

# Simulazione della solidificazione di getti in ghisa

**Nella ghisa, come noto, la solidificazione avviene con precipitazione di grafite nella matrice metallica: non bastano quindi i modelli abituali ma, oltre alle equazioni di trasmissione del calore su scala macroscopica, occorre anche modellare i fenomeni di nucleazione e accrescimento delle fasi, considerando che le caratteristiche finali di un getto in ghisa dipendono dalle trasformazioni legate al cambiamento di fase**

I processi di formatura da liquido costituiscono una tecnica produttiva estremamente versatile: non a caso, la maggior parte dei manufatti (in particolare quelli metallici) conoscono questo processo in almeno uno stadio della loro produzione.

### La solidificazione

In considerazione di ciò, assume una certa importanza lo studio della teoria della solidificazione, la quale pone la base per l'elaborazione dei modelli previsionali della microstruttura, da cui poi dipendono le caratteristiche meccaniche finali del getto. Negli ultimi anni sono stati sviluppati codici di simulazione numerica dedicati alle applicazioni di fonderia, i quali sono in grado di simulare il riempimento della forma e la solidificazione del getto

risolvendo l'equazione di Navier-Stokes e l'equazione del calore in presenza di cambiamento di fase. Grazie a tali codici, è quindi possibile effettuare previsioni sulla microstruttura finale del getto e di conseguenza sulle sue proprietà meccaniche.

Nel caso particolare della ghisa, in cui la solidificazione avviene con precipitazione di grafite all'interno della matrice metallica, i soli modelli citati in precedenza non bastano: oltre alle equazioni di trasmissione del calore su scala macroscopica, occorre anche modellare i fenomeni di nucleazione e accrescimento delle diverse fasi. Occorre inoltre considerare che le caratteristiche finali di un getto in ghisa dipendono sia dalle trasformazioni legate al cambiamento di fase, sia da quelle che avvengono allo stato solido: dopo la solidificazione, infatti, la struttura della ghisa risulta composta da grafite circondata da una matrice formata da una soluzione solida di carbonio nel ferro  $\gamma$  denominata austenite; quest'ultima darà poi origine, al raggiungimento della temperatura eutettoidica, alle fasi stabile (ferrite) e metastabile (perlite).

### Fattori di influenza

I parametri che influenzano tali fenomeni di nucleazione ed accrescimento, e di conseguenza le caratteristiche finali del getto, sono diversi. Tra quelli principali si possono individuare materiali utilizzati per la carica, tipo di forno fusorio utilizzato, analisi chimica del bagno, sistema di colata, materiali della

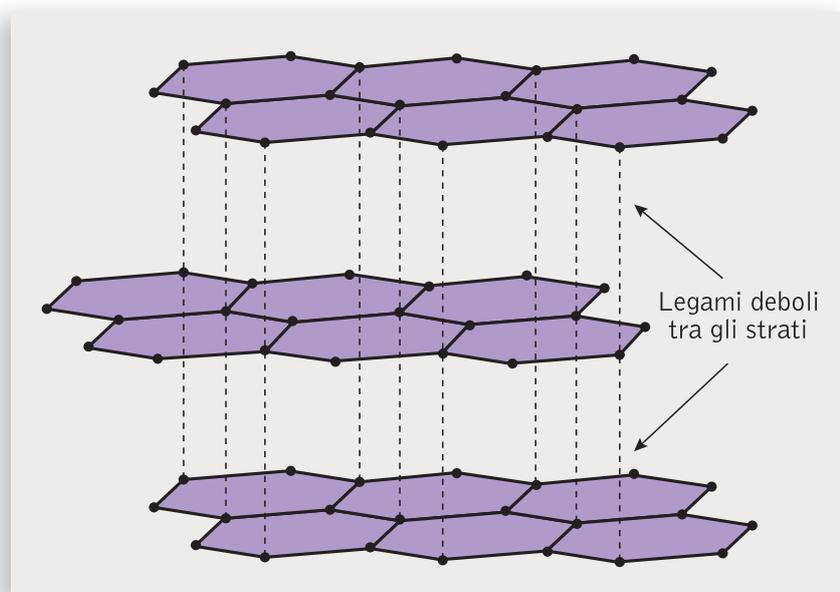


Fig. 1 Reticolo cristallino della grafite.

