

Influenza dei difetti di solidificazione e della grafite degenerata sulle proprietà meccaniche statiche di getti di grande spessore in ghisa sferoidale ferritica EN-GJS-400-15

G. Di Egidio, A. Morri, P. Ferro

L'eccellente colabilità e le ottime proprietà meccaniche hanno permesso alle ghise sferoidali di assumere sempre maggior rilevanza nel settore dei trasporti pesanti e delle energie rinnovabili. I lunghi tempi di solidificazione che interessano i getti di grande spessore possono portare alla degenerazione degli sferoidi di grafite e alla formazione di difetti di solidificazione, influenzandone negativamente le proprietà meccaniche. In questo studio sono stati analizzati gli effetti di lunghi tempi di solidificazione (dalle 3 alle 20 ore) in diverse zone di cubi di lato pari a (i) 350 mm, (ii) 700 mm, e (iii) 1000 mm. È stato osservato un netto calo delle proprietà meccaniche all'aumentare dei tempi di solidificazione, riconducibile ad un aumento dei difetti di solidificazione e dei fenomeni degenerativi che interessano gli sferoidi di grafite. Questi risultati sono di grande rilevanza per valutare il comportamento meccanico e i meccanismi di rottura di getti in ghisa sferoidale di dimensioni non standard in relazione alle diverse condizioni di solidificazione che si verificano al loro interno.

PAROLE CHIAVE: GETTI DI GRANDE SPESSORE, GHISA DUTTILE FERRITICA, MICROSTRUTTURA, DIFETTI DI SOLIDIFICAZIONE, DEGENERAZIONE DELLA GRAFITE, PROPRIETÀ MECCANICHE

INTRODUZIONE

Le ghise duttili (GD) a matrice ferritica sono ampiamente utilizzate dai progettisti per la loro eccezionale combinazione tra proprietà tecnologiche (bassa temperatura di fusione e di colata, elevata colabilità, ed economicità) e meccaniche (buona tenacità a frattura, resistenza statica e a fatica). Queste caratteristiche le rendono molto adatte alla produzione di getti di grandi dimensioni impiegati nei settori dell'energia rinnovabile e del trasporto pesante, favorendo uno loro rapida ascesa nella produzione di turbine eoliche e contenitori per lo stoccaggio di scorie nucleari [1].

Tuttavia l'attuale assenza di una normativa che definisca le caratteristiche microstrutturali e le proprietà meccaniche minime per getti in ghisa duttile di grande spessore (GDGS) di sezione superiore a 200 mm rappresenta un limite per la loro progettazione e diffusione. Inoltre, l'elevata qualità richiesta a questi componenti critici contrasta con la difficoltà dei fonditori nel controllare la

G. Di Egidio, A. Morri

Dipartimento Ingegneria Industriale, Università di Bologna

P. Ferro

Dipartimento di Tecnica e Gestione dei Sistemi industriali,
Università di Padova

microstruttura all'interno di getti GDGS. In particolare, le lunghe fasi di solidificazione e raffreddamento dovute alle grandi dimensioni di questi componenti influiscono negativamente sulle caratteristiche microstrutturali dei getti GDGS (nodularità della grafite, densità e dimensione dei noduli, vuoti da ritiro, dimensione e disomogeneità della matrice ferrosa), portando di conseguenza ad un peggioramento significativo delle proprietà meccaniche [2]. In un precedente lavoro, Ferro ed altri [3] hanno osservato un netto calo del carico di rottura e dell'allungamento a rottura nei getti GDGS a causa della presenza di grafite chunky, rispettivamente del 15% e del 70%. Come riportato da Wang ed altri [4], infatti, la diminuzione delle proprietà meccaniche nei getti GDGS sembra essere direttamente proporzionale ad una riduzione della nodularità e ad un aumento dei fenomeni di degenerazione della grafite. Questi fenomeni sono più significativi quando gli spessori delle pareti dei getti raggiungono i 100 - 200 mm, a causa dei fenomeni di segregazione di elementi minori e di un ridotto sottoraffreddamento.

In assenza di una regolamentazione adeguata a guidare la progettazione di getti GDGS, la letteratura ha affrontato questo argomento analizzando le variazioni nelle proprietà meccaniche all'aumentare dei tempi di solidificazione [5,6]. Tuttavia indagare l'effetto delle anomalie microstrutturali sulle proprietà meccaniche dei getti GDGS derivanti dai lunghi tempi di solidificazione non è semplice; infatti i campioni per i test meccanici vengono solitamente estratti da blocchi Y o da piccoli lotti di fusione di laboratorio, tenendo così conto solo parzialmente della microstruttura eterogenea tipicamente riscontrata nei componenti reali. Mentre la microstruttura finale può essere controllata in modo efficiente in campioni relativamente piccoli, in componenti reali di grandi dimensioni il lento avanzamento del fronte

di solidificazione e il ridotto sottoraffreddamento introduce nel materiale difetti difficilmente replicabili in piccole fusioni. Di conseguenza, l'analisi delle proprietà meccaniche delle fusioni ottenute in condizioni di produzione standard è di fondamentale importanza.

