

Alma Mater Studiorum – Università di Bologna

DOTTORATO DI RICERCA IN

Meccanica e Scienze Avanzate dell'Ingegneria: Progetto
n°4 Meccanica dei Materiali e Processi Tecnologici

Ciclo XXIV°

Settore Concorsuale di afferenza: 09/B1

Settore Scientifico disciplinare: ING-IND 16

SVILUPPO DI SPERIMENTAZIONI PER LA PRODUZIONE DI GETTI IN
LEGA DI ALLUMINIO A CARATTERISTICHE DIFETTOLOGICHE E
MICROSTRUTTURALI CONTROLLATE, PER LA VALIDAZIONE DI
MODELLI DI PREVISIONE DELLE POROSITÀ

Presentata da: Dott. Ing. Ivan Todaro

Coordinatore Dottorato

Relatore

Chiar.mo. Prof. Ing. Vincenzo Parenti Castelli

Chiar.mo. Prof. Ing. Luca Tomesani

Esame finale anno 2012

Ai miei genitori

Abstract

Nei processi di progettazione e produzione tramite tecnologie di colata di componenti in alluminio ad elevate prestazioni, risulta fondamentale poter prevedere la presenza e la quantità di difetti correlabili a design non corretti e a determinate condizioni di processo.

Fra le difettologie più comuni di un getto in alluminio, le porosità con dimensioni di decine o centinaia di μm , note come microporosità, hanno un impatto estremamente negativo sulle caratteristiche meccaniche, sia statiche che a fatica.

In questo lavoro, dopo un'adeguata analisi bibliografica, sono state progettate e messe a punto attrezzature e procedure sperimentali che permettessero la produzione di materiale a difettologia e microstruttura differenziata, a partire da condizioni di processo note ed accuratamente misurabili, che riproducessero la variabilità delle stesse nell'ambito della reale produzione di componenti fusi. Tutte le attività di progettazione delle sperimentazioni, sono state coadiuvate dall'ausilio di software di simulazione del processo fusorio che hanno a loro volta beneficiato di tarature e validazioni sperimentali ad hoc.

L'apparato sperimentale ha dimostrato la propria efficacia nella produzione di materiale a microstruttura e difettologia differenziata, in maniera robusta e ripetibile.

Utilizzando i risultati sperimentali ottenuti, si è svolta la validazione di un modello numerico di previsione delle porosità da ritiro e gas, ritenuto ad oggi allo stato dell'arte e già implementato in alcuni codici commerciali di simulazione del processo fusorio.

I risultati numerici e sperimentali, una volta comparati, hanno evidenziato una buona accuratezza del modello numerico nella previsione delle difettologie sia in termini di ordini di grandezza che di gradienti della porosità nei getti realizzati.

The possibility to predict defects in aluminium alloy cast component, from the very beginning of the design and production phases is a crucial issue.

Among the most common defects of a casting, microporosities (i.e. porosities with dimension up to hundreds of μm) are highly detrimental for mechanical performances.

In this work, after an in-depth bibliographic research, experimental casting devices and procedures were designed in order to produce specimen with controlled defects and microstructure, related to process condition which could be varied in the range of the actual ones, measured on the shop floor. The whole design phase of the casting devices and procedure was carried out using process

simulation software which were extensively fine tuned through experimental activities.

The experiment proved to be effective in producing specimen with controlled defects and microstructure, in a consistent way.

Numerical models for the prediction of gas and shrinkage porosity were evaluated in terms of accuracy in the description of all of the phenomena involving nucleation and growth of porosity and possibility of implementation on industrial cases. The one considered at the state of the art underwent a validation process with the experimental data.

The comparison of numerical results and experimental data showed a good match, thus the good capability of the model to predict porosity, both in magnitude and trend throughout the casting.

Sommario

1. Introduzione e motivazioni.....	7
Motivazione ed obiettivi.....	7
Porosità: breve introduzione al fenomeno	9
Bibliografia.....	13
2. Modellazione del Fenomeno	14
Introduzione	14
Revisione bibliografica dei modelli di previsione delle porosità	15
Modelli analitici	15
Modelli empirici.....	16
Modelli basati sulla legge di Darcy	21
Modelli basati sull'accrescimento dei pori determinato dalla diffusione dell'idrogeno	34
Modelli basati su metodi CA - FEM	38
Conclusioni	39
Obiettivo 1:.....	39
Obiettivo 2:.....	40
Bibliografia.....	42
3. Progettazione dell'apparato sperimentale.....	44
Introduzione	44
Determinazione di una legge di correlazione tra velocità locali di solidificazione e SDAS	46
Descrizione dell'attrezzatura sperimentale	46
Descrizione della procedura sperimentale e risultati	47
Progettazione e validazione numerica della conchiglia sperimentale	57
Progettazione della conchiglia	57
Geometria della conchiglia.....	59
Validazione numerica dell'attrezzatura di colata ed attività strumentali.....	63
Condizionamento del bagno fusorio	78
Valutazione delle possibilità di arricchimento in idrogeno del bagno	78
Progettazione di un impianto per il condizionamento del bagno.....	80
Conclusioni	81

Bibliografia.....	82
4. Esecuzione della sperimentazione ed analisi dei risultati	83
Introduzione	83
Attrezzatura sperimentale.....	83
Condizionamento del bagno.....	86
Esecuzione delle colate	87
Prove metallografiche	92
Analisi dei risultati	93
SDAS	94
Effetto dell'Idrogeno	94
Effetto dell'insufflaggio di aria secca nel bagno (ossidazione in situ).....	100
Altre valutazioni.....	102
Conclusioni	103
Bibliografia.....	103
5. Validazione del modello numerico di previsione delle porosità	104
Introduzione	104
Taratura ricorsiva del problema termico.....	104
Simulazione termica di ciclaggio	106
Simulazione della porosità mediante il modello di previsione selezionato	114
Proprietà del materiale del getto	114
Proprietà del gas in soluzione	114
Condizioni di processo.....	115
Parametri di calcolo.....	115
Risultati della simulazione di porosità e confronto con i dati sperimentali	116
Conclusioni	122
Bibliografia.....	123
6. Conclusioni.....	124

1. Introduzione e motivazioni

Motivazione ed obiettivi

La tendenza corrente della progettazione più avanzata di un manufatto ricavato da tecnologie di formatura da liquido prevede numerose attività consequenziali. In un ideale ciclo di concezione di un componente fuso si parte dalla analisi topologica per cui, a partire da carichi e vincoli caratteristici del componente, se ne riesce ad abbozzare una geometria. Dall'analisi topologica si passa ad una definizione maggiormente dettagliata di dimensioni e features funzionali del manufatto. A questo punto subentra la valutazione critica della producibilità del componente e delle criticità (difetti di fusione) che può comportare la realizzazione di una geometria secondo la tecnologia produttiva prescelta. Risolti i problemi legati alla tecnologia di realizzazione, è possibile deliberare la geometria finale del getto, procedere alla costruzione delle attrezzature di produzione e all'avvio della stessa. Il percorso ideale appena descritto realizza un ciclo di affinamento ricorsivo, per cui i problemi segnalati nelle fasi successive (a livello di astrazione sempre più basso) vengono affrontate e risolte con un impatto su quelle precedenti.