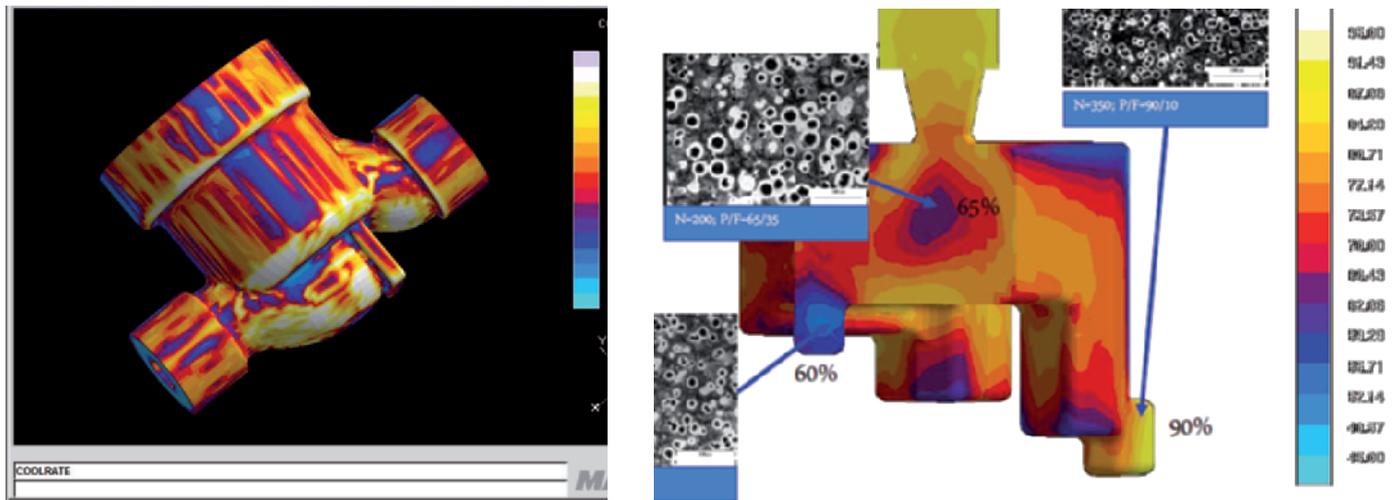


Fig. 2 Esempio di risultati ottenibili tramite a) software MAGMA e b) pacchetto MAGMAIron.

forma e delle anime, inoculazione. Un processo fusorio è simulabile solo se tali parametri risultano controllati. Tramite l'inoculazione, ad esempio, è possibile controllare il numero di celle di fase eutettica che si formano e la temperatura di accrescimento: se si hanno elevate velocità di raffreddamento e sono presenti in lega elementi come Cr e Mn, ad esempio, si può avere la formazione di un eutettico di tipo metastabile.

### Dettagli sull'inoculazione

Alcuni studi effettuati nel corso del tempo e riportati in [1] affermano, ad esempio, che la maggior parte delle inclusioni che si formano all'interno della matrice metallica nel caso della ghisa sferoidale sono dei prodotti primari o secondari del trattamento col Mg (MgS, CaS, MgO-SiO<sub>2</sub>...)

Dopo l'inoculazione tramite leghe contenenti ferrosilicio, si ha la nucleazione di silicati sulla superficie delle inclusioni.

La presenza di tali inclusioni favorisce la nucleazione dei composti intermetallici, in particolare della grafite.

La scelta del giusto tipo di inoculante, quindi, è uno dei parametri più importanti per ottenere le corrette caratteristiche microstrutturali all'interno dei getti: l'inoculazione, infatti, nel caso della ghisa sferoidale, influenza pesantemente il numero di

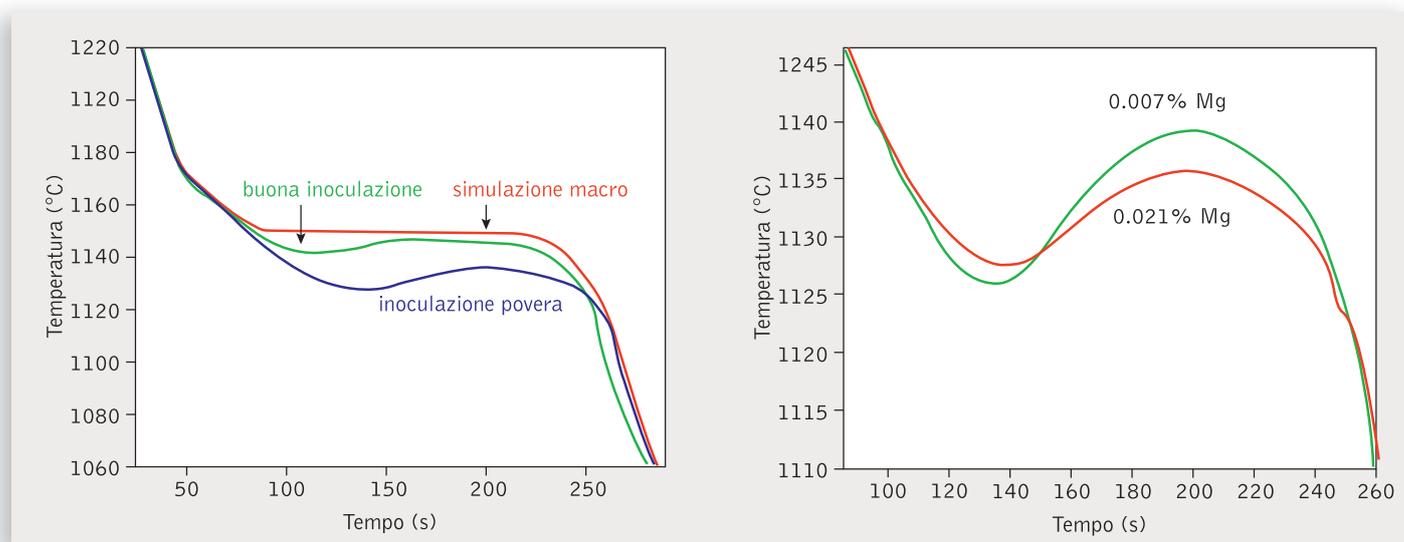
sferoidi che si ottengono, la struttura e la tendenza a formare microporosità da ritiro. Alla fine della solidificazione, la struttura della ghisa consiste di grafite e carburi dispersi in una matrice austenitica. La microstruttura finale di una ghisa sferoidale, ad esempio, si presenta invece come una matrice metallica formata da perlite e ferrite, nella quale si trovano dispersi i noduli di grafite circondati da un "guscio" di ferrite.

