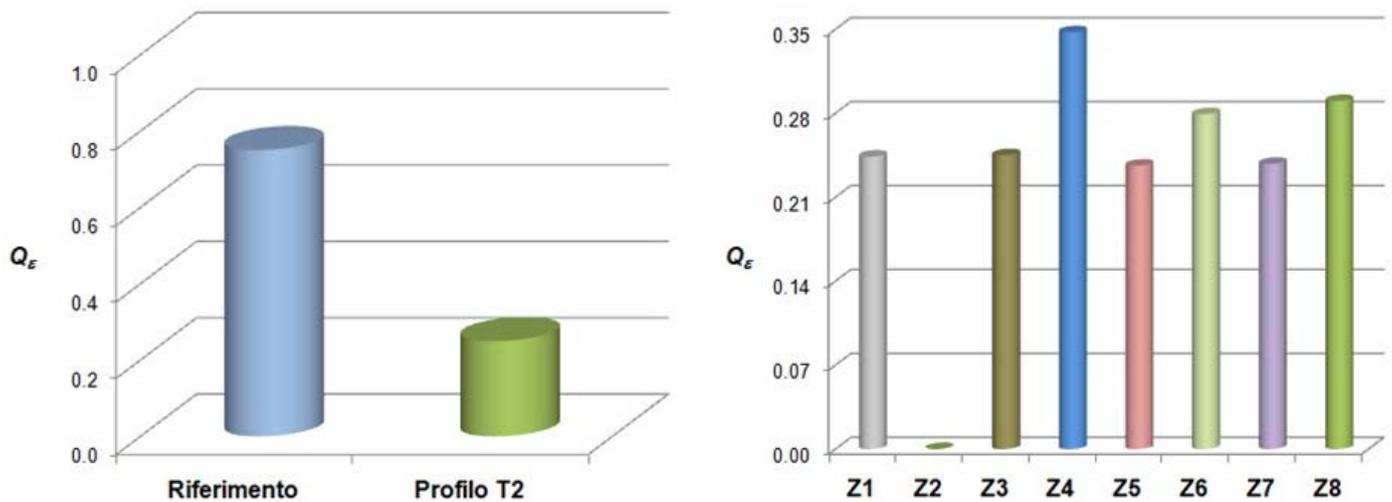


Fig.6 - a) Valori medi dell'indice di qualità Q_{ϵ} (Eq. 5) per il getto di riferimento e la lega di Al prodotta in getto a U; b) valori medi dei Q_{ϵ} delle diverse posizioni analizzate nel getto a U (Z1-Z8) da cui sono stati estratti i provini di trazione.

CONCLUSIONI

Il lavoro riportato nella presente memoria ambisce a testare la possibilità di utilizzare anche nelle leghe di Al pressocolate un metodo innovativo per la classificazione e l'analisi dell'integrità microstrutturale che ha avuto successo per un ampio numero di classi di ghise sferoidali. La procedura ha dimostrato di poter identificare in modo univoco leghe di Al pressocolate con diversi gradi di difettosità. Al tempo stesso, il metodo di ricerca sviluppato ha evidenziato di poter distinguere anche quantitativamente le diverse integrità metallurgiche riscontrabili in provette pressocolate a parte e in getti industriali con geometria complessa. Il me-

todo proposto ha rilevato che, seppur la lega di Al pressocolata in forma di provette con geometria semplificata presenti una maggior integrità di quella prodotta in formato di getto a U, anche getti di forma semplificata presentano comunque una certa densità di difetti metallurgici, coerentemente a quanto già riportato in letteratura. Dunque, la procedura innovativa basata sull'analisi dell'incrudimento mediante l'equazione costitutiva di Voce, e costituito dai diagrammi Matrix Assessment Diagram (MAD) e Integrity Assessment Diagram (IAD), è applicabile anche alle leghe di Al da fonderia, oltre alle ghise sferoidali per le quali è stata originariamente proposta e validata.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Verran G.O., Mendes R.P.K., Rossi M. A., Influence of Injection Parameters on Defects Formation in Die Casting Al₁₂Si_{1,3}Cu Alloy: Experimental Results and Numeric Simulation, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 179, pp. 190-195 (2006).
- [2] Avalle M., Belingardi G., Cavatorta M.P., Doglione R., Casting Defects and Fatigue Strength of a Die Cast Aluminium Alloy: A Comparison Between Standard Specimens and Production Components, *Int. J. Fatigue* 24, (2002), pp. 1-9.
- [3] Faura F., López J., Hernández J., *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 41, (2001), pp. 173-191.
- [4] Laukli H.I., PhD thesis, Norwegian University Of Science and Technology (NTNU) (Trondheim), 2004.
- [5] Cáceres C.H., Selling B.I., Casting Defects and the Tensile Properties of an Al-Si-Mg Alloy, *Mater. Sci. Eng. A220*, (1996), pp. 109-116.
- [6] Gokhale A.M., Patel G.R., *Scripta Mater.* 52, (2005), pp.237-241.
- [7] PD CEN/TR 16748:2014 – BSI Standards Publication: Aluminium and aluminium alloys – Mechanical properties of Al-Si alloys for high pressure, low pressure and gravity die casting.
- [8] Donnini R., Zanardi F., Vettore F., Angella G., Evaluation of microstructure quality in ductile irons based on tensile behaviour analysis, in *Mat Sci Forum*, 11th International Symposium on the Science and Processing of Cast Iron, SPCI-XI 2017; Jonkoping; Sweden, vol. 925 (2018), pp. 342-349. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.342>
- [9] Angella G., Zanardi F., Validation of a new quality assessment procedure for ductile irons production based on strain hardening analysis. *Metals* 9(8), 837 (2019).
- [10] Angella G., Cova M., Bertuzzi G., Zanardi F., Soundness discrimination in ferrite ductile irons through tensile data analysis, *Int. J. of*