In questo lavoro vengono riassunti i risultati relativi ad uno studio inerente la correlazione tra condizioni di solidificazione e proprietà meccaniche statiche di una GD ferritica EN-GJS-400-15, svolto con l'obiettivo di colmare le attuali lacune presenti in letteratura e nelle normative relative alla progettazione di getti GDGS. Cinque diverse fonderie sono state coinvolte nella produzione di cubi di lato pari a 350 mm, 700 mm, e 1000 mm, in modo da fornire dati affidabili per ampliare il know-how tecnico nel campo delle GDGS. È stata svolta un'ampia caratterizzazione microstrutturale e meccanica su campioni caratterizzati da diverse condizioni di solidificazione relative a tempi (3, 10 e 20 ore) e zone di solidificazione (zona di transizione e centro termico) in modo da correlare microstruttura, proprietà meccaniche e condizioni di solidificazione. I risultati riportati nel presente lavoro potranno essere di grande importanza per i progettisti che affrontano il problema della progettazione di getti GDGS le cui dimensioni non sono coperte da normative.

MATERIALE E METODI

Cinque fonderie italiane sono state coinvolte per produrre in modo indipendente i cubi da cui estrarre i campioni per i provini di trazione, identificati e testati attraverso una procedura in doppio cieco in modo da garantire la validità dei risultati. La composizione chimica nominale del materiale impiegato è riportata nella Tabella 1: per ciascun getto è stata verificata dalle singole fonderie su provini estratti mediante carotaggi.

Tab.1 -Composizione chimica (% in peso) della ghisa EN-GJS-400-15 secondo la normativa EN 1563 / Chemical composition (wt.%) of EN-GJS-400-15 cast iron according to EN 1563 standard.

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Sn	V	Ti	S	P	Mg
Min	3.50	2.30	0.10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.04
Max	3.60	2.40	0.20	0.08	0.02	0.04	0.02	0.004	0.01	0.02	0.01	0.04	0.06

Ciascuna fonderia ha realizzato tre fusioni corrispondenti a cubi di lato pari a 350 mm, 700 mm e 1000 mm, in modo da riprodurre i tempi di solidificazione previsti

dai modelli di colata preliminari con una tolleranza di $\pm 10\%$. In particolare sono stati analizzati quattro differenti condizioni di solidificazione, come riportato in Tabella 2.

Tab.2 - Condizioni di solidificazione analizzate / Analyzed solidification conditions

Nomenclatura	Cubo	Tempo di solidificazione	Zona di estrazione
3-C	350 mm ³	3 ore	Centro
10-C	700 mm ³	10 ore	Centro
10-T	1000 mm ³	10 ore	Transizione
20-C	1000 mm ³	20 ore	Centro

Le dimensioni dei cubi sono state progettate tramite simulazione numerica agli elementi finiti mediante il software Magmasoft® per riprodurre un tempo di solidificazione (TS) nel centro termico dei getti pari a 3, 10 e 20 ore. Inoltre, per il cubo di lato 1000 mm, i campioni sono stati estratti sia nel centro termico (TS pari a 20 h) sia in una posizione laterale intermedia, tra il centro e la superficie del getto, caratterizzata da uno TS pari a 10 ore. A ciascuna fonderia è stata assegnata la stessa temperatura (1340 °C), e sistema di colata, mentre il trattamento di inoculazione è stato lasciato all'esperienza di ciascuna fonderia. Alla lega sono stati aggiunti 25 ± 5 ppm di Sb nella colata del cubo da 350 mm e 50 ± 10 ppm di Sb nelle altre colate in modo da limitare la degenerazione della grafite. È stata impiegata sabbia silicea per lo stampo in quantità minima per coprire la colata, impedendo al contempo l'impiego di raffreddatori e canali di colata. Le staffe sono state rimosse al raggiungimento di una temperatura superficiale di 400 °C.

Sono stati realizzati provini di trazione cilindrici (lunghezza tratto utile, 70 mm, lunghezza calibrata, 84 mm, diametro tratto utile, 14 mm, in accordo alla UNI EN 1563:2009) da porzioni di materiale estratte nelle posizioni prescelte dei cubi. Le prove di trazione sono state eseguite a temperatura ambiente secondo la ISO 6892:2016 (metodo A). Per ciascuna condizione sono stati testati venticinque provini per ottenere risultati rappresentativi delle condizioni di solidificazione. Le prove di durezza Brinell (HB30) sono state eseguite su campioni metallografici estratti dai codoli dei provini di trazione secondo la ASTM E10-18 (sfera di acciaio da 2,5 mm, carico di 187,5 kg e tempo di