Dato che la perlite presenta caratteristiche meccaniche superiori rispetto alla ferrite, le proprietà di un getto sono fortemente influenzate dalla composizione finale della matrice metallica. Inoltre, la durezza risulta influenzata anche dalla presenza di elementi intermetallici (es. carburi) e dalla distanza tra le lamelle della perlite. Dato che tali caratteristiche finali dipendono dalle condizioni di raffreddamento, queste variano da una zona all'altra del getto a seconda dei diversi spessori presenti, con conseguenti differenze anche nelle proprietà meccaniche che si ottengono. Tra le principali cause che favoriscono la formazione di ferrite si possono individuare:

- un alto numero di noduli di grafite: questo comporta infatti piccole distanze di diffusione durante la fase di crescita della ferrite ed anche una più alta velocità della trasformazione;

- una bassa velocità di raffreddamento durante la trasformazione eutettoidica, la quale consente l'accrescimento della ferrite prima che inizi la nucleazione della perlite. Infatti la velocità di crescita della perlite risulta molto superiore a quella della ferrite perché dipende da distanze di diffusione molto inferiori corrispondenti alla distanza interlamellare;
- aggiunta di elementi che aumentino la differenza tra la temperatura eutettica stabile e quella metastabile;
- aggiunta di elementi che aumentino la temperatura e la velocità della trasformazione ferritica;
- minimizzare la quantità di elementi che possono accumularsi sulla superficie dei noduli di grafite, i quali costituiscono una barriera al flusso del C (es. Cu, Sb, Sn).

Da quest'ultimo punto si nota che la pratica dell'inoculazione ha influenza non solo sui fenomeni di nucleazione ed accrescimento, ma anche sulle trasformazioni che avvengono allo stato solido. Ad esempio, lo stagno è un elemento che favorisce la formazione della perlite incrementando quindi la resistenza meccanica finale, tuttavia un utilizzo in quantità eccessive (superiori allo 0,10%) può favorire la formazione di carburi intercellulari riducendo fortemente la tenacità della ghisa. Tutti questi fattori legati al processo produttivo vanno presi in considerazione



**Fig. 3** Influenza sui risultati della simulazione in termini di andamenti delle temperature nel tempo: a) del tipo di inoculazione scelto; b) della percentuale di Mg [3].

nei modelli numerici implementati all'interno dei codici di simulazione commerciali per la previsione della microstruttura di un getto e quindi delle sue caratteristiche meccaniche.

## Trasformazioni durante la solidificazione

La microstruttura finale di un getto in ghisa risulta dipendere quindi da strutture che formano durante la fase di solidificazione e trasformazioni che avvengono allo stato solido.

Per ottenere una corretta previsione della microstruttura finale, occorre quindi avere una corretta modellazione di tutte queste trasformazioni.

## Precipitazione dell'austenite primaria

La prima trasformazione che avviene durante la solidificazione di una ghisa ipoeutettica è la precipitazione dell'austenite primaria. Questa avviene in due fasi: una prima in cui si ha una solidificazione in forma dendritica di tipo "colonnare" o "equiassiale" (a seconda che nelle varie zone si abbia un flusso di calore direzionale o meno) e una seconda in cui la formazione delle dendriti rallenta e si ha un accrescimento dei grani austenitici in

forma grossolana.

In questa seconda fase, la crescita dell'austenite avviene seguendo il diagramma di fase. La segregazione del C può essere quindi calcolata utilizzando la regola della leva, mentre per gli altri elementi si utilizza l'equazione di Scheil in forma modificata, nella quale cioè si considera anche la diffusione del soluto all'interno della fase solida (ossia dell'austenite). Su questa si basa la formulazione della legge di accrescimento delle dendriti di Kurtz e Trivedi [2], la quale mette in relazione la concentrazione di soluto, la velocità di accrescimento della punta delle dendriti e il grado di sottoraffreddamento.

## Nucleazione della grafite

Il secondo fenomeno che avviene durante la solidificazione è la nucleazione della grafite. Questo fenomeno risulta fortemente influenzato dalla pratica dell'inoculazione e dalla velocità di raffreddamento del getto. Per il calcolo del numero di centri di nucleazione si utilizza una legge di tipo empirico che tiene conto dei vari parametri:  $N = kn (\Delta T)^n$ , dove N è il numero di centri di nucleazione per m<sup>3</sup>, n e k sono due costanti che dipendono

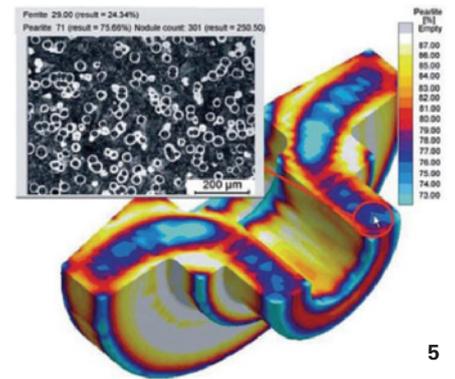
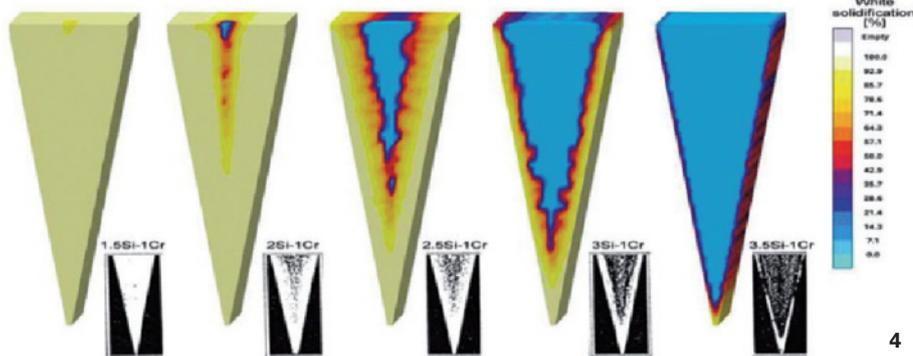
una dal tipo di inoculazione e l'altra dalla sua efficienza e  $\Delta T$  è il grado di sottoraffreddamento rispetto alla temperatura eutettica necessario per avere la nucleazione.