- Metalcasting, 14 (3) 2020, pp 816-826.
- [11] Angella G, Donnini R., Zanardi F., Assessment of microstructure effects on tensile behaviour in silicon strengthened ductile irons produced through different cooling rates, *Int. J. Cast Metals Research* 2020, VOL. 33, NOS. 2-3, pp. 89-102.
 - [12] Timelli G., Bonollo F., Quality mapping of aluminium alloy diecastings, *Metall. Sci. Tech.*, 26 (1) 2008, pp. 1-8.
 - [13] Timelli G., High-Pressure Die-Cast AlSi9 Cu3(Fe) Alloys: Models for Casting Defects and Mechanical Properties, *Encyclopedia of Aluminum and Its Alloys*, First Edition, pp. 1162-1172.
 - [14] Angella G, Zanardi F, Donnini R. On the significance to use dislocation-density-related constitutive equations to correlate strain hardening with microstructure of metallic alloys: the case of conventional and austempered ductile irons. *J Alloy Compd.* 2016;669:262-271.
 - [15] Angella G, Zanardi F., Comparison among Different Constitutive Equations on Investigating Tensile Plastic Behavior and Microstructure in Austempered Ductile Iron. *J Cast Mater Eng.* 2018;2:14-23.
 - [16] Angella G, Zanardi F, Microstructure quality assessment of isothermed ductile irons through tensile tests, *Proceedings of 73rd World Foundry Congress "Creative Foundry" WFC 2018*, (2018) pp. 265-266.
 - [17] Estrin Y. Dislocation density related constitutive modelling in: unified constitutive laws of plastic deformation, A.S. In: Krausz and K. Krausz Ed. 1996. p. 66-106.
 - [18] Kocks UF, Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case. *Prog Mater Sci.* 2003;48:171-273.
 - [19] S. Otarawanna, C.M. Gourlay, H.I. Laukli, A.K. Dahle, Microstructure formation in AlSi4MgMn and AlMg5Si2Mn high-pressure die castings, *Metall. Mater. Trans. A* 40 (2009) 1645-1659.
 - [20] D.R. Gunasegaram, M. Givord, R.G. O'Donnell, B.R. Finin, Improvements engineered in UTS and elongation of aluminum alloy high pressure die castings through the alteration of runner geometry and plunger velocity, *Mater. Sci. Eng. A* 559 (2013) 276-286.
 - [21] G. Timelli, S. Capuzzi, A. Fabrizi, Precipitation of primary Fe-rich compounds in secondary AlSi9Cu3(Fe) alloys, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 123, (2016), 249-262.
 - [22] G. Timelli, A. Fabrizi, S. Capuzzi, F. Bonollo, S. Ferraro, The role of Cr additions and Fe-rich compounds on microstructural features and impact toughness of AlSi9Cu3(Fe) diecasting alloys, *Materials Science and Engineering A*, 603, (2014), 58-68.
 - [23] E.J. Vinarcik, *High Integrity Die Casting Processes*; JohnWiley& Sons: New York, NY, USA, 2003, pp. 162-168.

Novel approach based on tensile strain hardening analysis to assess the integrity of an Al alloy produced through High-Pressure Die Casting

The analysis of the structural integrity of components in Al alloys produced by High Pressure Die Casting (HPDC) is paramount for identifying a correlation between process-microstructure-mechanical properties, a correlation that allows to classify the quality process parameters, and identify potential application areas. The tensile test represents the simplest method to pursue this aim, and the tensile strain hardening analysis seems to be capable of providing interesting correlations. In fact, an innovative method based on the analysis of strain hardening through the formalism of the constitutive equation of Voce has provided interesting results in other foundry materials, such as spheroidal cast irons. In this work, we report the results of the application of the innovative method to an Al alloy produced by HPDC in two components having two different geometries. One geometry is that of a round tensile specimen, adopted as a reference since it has an "ideal" microstructure according to the PD CEN/TR 16748:2014 standard, and a second one is a real U shape geometry. The innovative procedure has uniquely identified that the Al alloy with "ideal" microstructure has better microstructural integrity of the material from the U geometry casting, demonstrating that the innovative procedure can also be used successfully for Al alloys produced by HPDC.

KEYWORDS: PROCESS-MICROSTRUCTURE-PROPERTIES CORRELATIONS; VOCE EQUATION; HPDC; AL ALLOYS.