Lo strumento da utilizzare per la valutazione delle problematiche di realizzazione di un componente fuso è la simulazione numerica del processo di formatura da liquido. Le potenzialità di tale strumento sono ampiamente utilizzate per la progettazione del processo. Molto spesso tale strumento viene utilizzato esclusivamente a "ridosso" del processo produttivo, in fonderia, senza il transito di informazioni verso gli step precedenti del ciclo di progettazione ideale sopra descritto.

Si assiste però ad una domanda sempre maggiore di integrazione di tutti gli strumenti di progettazione disponibili. Per esemplificare il concetto, è sempre più richiesta a livello di analisi FEM strutturale, la mappa delle criticità (difetti) a carico di un getto, e delle caratteristiche microstrutturali e resistenziali dello stesso. Esistono strumenti di calcolo dalle complessità e potenzialità molto elevate capaci di fornire le informazioni appena menzionate, privi però di tarature e validazioni puntuali.

Nel caso della produzione di getti in lega di alluminio ad elevate prestazioni, esistono vari modelli di previsione avanzati, integrati o integrabili nei software di simulazione del processo fusorio, la cui possibilità di impiego entro precisi intervalli di confidenza, renderebbe molto più rapida, efficiente e robusta l'attività di progettazione riguardo alla gestione locale di carichi a fatica.

La famiglia di leghe di alluminio che trovano un impiego molto vasto nella corrente pratica di fonderia, per soddisfare le richieste di getti ad elevate prestazioni, soprattutto nel comparto aerospaziale ed automotive, sono quelle Al-Si-Mg, contenenti in media il 7% in peso di Silicio, e fra il 0.2% ed il 0.7% di magnesio, note come AlSi7Mg secondo la desueta ma tuttora largamente utilizzata denominazione DIN 1725-5 o come leghe della famiglia EN EC 42XXX secondo UNI EN 1706.

Tab.1: Designazioni della lega

EN 1676		Hydro IMS	UNI (Italia)	AA (USA)	NF (Francia)	BS 1490 (UK)	DIN 1725-5 (Germania)
Chimica	Numerica	4433xx	8024	A356.2	A-S7G03	LM 25	GB- AlSi7Mg
AB- AlSi7Mg0.3	AB-42100						

Tali leghe esibiscono una grande flessibilità di impiego, potendo offrire elevate caratteristiche di resistenza a snervamento e rottura o elevatissimi allungamenti percentuali (in funzione dei trattamenti termici effettuati), e buona resistenza alla corrosione.

L'aggiunta di Silicio conferisce alla lega un'elevata colabilità e limita il fenomeno della cricatura a caldo dei getti. Inoltre, provoca un aumento di volume durante la solidificazione, riducendo la suscettibilità del getto a porosità da ritiro.

Il Magnesio viene aggiunto per rendere possibile la precipitazione (controllata mediante opportuni trattamenti termici) di intermetallici Mg_2Si che conferiscono al manufatto realizzato elevata durezza e caratteristiche tensili. Il contenuto di Magnesio non deve superare però lo 0.7% in peso: contenuti maggiori vanno a detrimento della fluidità della lega durante il riempimento e della capacità di compensare i ritiri di solidificazione.

Le prestazioni meccaniche della lega dipendono, in generale, dalle caratteristiche microstrutturali, ovvero dalle fasi che precipitano durante la solidificazione e dalle loro caratteristiche morfologiche e dalle loro caratteristiche. Grande importanza hanno a questo scopo le condizioni locali di solidificazione in termini di velocità locali di raffreddamento [1]. D'altro canto, le prestazioni meccaniche di questa famiglia di leghe, soprattutto a fatica, sono gravemente compromesse da difetti come porosità, film di ossidi e precipitati indesiderati (ricchi di Ferro) [2][3].

In questo lavoro si studieranno le porosità, cercando di comprenderne le cause, si valuterà la possibilità di prevedere l'entità e distribuzione delle porosità in un getto mediante analisi numerica e si valideranno i risultati forniti da simulazioni numeriche con analisi sperimentali eseguite utilizzando un'attrezzatura ed una procedura sperimentale concepite ed adottate allo scopo.

Porosità: breve introduzione al fenomeno

Fra i difetti che possono affliggere un getto la porosità riveste un ruolo di primaria importanza. Esistono differenti tipi di porosità documentati in letteratura [4] che possono variare per dimensioni, forma, origine e posizione nel getto. Fra le più severe è la microporosità diffusa, caratterizzata da dimensioni che vanno dalla decine alle centinaia di micron, a causa di:

- Una probabilità di manifestazione non descrivibile da intervalli di confidenza chiari, poiché correlata alla gestione dei parametri del processo fusorio, spesso problematica ed influenzata anche da minime perturbazioni delle condizioni ambientali (ad esempio umidità dell'aria).
- Una bassa rilevabilità dai controlli di produzione: ad esempio le microporosità non possono essere rilevate da scorie in raggi x e controlli con liquidi penetranti.
- Gravità degli effetti. Questo tipo di porosità ha un elevato impatto sulle caratteristiche meccaniche, soprattutto in termini di resistenza a fatica e duttilità, poiché le singole piccole porosità interne agiscono come concentratori di tensione e siti di innesco per le cricche.

Secondo una descrizione classica esistono due tipi differenti di microporosità: *Porosità da Ritiro* e *Porosità da Gas* (Fig.1 a,b). La prima è causata dalla contrazione volumetrica che si accompagna alla solidificazione del getto ed alle connesse difficoltà di alimentazione delle zone di ultima solidificazione del getto. La seconda è causata dalla precipitazione di gas dissolti nel fuso (tipicamente Idrogeno per le leghe di Alluminio) durante il raffreddamento, a causa della differenza di solubilità del gas nel liquido e nel solido.