## Accrescimento delle strutture eutettiche

L'ultima trasformazione che avviene durante il cambiamento di fase riguarda l'accrescimento delle strutture eutettiche. Nel caso della ghisa si possono ottenere sia le microstrutture caratteristiche del diagramma di stato stabile che quelle del diagramma metastabile, a seconda della composizione chimica e della velocità di raffreddamento del getto.

Per quanto riguarda la solidificazione di tipo stabile, la struttura cristallina della grafite è fatta a "fogli", con celle di forma esagonale (**fig. 1**); ciò si suppone sia dovuto ad una differente velocità di accrescimento nelle due direzioni cristallografiche principali.

Il fenomeno dell'accrescimento della grafite può essere modellato utilizzando una costante che descriva la velocità con cui il carbonio entra nella grafite dal metallo fuso. Con questo modello semplificato, la velocità di accrescimento della grafite è data



**Fig. 4 Confronto tra la percentuale di Fe<sub>3</sub>C ottenuta mediante una simulazione con MAGMAIron e le misure sperimentali [3].**  
**Fig. 5 Confronto tra la percentuale di perlite ottenuta mediante MAGMAIron e le misure sperimentali [3].**

da  $v = k (\Delta T)^n$ , dove  $k$  è un parametro che dipende dalla lega mentre l'esponente  $n$  assume solitamente un valore pari a 2. Come mostrano le attività sperimentali condotte da Mrvar, Trbizan e Medved [7], in cui sono state condotte delle misurazioni di dilatazioni accoppiate ad analisi metallografiche su provini in ghisa sferoidale, i meccanismi di formazione delle dendriti nell'austenite e di nucleazione della grafite avvengono in modo indipendente. In questo caso, infatti, gli sferoidi di grafite si trovano circondati da un guscio di austenite e l'accrescimento della grafite può essere descritto mediante un modello elaborato da Wetterfall e Al, che nella sua forma semplificata ha l'espressione

$$\frac{dR_{gr}}{dt} = 2,87 \cdot 10^{-11} \frac{\Delta T}{R_{gr}}$$

dove  $R_{gr}$  è il raggio della grafite. Nel caso si abbia invece la formazione delle strutture tipiche del diagramma metastabile (ghisa bianca), l'accrescimento della fase eutettica (ledeburite) avviene in un primo momento formando dei piani che successivamente accrescono nella direzione normale; in questo caso, la costante di accrescimento è molto superiore rispetto a quella della fase stabile.

## Velocità di trasformazione

Per il calcolo della velocità di trasformazione delle varie fasi esistono due tipi di modelli, deterministici e

probabilistici. I modelli deterministici considerano i centri di nucleazione delle varie fasi equamente distribuiti su tutto il dominio di calcolo e delle stesse dimensioni. La loro velocità di crescita va però corretta nel momento in cui le varie fasi interferiscono l'una con l'altra. In questo caso la frazione già trasformata viene calcolata dall'equazione di Johnson-Mehl:

$$f_s = 1 - \exp\left(-\frac{4\pi R^3 N}{3}\right)$$

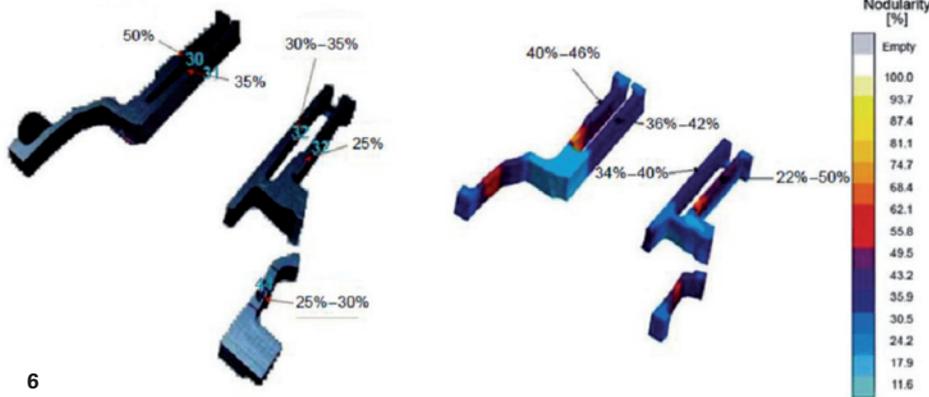
dove  $R$  è il raggio della fase solida e  $N$  è il numero di celle che si accrescono per unità di volume.

I modelli probabilistici, invece, rappresentano una tecnica di simulazione abbastanza recente. In questo caso, i modelli di accrescimento delle varie fasi descritti in precedenza non vengono applicati in modo uniforme su tutto il dominio, bensì alle singole celle di calcolo. Tale tecnica, comunque, non è adatta a essere applicata a getti reali di grandi dimensioni a causa dell'ingente quantità di dati da memorizzare durante il calcolo.