permanenza di 20s). I campioni metallografici sono stati incorporati in resina conduttiva e preparati mediante tecniche metallografiche standard secondo la ASTM E3. Il reagente impiegato per l'attacco chimico è stato il Nital al 4% (4 mL HNO₃ - 96 mL alcol etilico) in accordo alla ASTM E407. Sono state effettuate analisi microstrutturali mediante microscopia ottica su tutti i provini al fine di valutare la nodularità N (%), la densità dei noduli DN (mm⁻²), l'area media dei noduli NA (μm²), la percentuale di degenerazione della grafite GD (%), la dimensione del grano ferritico FG (numero di intercette/mm⁻¹), e la percentuale di area perlitica PA (%). Considerata l'assenza di normative per la caratterizzazione metallografica della grafite in getti GDGS di spessore maggiore di 200 mm, è stata eseguita seguendo laddove possibile la BS ISO 945-4:2019. L'analisi d'immagine mediante software ImageJ è stata svolta su tre immagini di dimensione 3,2 mm x 5,7 mm, per un'area di analisi totale per ciascun campione di trazione di circa 55 mm². Per eliminare eventuali errori di misurazione introdotti da graffi, rumore e piccoli pori, sono considerate solo particelle di grafite di diametro di Feret superiore a 30 μm (classe 6 o inferiore secondo la BS ISO 945-4:2019), escludendo la grafite lungo i bordi. La densità dei noduli è stata misurata su particelle di grafite con un valore minimo di roundness pari a 0,6 (secondo la normativa BS ISO 945-1:2019). La grafite degenerata è stata conteggiata manualmente per valutare la percentuale di degenerazione della grafite ed esclusa dalle immagini per facilitare l'analisi automatizzata dei noduli. La dimensione del grano ferritico è stata valutata con il metodo dell'intercetta secondo la normativa

ASTM E112-13 (2021), ovvero numero di intercette (ni) dei bordi grano per la lunghezza d'analisi. La frazione di area perlitica è stata valutata come percentuale di area all'interno della microstruttura. La caratterizzazione frattografica è stata inoltre realizzata mediante analisi al microscopio elettronico in scansione (FEG-SEM), dotato di spettroscopia a dispersione di energia (EDS).

RISULTATI

In Tabella 3 sono riportati i valori di durezza (HB30) e le proprietà meccaniche statiche (tensione di snervamento

($R_{p0,2}$), carico di rottura (R_m), allungamento a rottura (A%)) ottenuti sui provini caratterizzati da diverse condizioni di solidificazione: tempi (3 h, 10 h e 20 h) e zone di estrazione (transizione (T) e centro termico (C)). Le proprietà meccaniche sono state confrontate con le caratteristiche meccaniche nominali della ghisa EN-GJS-400-15 in relazione allo spessore del getto (s , in mm), come riportato nella normativa BS EN 1563:2018 in relazione a campioni estratti da getti (EN-GJS-400-15C).

Tab.2 - Confronto tra le caratteristiche meccaniche nominali della ghisa EN-GJS-400-15C con le caratteristiche meccaniche delle diverse condizioni di solidificazione: (i) 3C, (ii) 10C, (iii) 10T e (iv) 20C / Comparison between the nominal mechanical properties of the EN-GJS-400-15C cast iron with the mechanical properties of the different solidification conditions: (i) 3C, (ii) 10C, (iii) 10T and (iv) 20C

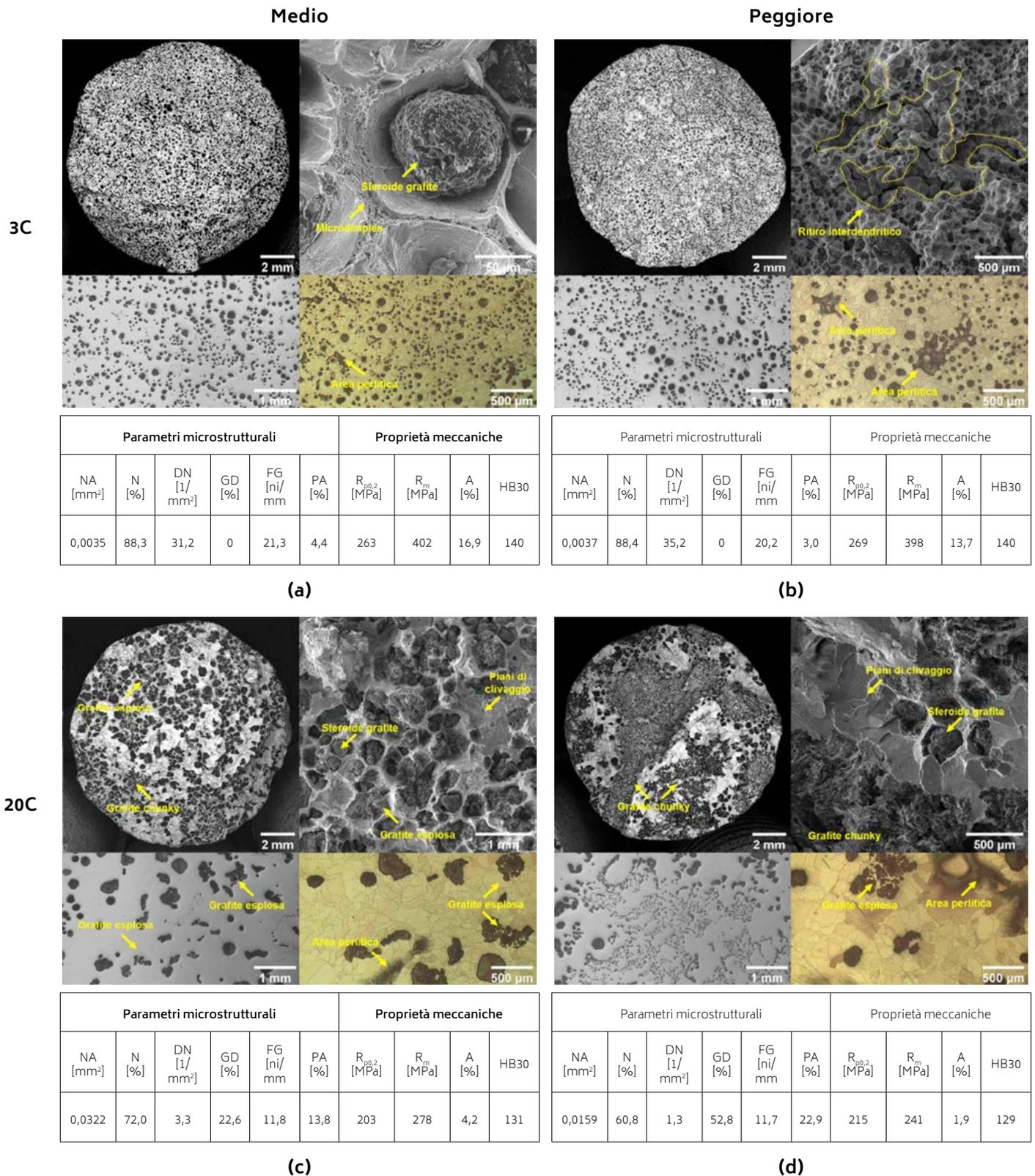
Condizione		$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}/R_m$	A%	HB30
3-C		259 ± 13	393 ± 8	0,66	16,5 ± 3,4	140 ± 3
10-C		250 ± 22	346 ± 32	0,72	7,4 ± 2,9	137 ± 6
10-T		239 ± 20	307 ± 34	0,78	5,5 ± 2,1	135 ± 4
20-C		231 ± 12	286 ± 30	0,81	3,6 ± 1,4	132 ± 7
EN-GJS-400-15C (valori minimi, mm)	$s \leq 30$	250	390	0,64	12	-
	$30 < s \leq 60$	240	370	0,65	11	135 - 180
	$60 < s \leq 200$	230	350	0,66	8	135 - 180