Questi due tipi di porosità si manifestano secondo modalità differenti in merito a dove si formano in seno alla mushy zone (ovvero a quella zona del getto le cui temperature sono comprese fra quella di Liquidus e quella di eutettico/solidus), alla loro morfologia e alle interconnessioni fra le singole microporosità.

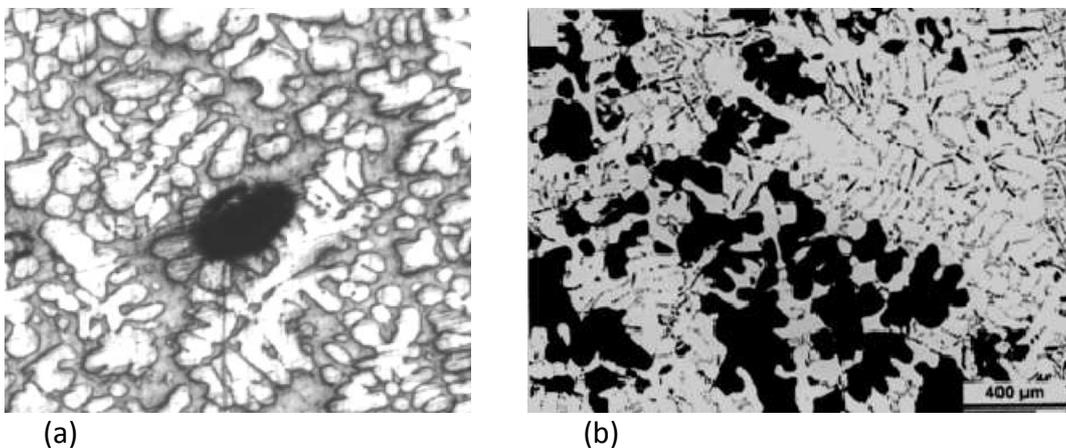


Fig.1: a) Porosità da gas; b) Porosità da ritiro [5] in leghe Al-Si-Mg

Le micrografie di Fig. 1 mostrano porosità occorse in due leghe della famiglia 42XXX. Tali porosità mostrano caratteristiche estremamente differenti.

Nel caso di Fig. 1a il bagno fusorio è stato trattato con Foseco Hydral 100 allo scopo di aumentarne il tenore di idrogeno in soluzione, fino a giungere ad una densità della lega misurata secondo test RPT pari a 2.43 kg/dm^3 corrispondenti a $0.37 \text{ ml H}_2/100\text{g}$ [6]. Il poro ha morfologia prettamente tondeggiante, è situato nella fase eutettica ed il network dendritico è cresciuto attorno ad esso, deformandolo parzialmente. Ciò significa che il poro è nucleato e si è accresciuto prima della precipitazione della fase β dendritica. Tale poro, che costituisce un esempio di *porosità da gas*, deriva dalla precipitazione dell'idrogeno in eccesso dal liquido, che diviene soprassaturo alla diminuzione della temperatura durante la solidificazione.

In contrasto, il difetto di fig. 1b, tipico esempio di *Porosità da Ritiro* appare costituito da più pori di dimensioni inferiori, strettamente interconnessi e costipati fra i rami secondari delle dendriti. Queste porosità "sostituiscono" l'eutettico Al-Si.

A causa della scarsa quantità di gas dissolto nel fuso, il raffreddamento procede senza precipitazione evidente di gas sotto forma di bolle. L'intervallo di solidificazione relativamente alto della lega in esame rende difficoltosa la penetrazione dell'eutettico liquido fra i rami secondari delle dendriti: a fine solidificazione alcune zone alla base di esse risulteranno "vuote".

Grazie ai progressi di alcune tecniche di analisi dinamica dell'immagine, ovvero della radiografia-tomografia a raggi X ed in luce di sincrotrone, alcuni ricercatori sono stati in grado negli anni di documentare la formazione di porosità, producendo filmati che descrivono l'evento. Lee ed Hunt [7] furono i primi ad eseguire questo tipo di osservazioni. La Fig.2 mostra alcuni fotogrammi del video [8] della solidificazione direzionale di una lega Al-30%Cu. Le dendriti colonnari di fase β , ricche in alluminio si accrescono verso il basso ad un angolo di circa 30° rispetto all'asse verticale dell'immagine, corrispondente alla direzione di smaltimento del calore. A causa del limitato intervallo di solidificazione di questa lega (circa 10°C) il liquido riesce a fluire facilmente fra le dendriti alimentando il ritiro interdendritico: questa lega risulta poco suscettibile di porosità da ritiro. La bolla che appare cerchiata in rosso a sinistra del primo fotogramma, nuclea da una piccola inclusione d'aria, visibile nei fotogrammi precedenti del video (qui non riportati), e si accresce fino a rimanere costipato all'interno del network dendritico, mantenendo tuttavia una morfologia tendenzialmente sferoidale. Se ne deduce che una porosità da gas si forma durante i primi istanti della solidificazione, è associata alla presenza di gas (che può precipitare poiché in soluzione nel fuso, oppure può essere già presente poiché intrappolato alle pareti del contenitore o fra film di ossidi ripiegati su loro stessi (*Byfilm*, cfr.[4]) e mantiene una morfologia sferoidale poiché si accresce nel network dendritico ad alte temperature, quindi all'interno di una struttura ancora "cedevole"[9].

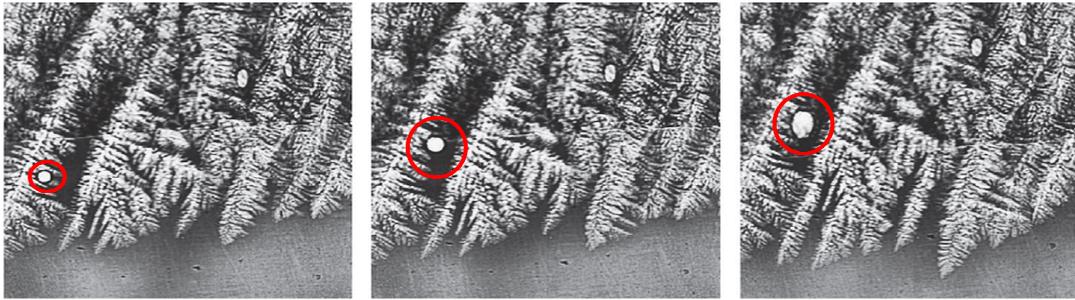


Fig.2: Evoluzione di una porosità da gas in una lega Al-30%Cu solidificata direzionalmente.