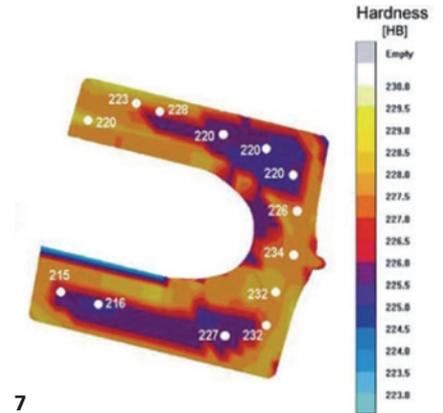
## Trasformazioni allo stato solido

Al termine della solidificazione, la matrice metallica di una ghisa si presenta sotto forma di fase  $\gamma$  (austenite). Attraverso le trasformazioni che avvengono allo stato solido, questa dà origine a diverse strutture: ferrite + grafite, perlite, bainite o martensite. Le strutture che si vengono

a formare dipendono dalla velocità di raffreddamento, dalla composizione chimica e dalla forma della grafite. In particolare, la formazione di ferrite e perlite dipende dal fatto che le trasformazioni che avvengono allo stato solido possono seguire sia il diagramma di stato stabile che quello metastabile: nel primo caso, l'austenite si scompone in ferrite e grafite, nel secondo caso in perlite (struttura lamellare di ferrite e cementite). La formazione di ferrite incomincia prima, in quanto la temperatura eutettoidica stabile è più alta di quella metastabile; però, l'accrescimento della perlite avviene a una velocità più elevata, in quanto è caratterizzata da lunghezze di diffusione più corte per il carbonio. La ferrite, invece, si può formare solo se il carbonio ha modo di diffondersi verso la grafite prima che si abbia la nucleazione della perlite: tale trasformazione è quindi favorita da basse velocità di raffreddamento e da una struttura grafitica fine con molti centri di nucleazione. Nel caso particolare della ghisa sferoidale, la matrice metallica può essere sia completamente ferritica che completamente perlitica. Per poter prevedere la composizione finale della



**Fig. 6** Confronto tra la percentuale di noduli di grafite ottenuta mediante MAGMAIron e le misure sperimentali [3].  
**Fig. 7** Previsioni delle durezza finali di un getto e confronto con le misure sperimentali [3].



microstruttura di una ghisa sferoidale, occorrono modelli che accoppino le equazioni di trasmissione del calore a quelle che descrivono le trasformazioni eutettoidiche. I primi modelli elaborati prendevano in considerazione la sola diffusione del C attraverso la ferrite, senza considerare l'effetto degli altri elementi presenti in lega, i quali vanno a depositarsi sui noduli di grafite creando un ostacolo alla diffusione del C. Per riprodurre la crescita della ferrite attraverso simulazioni numeriche, questa viene scomposta in tre fasi:

$$\frac{dy}{dt} = \frac{D_c^\gamma (C_c^{\gamma/\alpha} - C_c^\gamma)}{S^\alpha (C_c^{\gamma/\alpha} - C_c^{\alpha/\gamma})}$$

dove  $D_c^g$  è la velocità di diffusione del C nell'austenite,  $C_c$  è la solubilità del C nelle varie fasi e  $S^\alpha$  è lo spessore del guscio di grafite.

2) Nella seconda fase, invece, si considera che la trasformazione sia governata da una reazione che avviene sulla superficie della grafite, corrispondente all'acquisizione di atomi di C. In questo caso la velocità di crescita della ferrite è data dalla espressione

$$\frac{dl^\alpha}{dt} = \frac{\rho^\alpha (C_c^\alpha - C_c^{algr})}{\rho^\gamma (C_c^{\gamma/\alpha} - C_c^{al\gamma})} \cdot \left( \frac{r_g}{r_g + l_\alpha} \right)^2 \cdot \exp\left( \frac{4\pi (r_g + l_\alpha)^3 N_v}{3} \right) \cdot \mu$$

dove  $\rho$  è la densità,  $r_g$  è il raggio della grafite,  $N_v$  è il numero di noduli per unità di volume e  $\mu$  è un coefficiente di interfaccia che indica la resistenza che incontrano gli atomi di C a diffondersi attraverso la superficie degli sferoidi di grafite e può essere espresso mediante l'espressione

$$\mu = 9.49 \cdot 10^{-5} \cdot (r_g)^{-0.65} \cdot \exp\left( -\frac{9775}{T(K)} + \%Cu \cdot (0.070 - 7.72 \cdot 10^4 \cdot r_g) \right)$$

dalla quale si nota la dipendenza di questo fattore dalla presenza di elementi quali il Cu che, come già visto in precedenza, vanno a depositarsi sui bordi della grafite ed ostacolano tale processo.

3) Nella terza fase, quando il guscio ferritico diventa di dimensioni maggiori, il meccanismo di crescita risulta governato dalla diffusione del C attraverso la ferrite. Non c'è una netta distinzione tra la fase 2 e la fase 3. In questo, caso la velocità di crescita è

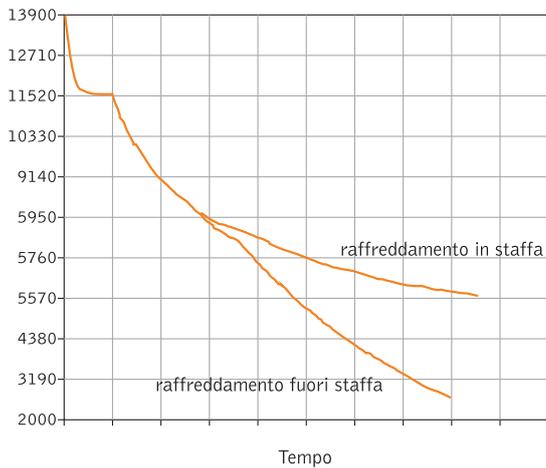
data dall'espressione

$$\frac{dl^\alpha}{dt} = \frac{\rho^\alpha (C_c^\alpha - C_c^{algr})}{\rho^\gamma (C_c^{\gamma/\alpha} - C_c^{al\gamma})} \cdot \frac{r_g D_c^\alpha}{l^\alpha (r_g + l_\alpha)}$$