Come descritto in letteratura [6] per spessori del getto inferiori a 200 mm, le proprietà meccaniche diminuiscono in maniera significativa all'aumentare di TS, eccetto la durezza la quale perde solo il 5% dalla condizione più favorevole (3-C) a quella meno favorevole (20-C). Tra le condizioni di solidificazione analizzate è interessante notare come per TS fino a 3 ore, le proprietà meccaniche sono in linea con quanto richiesto da normativa (Tabella 2), mentre per le condizioni più severe (10-C, 10-T e 20-C) solo $R_{p0,2}$ si mantiene al di sopra dei valori riportati in normativa. Di contro, R_m e A% risultano al di sotto dei valori minimi, sia nei provini estratti dal cubo di lato 700 mm (10-C) che in quelli estratti dal cubo di lato 1000 mm (10-T e 20-C). È bene tuttavia sottolineare come i valori riportati in EN 1563:2018 siano più conservativi, riferendosi a spessori, e quindi a tempi di solidificazione, inferiori (< 200 mm).

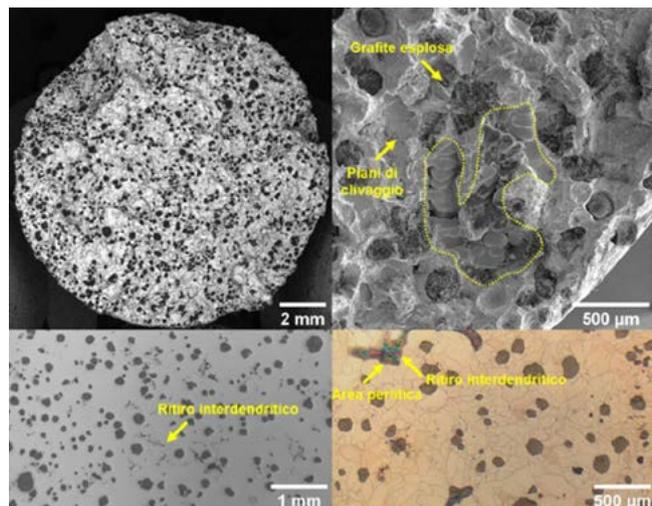
Soffermandosi sui risultati ottenuti dai provini estratti dal centro termico (3-C, 10-C, 20-C), all'aumentare del TS l'A% diminuisce fino all'78%, mentre il rapporto $R_{p0,2}/R_m$ tende a 1, sintomo di un aumento della fragilità della ghisa. Al contempo, le proprietà resistenziali statiche, $R_{p0,2}$ e R_m , calano rispettivamente del 11% e del 27%. Considerando 10 ore di TS, è osservabile una differenza in termini di proprietà meccaniche tra i campioni estratti da zone diverse in cubi di diverse dimensioni, ovvero le condizioni 10-C (cubo 700 mm, centro termico) e 10-T (cubo 1000 mm, zona di transizione). In particolare, l'A% è risultato il parametro più sensibile alla zona di estrazione dei provini a parità di TS, con una riduzione di circa il 26%. Di contro, le proprietà resistenziali hanno mostrato un calo meno significativo, pari al 4% e al 11% rispettivamente, per $R_{p0,2}$ e R_m .