In Fig.3 è possibile invece vedere tre micrografie riguardanti differenti istanti della solidificazione di un campione cilindrico di lega Al10%Cu di diametro 1 mm. Il campione è stato fuso in un forno ad aria calda e, completamente contenuto da uno strato di ossido superficiale, è stato solidificato durante l'esecuzione di tomografie a raggi X.

In Fig. 3a è possibile notare la precipitazione di dendriti equiassiche di fase β . In Fig.3b è chiaramente visibile una porosità nella zona in alto a sinistra dell'immagine che evolverà durante la solidificazione, fino ad assumere la morfologia di Fig. 3c, tipica di una *porosità da ritiro*.

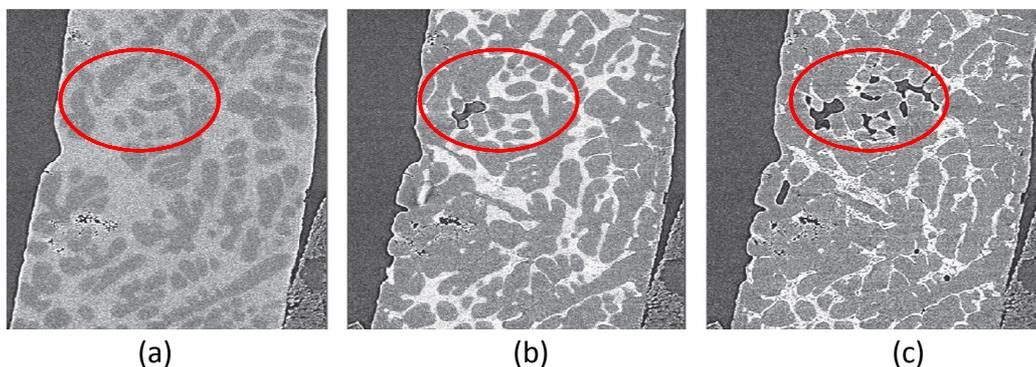


Fig.3: Evoluzione di una porosità da ritiro in un campione cilindrico di lega Al10%Cu

È necessario rimarcare che gli esempi delle figure precedenti si riferiscono a condizioni di processo strettamente controllate e che, nella realtà produttiva di getti di fonderia, non è possibile rinvenire porosità esclusivamente da ritiro o esclusivamente da gas, ma è piuttosto opportuno pensare che un difetto di tale categoria sia causato da una sovrapposizione delle due cause con l'eventuale preponderanza di una di esse. In Fig.4a [10] è possibile infatti apprezzare la tomografia 3D di una porosità *prevalentemente* da gas, la cui morfologia fa pensare alla precipitazione di gas nelle fasi iniziali della solidificazione e la sua successiva crescita all'interno dei rami secondari delle dendriti, lasciato libero dalla mancata alimentazione causata dal ritiro interdendritico.

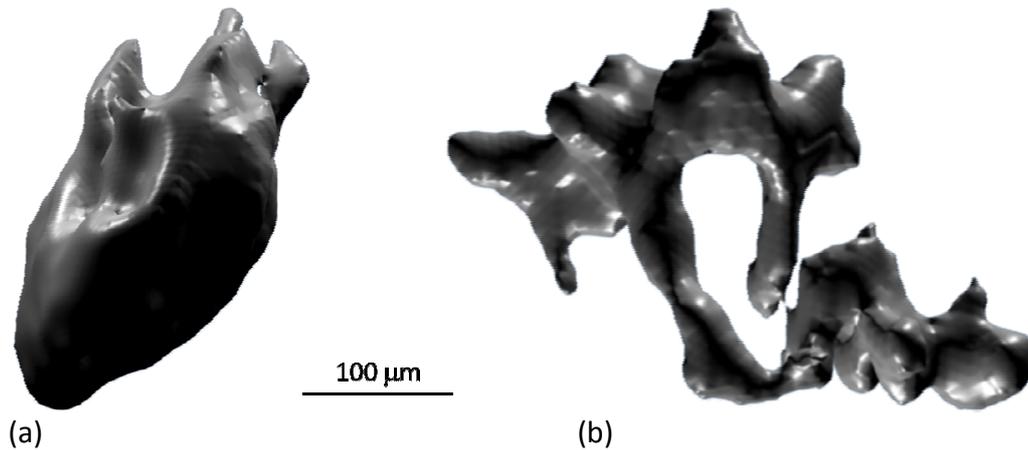


Fig.4: Tomografia 3d di porosità *prevalentemente* da gas (a) e *prevalentemente* da ritiro (b) [10]

La Fig.4b mostra invece una porosità *prevalentemente* da ritiro che per nucleare necessita l'instaurarsi di condizioni favorevoli, come la presenza e successiva precipitazione di piccole quantità di gas in soluzione nella lega. Non è infatti lecito pensare che la cavità da ritiro nell'immagine sia "vuota" nel senso fisico del termine e la dimostrazione che poche PPM di gas in soluzione nella lega siano necessarie a permettere la nucleazione di tale tipo di difetto è fornita in [9].

Dal punto di vista della modellazione fisica, è necessario per entrambi i tipi di porosità concorrenti, descrivere nucleazione ed accrescimento, in un caso dovuto alla precipitazione di gas, nell'altro ad un inadeguata compensazione del ritiro di solidificazione e alla presenza di gas dissolti. Tale compito non è banale, pensando alla estrema complessità dei fenomeni fisici coinvolti.

Nel prossimo capitolo, si studieranno i modelli utilizzati per l'analisi del fenomeno, se ne valuteranno potenzialità, pregi e difetti e se ne sceglierà uno, ritenuto allo stato dell'arte, per eseguirne una validazione mediante la realizzazione di una sperimentazione volta alla produzione di materiale a microstruttura e porosità controllata.

Le fasi di progettazione e di realizzazione della sperimentazione ed analisi dei risultati verranno descritte rispettivamente nei Capitoli 3 e 4. In tali capitoli verranno descritte anche tutta una serie di attività di tipo numerico e sperimentali strumentali alla attività principale, rese necessarie per la corretta esecuzione della stessa. Nel capitolo 5 infine verranno descritte le modalità di esecuzione del calcolo basato sul modello di previsione adottato e la comparazione dei risultati con i dati sperimentali.