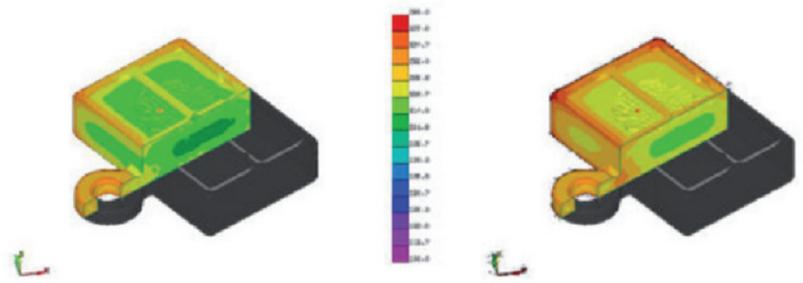
Come si può notare dalle ultime espressioni, la crescita della ferrite dipende anche dalla densità delle varie fasi; questa risulta avere un valore variabile durante il raffreddamento del getto a causa delle variazioni di volume che avvengono durante la solidificazione. Per il calcolo della densità vengono utilizzati modelli che determinano il volume molare delle varie fasi, prendendo in considerazione anche l'influenza degli elementi che entrano in soluzione interstiziale all'interno del reticolo del Fe e determinando poi la densità dividendo la massa molare delle varie fasi per il corrispettivo valore del volume calcolato.

## Calcolo proprietà meccaniche

Una volta determinata la composizione della microstruttura di un getto in ghisa, si può procedere con il calcolo delle sue proprietà meccaniche. Nel caso della ghisa sferoidale, in cui la matrice metallica risulta più integra rispetto al caso della ghisa grigia a causa della forma arrotondata della grafite, risulta ragionevole calcolare le proprietà meccaniche considerando le caratteristiche delle singole fasi e la percentuale con cui esse sono presenti



**Fig. 8** Confronto tra i risultati di una simulazione con raffreddamento completo in staffa e una con distaffatura anticipata; nel secondo caso si nota un innalzamento delle proprietà meccaniche previste in conseguenza della più elevata velocità di raffreddamento [5].



nella matrice metallica.

La durezza Brinell (HB), ad esempio, indicando con  $f_x$  la percentuale di ciascuna fase, può essere quindi calcolata nel modo seguente:  $HB = HB_{gr} \cdot f_{gr} + HB_{\alpha} \cdot f_{\alpha} + HB_p \cdot f_p$ , dove  $HB_{gr}$  è la durezza Brinell della grafite,  $HB_{\alpha}$  la durezza Brinell della ferrite calcolata come  $HB_{\alpha} = 54 + 37 (\% Si) + 14 (\% Cu)$  e infine  $HB_p$  è la durezza Brinell della perlite calcolata come  $HB_p = 167 + 31 (\% Si)$ . Inoltre la dimensione dei noduli di grafite non risulta avere influenza sul valore della durezza.

### Previsione delle caratteristiche di un getto

L'utilizzo della simulazione numerica della solidificazione di un getto è ormai una pratica diffusa, anche nell'ottica di collaborare con il progettista per realizzare un getto che presenti le caratteristiche finali desiderate. Diversi lavori pubblicati nel corso del tempo hanno messo in luce l'importanza di utilizzare modelli numerici che tengano in considerazione sia i fenomeni che avvengono su macroscala (equazioni della fluidodinamica e trasmissione del calore), sia quelli che avvengono a livello "micro" (fenomeni di nucleazione e diffusione), al fine di ottenere una corretta previsione delle caratteristiche finali del getto; particolarmente importanti a tal fine risultano essere un corretto calcolo della velocità di

raffreddamento, del numero di centri di nucleazione della grafite e della quantità di elementi che si oppongono alla formazione della ferrite (Cu, Sn...) [8].

### Uno sguardo allo stato dell'arte

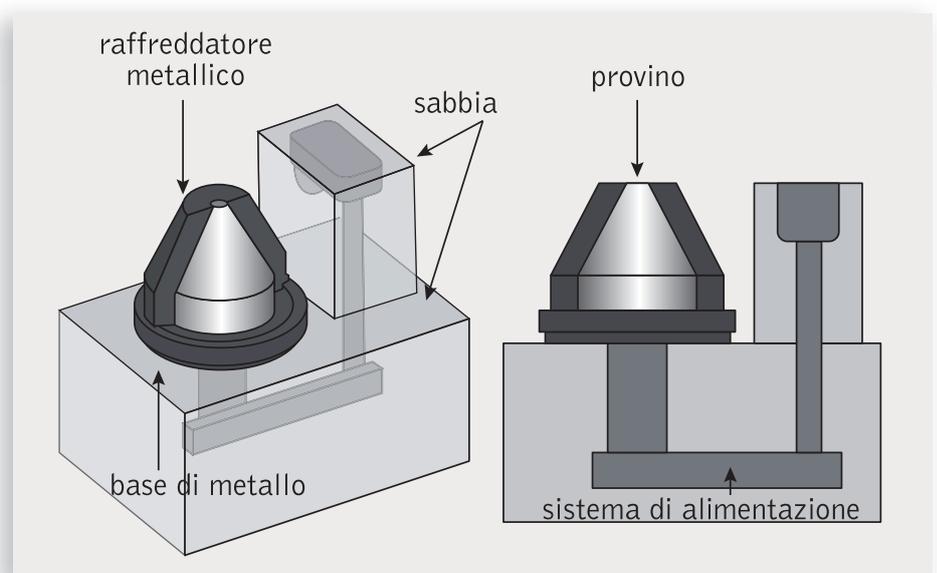
Sturm e Busch [3] hanno utilizzato il modulo MAGMAIron per implementare questi modelli. Tra gli aspetti di maggiore interesse messi alla luce in questo lavoro vi è l'influenza che ha sulle curve di raffreddamento del getto, calcolate tramite simulazione, il considerare o meno i cosiddetti "micromodelli" (fig. 3a). In fig. 3b si può invece notare come il tipo di inoculazione scelto e la percentuale ad esempio di Mg influenzino i risultati della simulazione in termini