La variabilità delle proprietà meccaniche risulta relativamente bassa nella condizione 3-C, mentre tende a crescere per le altre condizioni (10-C, 10-T, e 20-C). Questo andamento è legato alla maggior disomogeneità microstrutturale, come verrà discusso successivamente, sia in termini di matrice ferrosa che di sferoidi di grafite. Al fine

di comprendere i risultati appena esposti è opportuno osservare sia le superfici di frattura che le microstrutture dei provini più rappresentativi, ovvero le cui caratteristiche sono comparabili al valor medio ("Medio") e ai valori più bassi ("Peggior") per le singole condizioni (Figura 1).

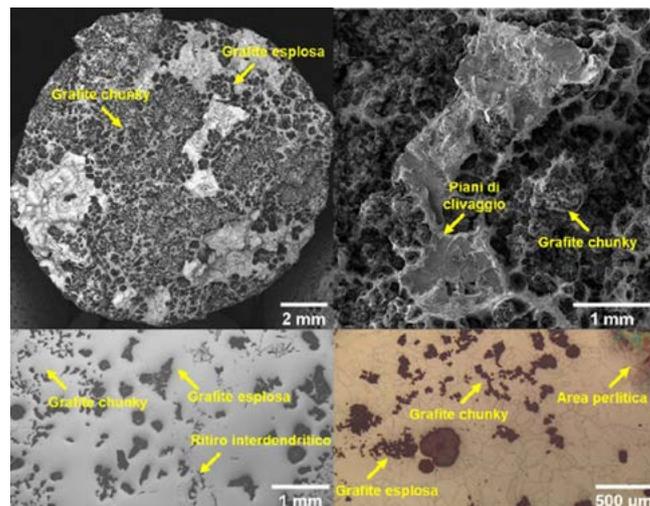


10C



Parametri microstrutturali						Proprietà meccaniche			
NA [mm ²]	N [%]	DN [1/mm ²]	GD [%]	FG [ni/mm]	PA [%]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HB30
0,0099	87,6	9,8	0,0	14,5	3,9	250	359	8,0	137

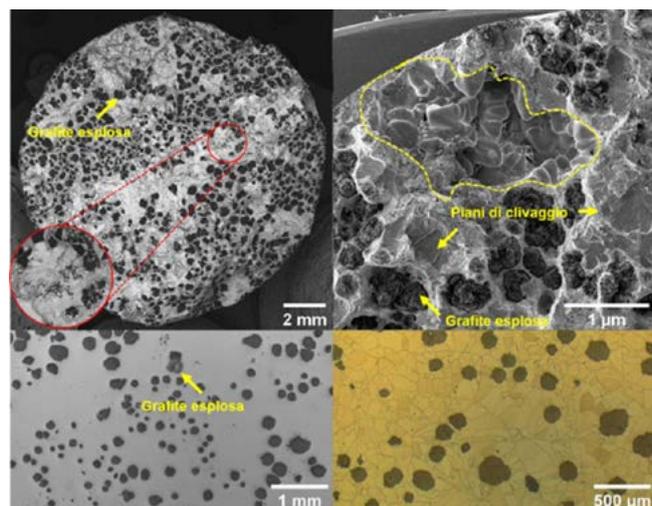
(e)



Parametri microstrutturali						Proprietà meccaniche			
NA [mm ²]	N [%]	DN [1/mm ²]	GD [%]	FG [ni/mm]	PA [%]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HB30
0,0217	51,7	1,6	62,5	15,2	12,7	205	272	5,9	136

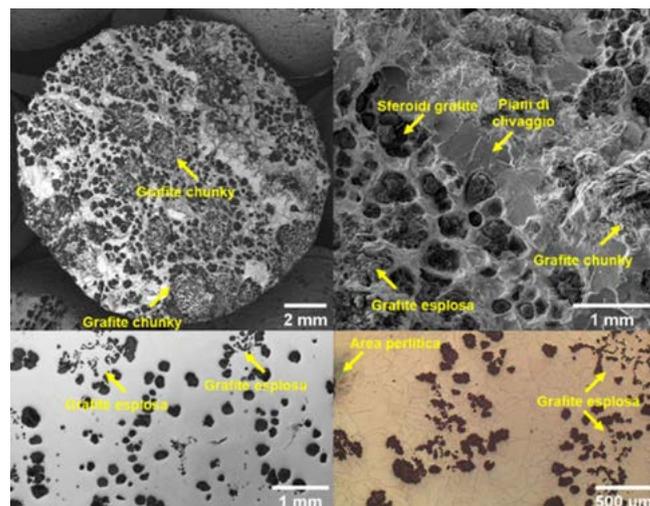
(f)

10T



Parametri microstrutturali						Proprietà meccaniche			
NA [mm ²]	N [%]	DN [1/mm ²]	GD [%]	FG [ni/mm]	PA [%]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HB30
0,0257	91,0	6,4	0,5	13,3	2,4	265	337	5,3	132