Bibliografia

- [1] Samuel, A. M., Samuel, F. H., *Porosity Factor in Quality Aluminium Castings*, AFS Transactions, 1992, 100, 657-666.
- [2] Q.G. Wang , D. Apelian, D.A. Lados *Fatigue behavior of A356-T6 aluminum cast alloys. Part I. Effect of casting defects* Journal of Light Metals 1 (2001) 73-84
- [3] Q.G. Wang , D. Apelian, D.A. Lados *Fatigue behavior of A356/357 aluminum cast alloys. Part II Effect of microstructural constituents* Journal of Light Metals 1 (2001) 85-97
- [4] J. Campbell, *Casting*, (Oxford, UK, Elsevier Science Ltd, 2003
- [5] Dinnis, C. M., Otte, M. O., Dahle, A. K., Taylor, J. A., *The Influence of strontium on Porosity Formation in Al-Si Alloys*, Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35A, 3531-3541.
- [6] S. Dasgupta, L. Parmenter, D. Apelian. *Relationship between the reduced pressure test and hydrogen content of the melt.* in *5th International AFS Conference Molten Aluminum Proceedings*. 1998.
- [7] P.D. Lee, J.D. Hunt, *Hydrogen porosity in directional solidified aluminium-copper alloys: In situ observation.* Acta Mater., 45:4155-69, 1997
- [8] R.Mathiesen, L. Arnberg. *The real-time, high resolution-ray video microscopy of solidification in aluminum alloys.* J. Metal, 59:20-26, 2007
- [9] J.A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification*, EPFL Press 2009
- [10] Nicoletto G, Anzelotti G, Konecna R., *X-ray computed tomography vs. metallography for pore sizing and fatigue of cast Al-alloys*, PROCEDIA ENGINEERING 0.1016/j.proeng.2010.03.059 (2010)

2. Modellazione del Fenomeno

Introduzione

Le proprietà meccaniche di un getto dipendono, come affermato nel capitolo precedente, dalle caratteristiche microstrutturali e difettologiche che è possibile porre in relazione alle condizioni di processo di ognuna delle fasi di produzione: preparazione della lega fusa, riempimento dello stampo, solidificazione.

Con l'obiettivo di prevedere la qualità di un getto, di scegliere il processo produttivo ottimale ed incrementare le proprietà resistenziali dei componenti, sono stati sviluppati negli anni numerosi modelli fisico-chimici capaci di prevedere alcune delle più importanti caratteristiche microstrutturali e difettologiche, fra cui le porosità a carico del manufatto.

È possibile suddividere i diversi modelli numerici per la previsione delle porosità proposti negli ultimi decenni in cinque categorie, differenti per l'approccio al problema e la trattazione via via più esaustiva dei fenomeni concorrenti caratteristici [2]: i primi modelli previsionali sviluppati, proposti in forma analitica e fortemente condizionati da ipotesi semplificative per poterne permettere la risoluzione, i modelli di tipo empirico o Criteria Function (primi ad essere utilizzati con vantaggio anche in applicazioni al calcolatore) ed infine tre diverse categorie di modelli di previsione più recenti, nati e sviluppati per permetterne una risoluzione mediante tecniche di calcolo numerico (FEM, FVM, etc).

Gli scopi di questo capitolo sono essenzialmente due.

Il primo è quello di comprendere, tramite la revisione bibliografica realizzata, il ruolo ed il peso delle grandezze fisiche chiave del fenomeno, in modo da poter progettare una sperimentazione efficace nella realizzazione di getti a porosità e microstruttura controllata.

Il secondo è quello di procedere ad una valutazione dei modelli descritti, alla individuazione degli svantaggi e dei vantaggi di ognuno di essi (in termini di accuratezza dei risultati attesi ma anche applicabilità al campo industriale) ed alla selezione di uno di essi per poterne eseguire una validazione di tipo sperimentale

Revisione bibliografica dei modelli di previsione delle porosità

Modelli analitici

I primi modelli previsionali risalgono alla seconda metà degli anni 50, periodo in cui alcuni autori iniziarono a proporre metodi di soluzioni analitici per cercare di modellare la porosità da ritiro. Alla base di queste prime esperienze, ci sono pesanti ipotesi semplificative che inficiano la loro applicabilità alla totalità dei casi pratici: il gradiente termico e la velocità di solidificazione sono considerati costanti.

Uno dei primi modelli analitici fu proposto da W.D.Walther [3], che cercò di relazionare la porosità da ritiro con la caduta di pressione che subisce il flusso di materiale liquido in corrispondenza della mushy zone. Egli propose di considerare il flusso tra le dendriti come il moto laminare di un liquido attraverso un fascio di tubi, il cui attraversamento implica una certa caduta di pressione. Durante la solidificazione si ha un allungamento delle dendriti, quindi ad un avanzamento del fronte di solidificazione. Il materiale liquido restante è ancora contenuto in un cilindro, il cui raggio diminuisce con il progredire della solidificazione. A tale diminuzione di raggio, corrisponde una perdita di carico.

La caduta di pressione ΔP con il raggio r del cilindro di liquido venne descritta utilizzando la relazione:

$$\Delta P = \frac{\rho 64 \beta c^4 L^2}{g r^4} \left(\frac{1}{2} + \frac{\beta f_r L}{3r} \right) \quad (1)$$

dove con ρ si indica la densità della lega fusa, g è l'accelerazione di gravità, β è il coefficiente di contrazione volumetrica durante la solidificazione, L è la lunghezza del getto, r è il raggio del cilindro centrale di liquido e f_r è il coefficiente di attrito. Si suppose che la nucleazione dei pori avvenisse in corrispondenza di $\Delta P = 1 \text{ atm}$ e che, una volta formati, i pori occupassero lo spazio precedentemente occupato dalla lega fusa.

In questo modo, Walther riuscì a modellare la formazione di un cordone di porosità lungo l'asse in un cilindro in solidificazione in direzione radiale, ottenendo corrispondenze con alcune misure sperimentali, realizzate su colate in sabbia ed in tubi di Pyrex.