di andamento delle temperature nel tempo; inoltre, è possibile osservare come vengano presi in considerazione i fenomeni del sottoraffreddamento e della recalescenza.

In [3] viene messo in luce come l'utilizzo dei "micromodelli" consenta inoltre di ottenere risultati soddisfacenti in termini di:

- Previsione delle porosità da ritiro: la formazione di porosità da ritiro in un getto in ghisa risulta infatti influenzata, oltre che dalla riduzione di volume dovuta al raffreddamento ed al cambiamento di fase, anche

**Fig. 9** Attrezzatura sperimentale utilizzata in [6]. Il provino è circondato da un raffreddatore metallico per favorire nella parte superiore la formazione di un eutettico metastabile.





10

dalla riduzione di volume dovuta alla trasformazione austenitica e dall'espansione grafitica.

- Previsione della percentuale di cementite: in **fig. 4** è riportato un confronto tra la percentuale di Fe<sub>3</sub>C ottenuta mediante una simulazione in MAGMAIron e le misure sperimentali; è possibile notare come la percentuale di Fe<sub>3</sub>C diminuisca all'aumentare della percentuale di Si presente in lega.

- Previsione della percentuale di perlite (**fig. 5**)

- Previsione della percentuale dei noduli di grafite (**fig. 6**)

- Previsione delle durezza all'interno del getto (**fig. 7**)

In [3] sono infine riportanti anche i risultati in termini di stato di tensionamento residuo presente nel getto e la simulazione di un eventuale trattamento termico successivo. Risultati analoghi sono stati presentati anche da Heisser e Sturm in [4], dove sono messi a confronto i risultati ottenuti mediante simulazioni con MAGMAIron e le misure fatte su getti in ghisa a grafite compatta. In questo caso, i risultati delle simulazioni numeriche hanno dato buoni riscontri in termini di previsione del numero di noduli di grafite e delle porosità sia su provini che su un basamento motore prodotto industrialmente.

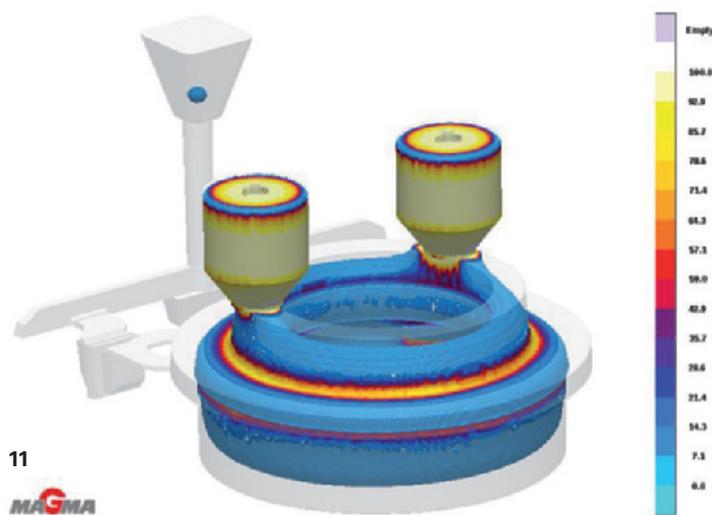
**Fig. 10 Andamento delle velocità del metallo a metà del riempimento.**

**Fig. 11 Andamento della frazione di liquido a circa metà della solidificazione.**

Attività analoghe sono state svolte utilizzando altri codici commerciali, come ProCAST. Questo software utilizza modelli analoghi a quelli descritti in precedenza per la simulazione della solidificazione di getti in ghisa. Aloe e Anton hanno utilizzato ProCAST per prevedere le caratteristiche microstrutturali e meccaniche e la percentuale di porosità sia all'interno di getti di prova che in prodotti industriali [5].

In particolare è stato anche effettuato il confronto tra una simulazione in cui il getto è stato fatto raffreddare completamente in staffa ed una con distaffatura anticipata (**fig. 9**). Nel secondo caso si nota un innalzamento delle proprietà meccaniche previste in conseguenza della più elevata velocità di raffreddamento

Guo e Samonds hanno invece effettuato una validazione dei modelli di previsione della microstruttura fin qui proposti, effettuando delle misure su un'attrezzatura sperimentale, confrontate poi con i risultati in termini di frazione di fase eutettica metastabile e di ferrite ottenuti mediante una



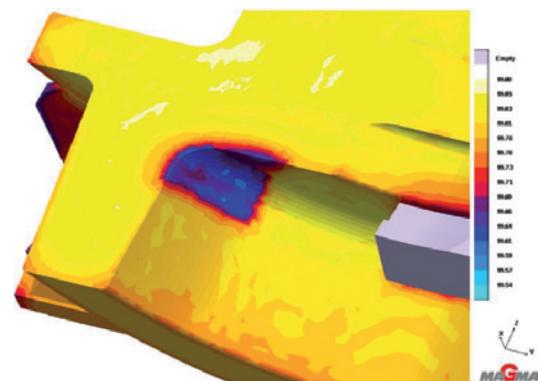
11

simulazione con ProCAST [6]. I risultati della simulazione hanno evidenziato la formazione di un'alta percentuale di ledeburite (fase eutettica metastabile) nella zona del getto a contatto col raffreddatore metallico, mentre al centro di ha una più alta percentuale di ferrite, in accordo con quelle che sono le osservazioni sperimentali.