(g)



Parametri microstrutturali						Proprietà meccaniche			
NA [mm ²]	N [%]	DN [1/mm ²]	GD [%]	FG [ni/mm]	PA [%]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HB30
0,0259	67,5	2,9	30,5	13,2	2,5	223	272	2,9	123

(h)

Fig.1 - Frattografie (immagini in retrodiffusi e secondari) e microstrutture nelle diverse condizioni di solidificazione: (a,b) 3-C; (c,d) 20-C; (e,f) 10-C; (g,h) 10-T. Il dettaglio in (g) è riportato nella figura successiva / Fractography (backscattered and secondary images) and microstructures of the different solidification conditions: (a,b) 3-C; (c,d) 20-C; (e,f) 10-C; (g,h) 10T. Detail in (g) is reported in next figure

Le superfici di frattura riportate in Figura 1 mostrano caratteristiche piuttosto diverse. Nei provini 3-C la grafite sferoidale è uniformemente distribuita nella matrice ferritica,

in cui sono presenti anche isolate aree perlitiche dovute a fenomeni di segregazione. Questo porta ad una rottura duttile caratterizzata dalla presenza di dimples equiassici

che circondano ciascun nodulo di grafite (Figura 1(a)), il quale è assimilabile ad un vuoto nella matrice ferritica che cresce con la deformazione del provino. La coalescenza tra vuoti adiacenti produce creste che delincono i grandi dimples equiassici, sulle quale è possibile osservare dimples di dimensioni circa un ordine di grandezza più piccoli dei dimples primari. A parità di caratteristiche microstrutturali, sono le cavità da ritiro piuttosto che i fenomeni degenerativi della grafite a ridurre R_m e $A\%$ nella condizione 3-C, le cui dimensioni, analizzate sulla superficie di frattura, possono superare 1 mm^2 (Figura 1(b)). Passando alla condizione più critica, 20-C, l'influenza della grafite degenerata rispetto ai ritiri di solidificazione sulle proprietà meccaniche dei getti GDGS è evidente. In particolare, laddove i provini sono caratterizzati da una buona nodularità (Figura 1(c)), le superfici di frattura mostrano grandi dimples equiassici che circondano sia i noduli che la grafite esplosa. Allo stesso tempo, sono osservabili piani di clivaggio tipici di una modalità di frattura transgranulare (Figura 1(c,d)) dovuti a fenomeni di forte deformazione

localizzata causati sia dalla maggior presenza di aree perlitiche, caratterizzate da una plasticità inferiore rispetto alla matrice ferritica, che dall'intensificazione degli sforzi dovuta alla morfologia irregolare della grafite esplosa e chunky [3,4]. D'altro canto, nel campione mostrato in Figura 1(d), l'estesa presenza di grafite chunky che copre ampiamente la superficie fratturata riduce notevolmente la continuità della matrice, favorendo una deformazione plastica localizzata e la prematura rottura del materiale. Ciò avviene secondo un meccanismo già discusso in [4]: in presenza di zone con grafite degenerata, la cricca penetra al loro interno attraversando le aree ferritiche interconnesse, mentre, nel caso di grafite sferoidale, essa propaga muovendosi attorno al perimetro dei noduli all'interfaccia con la matrice. Un ulteriore fattore che favorisce la frattura per clivaggio nella matrice ferritica è la presenza di carburi complessi a base di Ti, V, e Zr di dimensioni rilevanti (diametro di Feret $\approx 100 \mu\text{m}$) che si formano nelle aree perlitiche a seguito di fenomeni di segregazione (Figura 1(d) e Figura 2(a)),