Dopo circa un decennio, Piwonka e Flemings [4], sulla base dei lavori di Walther, modellarono la porosità da ritiro considerando gli effetti della microstruttura dendritica. Assumendo costanti il gradiente termico e la velocità di solidificazione, ipotizzarono che il moto del metallo fuso all'interno di un cilindro in solidificazione potesse essere paragonato al flusso attraverso un fascio di n tubi, indicando con n il reciproco della radice quadrata della distanza primaria tra i bracci delle dendriti λ_1 , calcolato sperimentalmente. Inoltre introdussero un coefficiente τ per tener conto della tortuosità delle dendriti e considerarono la viscosità del materiale. La soluzione analitica ottenuta fu:

$$\Delta P = P_a - P_m = \frac{32\mu\beta c^2 L^2}{r^4} \left(\frac{\tau^2}{\pi R^2 n} \right) \quad (2)$$

con P_a e P_m si indicano rispettivamente la pressione ambientale e la pressione del metallo alla lunghezza L , μ è la viscosità, n è il fascio di canali di liquido in solidificazione di raggio r , contenuti in un cilindro di raggio R .

Gli autori compararono le previsioni di porosità con i risultati sperimentali ottenuti ed osservarono una generale sottostima della dimensione dei pori. Decisero quindi di includere l'effetto del gas disciolto all'interno del lega sulla pressione alla quale si verifica la nucleazione dei pori. Per fare questo, utilizzarono la regola della leva in un diagramma di stato gas-alluminio per calcolare le frazioni di gas contenute all'interno della fase liquida e di quella solida. Determinarono così la pressione di soprassaturazione del gas P_g attraverso la seguente relazione:

$$P_g = \left[\frac{v_i}{K_s(1 - f_l) + K_l f_l} \right] \quad (3)$$

dove con v_i si è indicato il volume di gas iniziale disciolto nella lega fusa, K_s e K_l sono le costanti di equilibrio della reazione di soluzione del gas rispettivamente nel solido e nel liquido.

Introducendo quindi il termine tensionale dovuto all'energia all'interfaccia liquido-gas, calcolarono la pressione all'interno del metallo come:

$$P_m = P_g - \frac{2\gamma_{gl}}{r} \quad (4)$$

dove γ_{gl} è l'energia libera all'interfaccia liquido-gas e r è il raggio di curvatura del poro.

In questo modo riuscirono a prevedere pori di dimensioni maggiori, con maggiore corrispondenza con i risultati sperimentali. Tuttavia, la pressione calcolata nelle prime fasi della formazione dei pori, ovvero negli istanti in cui il raggio r è prossimo a zero, tende ad attingere valori elevatissimi e non realistici a causa del termine dell'equazione relativo alla tensione superficiale. Questo modello trascura quindi la nucleazione eterogenea dei pori, in corrispondenza principalmente di particelle di ossidi ed inclusioni.

I modelli analitici, se pur molto semplici, hanno focalizzato l'attenzione su determinati aspetti e problematiche, mettendo le basi per lo sviluppo di modelli più complessi.

Modelli empirici

Per avvicinarsi alle necessità della pratica industriale è stata avvertita nel tempo la necessità di disporre di un modello di facile implementazione numerica che rendesse possibile determinare la propensione di un getto a generare microporosità mediante l'ausilio di un calcolatore. Sono stati proposti vari modelli denominati nel loro complesso "Feeding Resistance Criteria Functions" e

tutti operativamente mirano alla individuazione di un valore soglia da non superare per non incappare in una criticità.

Una grande famiglia di queste “Criteria Functions” ha origine dal lavoro presentato nel 1982 dal Dr. Eisuke Niyama e collaboratori. Il modello geometrico proposto per descrivere la geometria della mushy zone è efficacemente descritto dalla Fig. 1.

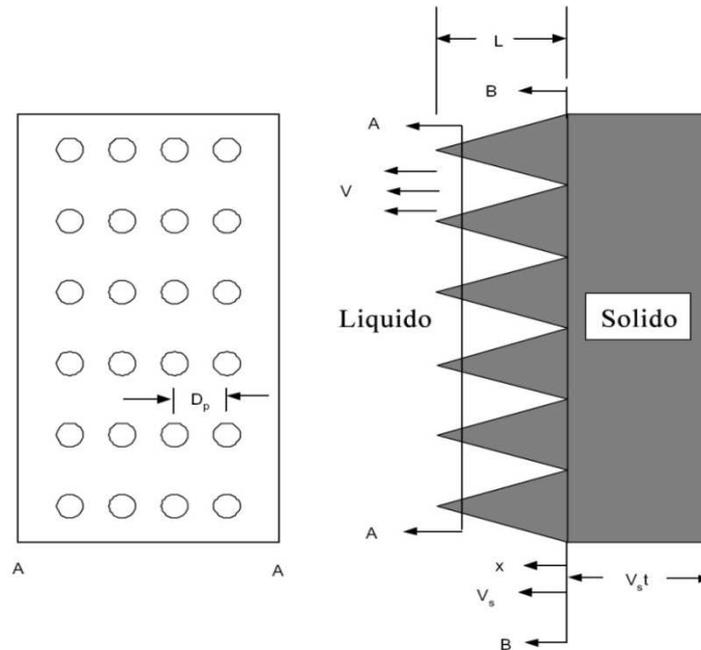


Fig. 1: Il modello geometrico di Niyama per la mushy zone

Tale descrizione geometrica approssima le dendriti a coni di materiale solido che partono dal fronte B-B e si protendono verso la zona liquida. La lunghezza delle dendriti viene indicata con L , la velocità del fronte di solidificazione è chiamata V_s mentre la velocità del liquido che tenta di penetrare fra le dendriti è V .

Il punto di partenza della trattazione è l'equazione di conservazione della massa o equazione di continuità.

Nel caso più generale di moto in tre dimensioni di un fluido monofase:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \text{div}(\rho \vec{V}) = 0 \quad (5)$$

che specializzata per il problema in esame che prevede il moto monodimensionale di un sistema solido-liquido diviene:

$$\frac{\partial \rho_l f_l}{\partial t} + \frac{\partial \rho_s f_s}{\partial t} + \frac{\partial \rho_l V}{\partial x} = 0$$

dove:

- ρ_l densità del liquido
- ρ_s densità del solido

f_l frazione di liquido
 f_s frazione di solido
 che riarrangiata diviene

$$\frac{\partial \rho_l f_l}{\partial t} + \frac{\partial \rho_s f_s}{\partial t} = -\frac{\partial \rho_l V}{\partial x} \quad (6)$$