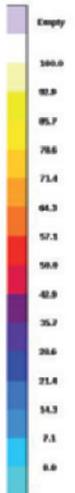
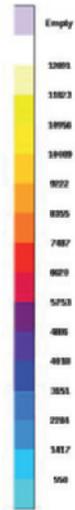
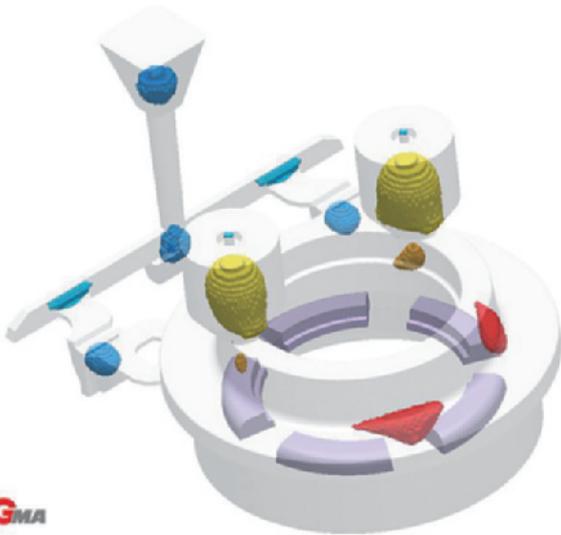
## Simulazione numerica nel CRIF

All'interno del CRIF (Centro di Ricerca per l'Industria Fusoria) di Rimini viene utilizzato il modulo MAGMAIron per simulazioni di riempimento e solidificazione dei getti. Le simulazioni sono applicate, in particolare, per verificare:

- la velocità con cui il metallo



**Fig. 12 Frazione di perlite all'interno del getto.**



entra nella forma ed eventuali turbolenze che si generano durante il riempimento;

- l'andamento della frazione di liquido nel getto e i tempi di solidificazione nelle varie zone, in modo tale da verificare che non rimangano zone liquide racchiuse da parti già solide e che quindi non possono essere alimentate;
- l'eventuale presenza di punti caldi (*hot spot*);
- la presenza di porosità;
- i moduli termici presenti nel getto.

Nelle figure di queste pagine sono riportati come esempio i risultati di una simulazione effettuata su un getto di 800 kg in GS 500. Applicando i modelli per la previsione della microstruttura e delle caratteristiche meccaniche del getto, la simulazione ha indicato una matrice metallica a composizione interamente perlitica (**fig. 12**). Si consideri tuttavia che i risultati di questa simulazione, in termini di microstruttura, sono qui riportati solo a titolo di esempio. Come già sottolineato, la microstruttura finale di una ghisa risulta influenzata da diversi fattori (presenza di elementi che possono favorire o meno la formazione della ferrite, numero di centri di nucleazione della grafite, velocità di raffreddamento, tipo di

**Fig. 13 Presenza di hot spot all'interno del getto. Si può notare in questo caso la formazione di punti caldi negli archi di circonferenza compresi tra un raffreddatore e l'altro.**

**Fig. 14 Presenza di zone con rarefazione di materiale all'interno del getto.**

inoculazione utilizzato...). Per avere una corretta previsione delle caratteristiche finali del getto, occorre che i valori assegnati a tali parametri all'interno della simulazione rispecchino il più possibile quelle che sono le condizioni reali. In considerazione di ciò, prima di impostare un processo, è sempre necessario effettuare una serie di simulazioni utilizzando una geometria semplice, per verificare come il variare della composizione chimica e dei parametri dell'equazione di nucleazione della grafite incidano sui risultati finali della simulazione in termini di microstruttura e proprietà meccaniche e di confrontare poi tali risultati con le misure effettuate su di un getto reale con la medesima geometria e di cui siano certe la composizione chimica e le condizioni di colata (temperatura e tempi).

### Bibliografia

- [1] F. Bonollo, S. Odorizzi, "Numerical Simulation of foundry process", SGE, Padova, 2001.
- [2] W. Kurz, D.J. Fischer,

"Fundamentals of solidification", Trans Tech Publications Ltd, Svizzera, 1998.

[3] J.C. Sturm, G. Busch, "Cast Iron, a predictable material", The 69th WFC Paper, febbraio 2011.

[4] C. Heisser, C. Sturm, "Casting process simulation of compacted iron", American Foundry Society, 2003.

[5] M. Aloe, F. Anton, "Modeling microstructure mechanical properties and density variation of cast iron".

[6] J. Guo, M.T. Samonds, "Modeling and experimental validation of microstructure and mechanical properties of ductile iron during solidification", Proceeding of the 5th decennial international conference on solidification processing, Sheffield, luglio 2007.

[7] P. Mrvar, M. Trbizan, J. Medved, "Dilatation analysis of the eutectoid transformation of the as-cast spheroidal graphite cast iron", Scandinavian journal of metallurgy, 2002, vol. 31, pp. 393-400.

[8] I. Svensson, T. Sjogren, "On modeling and simulation of mechanical properties of cast irons with different morphologies of graphite", International journal of metalcasting, 2009.

[9] MAGMAIron Manual.