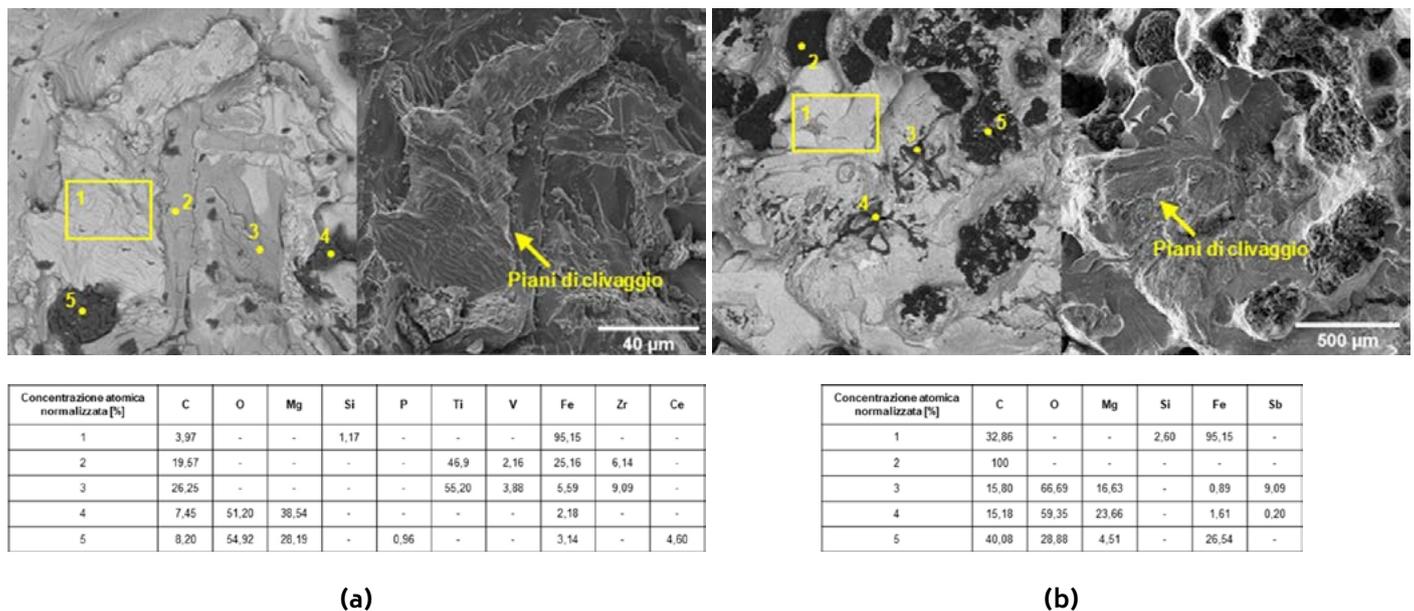


Fig.2 - Immagini in retrodiffusi e secondari e analisi EDS delle superfici di frattura della ghisa EN-GJS-400-15 nelle condizioni: (a) 20-C; (b) 10-T. / Backscattered and secondary images and EDS analysis of the fracture surfaces of the EN-GJS-400-15 cast iron in the conditions: (a) 20-C; (b) 10-T.

Le condizioni 10-C e 10-T (TS pari a 10 ore al centro termico e in zona di transizione, rispettivamente) da un lato presentano caratteristiche microstrutturali e meccaniche "intermedie" rispetto alle condizioni 3-C e 20-C, ma con

differenze significative, fra loro, in termini di R_m e $A\%$. In entrambi i casi l'aumento della frazione di grafite degenerata e la conseguente diminuzione della nodularità ha portato ad una significativa riduzione di R_m e $A\%$ (Figura

ra 1(f,h)). In entrambe le condizioni è stato possibile osservare con maggiore facilità la presenza di macroritiri di solidificazione nei provini caratterizzati da un'elevata nodularità (Figura 1(e,g)). Di contro, provini caratterizzati da una minore nodularità (Figura 1(f,h)) hanno mostrato ampie aree caratterizzate da grafite degenerata, facilitando l'interazione tra i vuoti all'interfaccia grafite/matrice in fase di deformazione, il rapido aumento del volume dei vuoti per coalescenza e, di conseguenza la riduzione dell'A% dei provini. Inoltre, come osservato per i provini 20-C, la grafite degenerata è stato un fattore di intensificatore degli sforzi per fenomeni di intaglio, favorendo la nucleazione e propagazione di cricche, causando sia una riduzione della duttilità che un aumento della variabilità dei dati. Viste la similarità tra le superfici di frattura e i valori di nodularità nei campioni analizzati, le differenti proprietà meccaniche tra la condizione 10-C e 10-T non sono attribuibili a questo parametro. Come descritto in [4-7], le particelle di grafite nella GD possono essere considerate come cavità o inclusioni nella matrice, data la minor resistenza della grafite rispetto alla matrice e la scarsa forza di legame tra particelle di grafite/matrice ferrosa. Di conseguenza, maggiore è la dimensione degli sferoidi di grafite, maggiore sarà la velocità con cui avvengono i fenomeni di coalescenza tra i vuoti e di conseguenza la rottura del campione. Al contrario, un piccolo diametro iniziale degli sferoidi di grafite determina una minore crescita dei vuoti, per cui un maggior allungamento a rottura. Parallelamente, un affinamento del grano ferritico della matrice porta ad un miglioramento complessivo delle proprietà meccaniche. Considerando quindi come il cubo più grande (1000 mm³) necessita di un tempo più lungo per raggiungere i 300 °C in superficie rispetto al cubo intermedio (700 mm³), rispettivamente 200 h e 131 h, i meccanismi di diffusione in soluzione solida al di sotto della temperatura eutettica si protraggono per tempi più lunghi. Questo porta ad un ingrossamento microstrutturale sia in termini di noduli che di matrice ferrosa in misura maggiore nella condizione 10-T rispetto alla condizione 10-C a parità di TS, come evidenziato dall'analisi microstrutturale, e può essere considerato come uno dei fattori principali della differenza di proprietà meccaniche rilevata.

Infine come evidenziato dal focus in Figura 1(g), riportato in maggior dettaglio in Figura 2(b), le condizioni che presentano tempi più lunghi di solidificazione (10-C, 10-T, e

20-C) presentano ampie zone di clivaggio non solo dovute alla presenza di perlite, carburi o grafite degenerata, ma anche a inclusioni non metalliche quali ad esempio composti MgO formati dall'interazione del Mg impiegato come nodularizzante e l'O. Le inclusioni non metalliche agiscono come punti di intensificazione degli sforzi, riducendo significativamente le proprietà meccaniche del materiale. È interessante notare come i composti MgO si trovino al centro di ampie zone di clivaggio circondate da particelle di grafite e grafite degenerata, la cui formazione è favorita proprio dalla presenza di O [8]. L'azione dell'O quindi è doppiamente negativo: da un lato intrappola il Mg e favorisce la formazione di grafite degenerata, mentre dall'altro forma composti non metallici che peggiorano la duttilità dei getti.