Ora, spostandosi ad un sistema di riferimento fissato sul fronte di avanzamento del solido (ξ, τ) tramite le trasformazioni seguenti:

$$\frac{\partial}{\partial t} = \frac{\partial \tau}{\partial t} \frac{\partial}{\partial \tau} + \frac{\partial \xi}{\partial t} \frac{\partial}{\partial \xi} = 1 \frac{\partial}{\partial \tau} - V_s \frac{\partial}{\partial \xi}$$

$$\frac{\partial}{\partial x} = \frac{\partial \tau}{\partial x} \frac{\partial}{\partial \tau} + \frac{\partial \xi}{\partial x} \frac{\partial}{\partial \xi} = 0 \frac{\partial}{\partial \tau} + 1 \frac{\partial}{\partial \xi}$$

Ove ξ descrive lo spazio a partire dal fronte di solidificazione e τ è il tempo "locale"

Nel caso di moto stazionario, per un osservatore solidale al fronte B-B la variazioni delle grandezze considerate rispetto al tempo locale τ ($\frac{\partial}{\partial \tau} = 0$) sono nulle. Ipotizzando anche le densità costanti nello spazio e nel tempo l'equazione (6) diviene:

$$-\rho_l V_s \frac{\partial f_l}{\partial \xi} + \rho_l \frac{\partial V}{\partial \xi} = \rho_s V_s \frac{\partial f_s}{\partial \xi} = -\rho_s V_s \frac{\partial f_s}{\partial \xi}$$

Raccogliendo i termini e riarrangiando l'equazione si ottiene:

$$\frac{\partial V}{\partial \xi} = -\frac{\rho_s - \rho_l}{\rho_l} V_s \frac{\partial f_l}{\partial \xi} = -\beta V_s \frac{\partial f_l}{\partial \xi}$$

Che integrata dà:

$$V = -\beta V_s f_l(\xi) + C$$

Le condizioni al contorno del problema (calcolate per $\xi = L$) sono:

$$f_l = 1$$

$$V = -\beta V_s$$

Da cui:

$$C = 0$$

In sostanza la legge di continuità applicata al problema diventa:

$$V = -\beta V_s f_l \quad (7)$$

Il secondo passo del modello di Niyama prevede l'applicazione della conservazione della quantità di moto secondo la legge di Darcy:

$$\frac{dP}{d\xi} = -\frac{\mu}{K} V \quad (8)$$

Dove:

μ : coefficiente di viscosità dinamica

K : coefficiente di permeabilità del mezzo poroso

Sostituendo (7) in (8)
$$\frac{dP}{d\xi} = -\frac{\mu}{K} \beta V_s f \quad (9)$$

A questo punto viene imposta la prima condizione semplificativa del modello di Niyama. Viene infatti ipotizzata una dipendenza lineare di K dal valore della frazione di liquido:

$$K = \alpha f_l \quad (10)$$

Sostituendo (10) in (9) si ha:

$$\frac{dP}{d\xi} = -\frac{\mu}{\alpha} \beta V_s$$

Che integrata imponendo le condizioni iniziali:

$$P|_{\xi=L} = P_0$$

Diventa

$$P_0 - P = \frac{\mu}{\alpha} \beta V_s (L - \xi)$$

Calcolando la differenza di pressione fra la base della dendrite ($\xi = L$) e la sommità della stessa si ottiene:

$$\Delta P = \frac{\mu \beta}{\alpha} V_s L \quad (11)$$

Ora, appoggiandosi all'analisi dimensionale attraverso il teorema di Buckingham (esprimendo per comodità le dimensioni delle varie grandezze secondo le unità di misura del Sistema Internazionale) è possibile esprimere le seguenti relazioni di proporzionalità:

$$\left\{ \begin{array}{l} [L] = [m] \\ \left[\frac{\Delta T}{G} \right] = [C^\circ] \left[\frac{m}{C^\circ} \right] = [m] \end{array} \right. \Rightarrow L \propto \frac{\Delta T}{G} \quad (12)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} [V_s] = \left[\frac{m}{s} \right] \\ \left[\frac{R}{G} \right] = \left[\frac{C^\circ}{s} \right] \left[\frac{m}{C^\circ} \right] = \left[\frac{m}{s} \right] \end{array} \right. \Rightarrow V_s \propto \frac{R}{G} \quad (13)$$

Dove:

G : Gradiente di temperatura locale

R : Rateo o Velocità di raffreddamento locale

Sostituendo (4.7) e (4.8) in (4.6) si ottiene

$$\Delta P \propto \left(\frac{\mu \beta \Delta T}{\alpha} \right) \frac{R}{G^2} = \left(\frac{\mu \beta \Delta T}{\alpha} \right) \left(\frac{G}{\sqrt{R}} \right)^{-2}$$

Da cui essendo μ , β , α , ΔT proprietà del materiale

$$(14) \quad \Delta P \propto \left(\frac{G}{\sqrt{R}} \right)^{-2}$$

Infine si sceglie la quantità:

$$\frac{G}{\sqrt{R}} \quad (15)$$

come quantità critica che descrive il moto del fluido attraverso la zona porosa.

Questo modello ha il grosso limite di risolvere il solo problema termico, senza fare alcun riferimento effetti legati alla presenza del gas ed alla sua diffusione e segregazione. Rappaz e Dantzig hanno successivamente dimostrato come questo

criterio possa essere considerato un caso particolare del problema della modellazione del fenomeno secondo Darcy.

Dall'analisi dei due tipi di modellazione del fenomeno sinora affrontati si cominciano a delineare le grandezze fisiche chiave del fenomeno. Emerge infatti la considerazione che la presenza di una porosità nel getto, è relazionata al moto del metallo liquido all'interno del network dendritico ed alle perdite di carico connesse, che provocano un crollo locale della pressione nella mushy zone. Tale crollo di pressione è stato descritto nei modelli di tipo analitico mediante analogie con il moto di un fluido in un condotto, sia pure di raggio variabile nel tempo, mentre il criterio di Niyama descrive il problema mediante l'analogia di moto di un fluido in un mezzo poroso, chiamando in causa la legge di Darcy. Alcune considerazioni di tipo sperimentale hanno forzato gli autori degli studi descritti a porre l'attenzione sugli effetti legati alla presenza di gas in soluzione nel fuso e sulle strategie di descrizione della nucleazione delle porosità.

Modelli basati sulla legge di Darcy

Un altro ampio insieme di modelli di porosità si basano sull'applicazione della legge di Darcy allo scopo di descrivere il moto di un fluido all'interno della mushy zone. La legge di Darcy è affiancata dalle equazioni di continuità e le equazioni di conservazione della massa, utilizzate per saturare le incognite del problema.