CONCLUSIONI

Questo lavoro cerca di colmare le lacune attuali relative ai getti in ghisa duttile di grande spessore, svolgendo un'approfondita caratterizzazione microstrutturale e meccanica su getti di spessore maggiore di 200 mm. In particolare sono stati analizzati gli effetti di tempi di solidificazione lunghi, dalle 3 alle 20 ore, e in diverse zone, centro termico e di transizione, all'interno delle fusioni. Come previsto, le proprietà meccaniche, in particolare il carico di rottura e l'allungamento a rottura hanno risentito sensibilmente dell'aumento degli spessori dei getti e quindi dei tempi di solidificazione, a causa dell'aumento dei fenomeni degenerativi della grafite e dell'ingrossamento del grano della matrice ferritica. In particolare, maggiore sono i tempi di solidificazione, più la grafite degenerata sembra assumere un ruolo dominante rispetto alle cavità di ritiro di solidificazione nel ridurre la duttilità del materiale. A questo si aggiungono i difetti derivanti da fenomeni segregativi, quali carburi ed inclusioni non metalliche, più comuni al crescere delle dimensioni del getto e quindi dei tempi di solidificazione, i quali riducono ulteriormente la duttilità del materiale, favorendo la rottura per clivaggio transgranulare. Tali risultati sono da considerarsi molto utili per la progettazione di componenti in ghisa duttile di grandi dimensioni, in quanto forniscono informazioni fondamentali per attuare le contromisure necessarie al fine di limitare la formazione dei difetti più pericolosi all'interno dei getti a seconda delle dimensioni del componente.

BIBLIOGRAFIA

- [1] W, BAER Graphite in Ferritic Spheroidal Graphite Cast Iron: Formation, Prevention, Characterization, Impact on Properties: An Overview, *Inter Metalcast* 14, 454–488 (2020),
- [2] P, FERRO, A, FABRIZI, R, CERVO, C, CAROLLO, Effect of inoculant containing rare earth metals and bismuth on microstructure and mechanical properties of heavy-section near-eutectic ductile iron castings, *J, Mater, Process, Technol*, 213 (9), 1601-1608 (2013)
- [3] P, FERRO, L, LAZZARIN, F, BERTO, Fatigue properties of ductile cast iron containing chunky graphite, *Mater, Sci, Eng, A* 554, 122–128 (2012)
- [4] ZH, WANG, X, ZHANG, FL, XU, KC, QIAN, KM, CHEN Effect of nodularity on mechanical properties and fracture of ferritic spheroidal graphite iron, *China Foundry* 16, 386–392 (2019),
- [5] M, BENEDETTI, V, FONTANARI, D, LUSUARDI, Effect of graphite morphology on the fatigue and fracture resistance of ferritic ductile cast iron, *Eng, Fract, Mech*, 206, 427-441 (2019),
- [6] T, BORSATO, P, FERRO, F, BERTO, C, CAROLLO Effect of Solidification Time on Microstructural, Mechanical and Fatigue Properties of Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron, *Metals* 9(1):24 (2019),
- [7] A, GHAREMANINEZHAD, K, RAVI-CHANDAR, Deformation and failure in nodular cast iron, *Acta Materialia* 60(5) 2359-2368 (2012)
- [8] R, KÄLLBOM, K, HAMBERG, M, WESSÉN, L,-E, BJÖRKEGREN, On the solidification sequence of ductile iron castings containing chunky graphite, *Mater, Sci, Eng, A* 413–414, 346-351 (2005),

Influence of solidification defects and degenerate graphite on the static mechanical properties of heavy-section EN-GJS-400-15 ferritic ductile iron castings

Excellent castability and mechanical properties have led ductile irons to gain increasing importance in the heavy-duty transport and renewable energy sectors. Long solidification times involving heavy-section castings can lead to degeneration of graphite spheroids and the formation of solidification defects, negatively affecting their mechanical properties. In this study, the effects of long solidification times (from 3 to 20 h) were investigated in different zones of cubes with sides of (i) 350 mm, (ii) 700 mm and (iii) 1000 mm. An important decrease in mechanical properties was observed with increasing solidification times, attributable to solidification defects and degenerative phenomena affecting graphite spheroids. These results are of great relevance to evaluate the mechanical behavior and failure mechanisms heavy-section ductile iron castings of non-standard dimensions in relation to the different solidification conditions occurring inside them.

KEYWORDS: HEAVY-SECTION CASTINGS, FERRITIC DUCTILE IRON, MICROSTRUCTURE, SOLIDIFICATION DEFECTS, GRAPHITE DEGENERATION, MECHANICAL PROPERTIES

[TORNA ALL'INDICE >](#)