K.Kubo e R.D. Pelke furono i primi, alla fine degli anni 80, ad utilizzare le equazioni di continuità e di conservazione in accompagnamento alla legge di Darcy per la formulazione di un modello di porosità [6] [7].

Ipotizzando il moto con attrito del flusso attraverso la rete di dendriti e considerando il metallo fuso come un fluido newtoniano (cioè supponendo che la viscosità fosse indipendente dalla temperatura), si può utilizzare la legge di Darcy per valutare la caduta di pressione risultante dalla perdita di carico accompagnato al moto di alimentazione del fuso dovuto al ritiro volumetrico. Tale legge relaziona la velocità del fluido alla caduta di pressione considerando grandezze come la viscosità dinamica e la permeabilità secondo la equazione:

$$\bar{v} = -\frac{K}{\mu}(\nabla P - \rho g) \quad (16)$$

in cui \bar{v} è la velocità superficiale, K è la permeabilità media del mezzo poroso e μ è la viscosità. Affiancando a questa relazione le equazioni di continuità è possibile determinare il moto del liquido. Con lo scopo di svincolare le equazioni di energia dalle equazioni del moto, Kubo e Pelke ipotizzarono di non considerare i moti convettivi all'interno del materiale fuso. Risolto il campo termico, calcolarono la frazione solida attraverso il modello di Scheil:

$$f_s = 1 - \left(\frac{T - T_{liquidus}}{mC_0} \right)^{\frac{1}{(k-1)}} \quad (17)$$

dove f_s è la frazione di solido, T è la temperatura calcolata dall'equazioni di energia, T_{liquidus} è la temperatura di liquidus della lega, m è la pendenza del liquidus, k è il coefficiente di ripartizione, C_0 è la concentrazione iniziale del soluto. Utilizzarono quindi la legge di Darcy all'interno delle equazioni di continuità per ogni volume elementare, eguagliando il ritiro volumetrico al flusso volumetrico entrante tra le dendriti e all'accrescimento volumetrico dei pori.

$$\left(\frac{\rho_s}{\rho_l} - 1\right) \frac{\partial f_l}{\partial t} - \frac{\partial f_l v_i}{\partial x_i} + \frac{\partial f_g}{\partial t} = 0 \quad (18)$$

Nella formula precedente, si è indicato con f_l e f_g rispettivamente la frazione liquida e la porosità, con v_i la velocità lungo la direzione i -esima. Il primo termine dell'equazione rappresenta il ritiro volumetrico dovuto alla differenza di densità tra fase liquida e fase solida, il secondo termine è il flusso di alimentazione della lega fusa, il terzo rappresenta la variazione della porosità.

Sostituendo la legge di Darcy (16) all'interno dell'equazione di continuità (18), gli studiosi riuscirono a determinare una relazione tra la pressione e la frazione di porosità. Dunque, secondo questo modello, fino alla comparsa dei primi pori, la pressione viene calcolata dalle relazione (16) e (18). Quindi si controlla lo stato di sovrassaturazione della lega con lo scopo di verificare lo stabilirsi di condizioni favorevoli alla nucleazione dei pori. Questa verifica è effettuata valutando la pressione all'interno del gas P_g attraverso l'equazione (4) del modello analitico visto in precedenza, ipotizzando che la nucleazione dei pori avvenga all'interfaccia liquido-solido delle dendriti e che il diametro dei pori sia pari alla distanza fra i bracci secondari delle dendriti SDAS.

La frazione di porosità f_g è calcolata dall'equazione di conservazione della massa, assumendo l'equilibrio tra il frazionamento del gas nelle fasi solide, liquide e gassose ed il volume iniziale di idrogeno:

$$C_H^0 = (1 - f_l)C_s + f_l C_l + \alpha \frac{P_g C_g}{T} \quad (19)$$

indicando con C_H^0 la concentrazione iniziale dell'idrogeno, C_s , C_l e C_g la concentrazione rispettivamente nel solido, nel liquido e nella fase gassosa; α è la costante dei gas. L'ultimo termine dell'equazione indica la concentrazione di idrogeno all'interno dei pori.

Il frazionamento dell'idrogeno nelle varie fasi, funzione della temperatura, della pressione e della concentrazione, viene determinato attraverso la legge di Sievert:

$$C_s(T, P_g, C_l) = S_s(T, C_s) \sqrt{\frac{P_g}{P_0}} \quad (20)$$

$$C_l(T, P_g, C_l) = S_l(T, C_l) \sqrt{\frac{P_g}{P_0}} \quad (21)$$

con S_s e S_l costanti di equilibrio del soluto dipendenti dalla temperatura e dalla concentrazione del liquido; P_0 è la pressione di riferimento.

Con la comparsa dei pori, Kubo e Pelke utilizzarono le equazioni (16) e (18) per il calcolo del flusso del liquido. Se tale flusso risultava positivo, determinavano i valori di P_m e P_g affiancando la (16) e la (18) con l'equazione (4), usando il valore della frazione di gas dello step precedente. Per aggiornare quest'ultima grandezza venivano usate le equazioni (19) insieme alla legge di Sievert. Se il flusso risultava negativo, utilizzavano la legge di Darcy (16) e l'equazione di continuità (18) per determinare la frazione di gas con i valori di pressione dello step precedente. Quindi con l'equazione di conservazione (19) e con la legge di Sievert calcolavano P_g . Fatto ciò, veniva calcolato un nuovo valore di pressione P_m attraverso l'equazione (4). Se, durante la simulazione, i valori di pressione P_m o la concentrazione di vapore f_g risultavano negativi, questi venivano imposti pari a zero. Inoltre, se la variazione della frazione di vapore f_g risultava superiore alla rimanente frazione di liquido f_l , la prima veniva eguagliata alla seconda.

Utilizzando questo metodo, Kubo e Pelke ottennero buone corrispondenze qualitative con i risultati sperimentali, in particolare in termini di porosità percentuale. Dimostrarono che la porosità nel prodotto finale aumenta per valori crescenti della concentrazione di gas disciolti nella lega e diminuisce con velocità di raffreddamento più elevate. Tuttavia non ottennero buoni risultati per quanto riguarda la previsione delle dimensioni dei pori. I motivi per questa incongruenza potrebbero risiedere nella loro ipotesi di considerare le dimensioni dei pori come funzione della distanza tra i bracci delle dendriti. A questo si aggiunge l'assenza di relazioni in grado di descrivere i fenomeni della nucleazione e della crescita dei pori. I due studiosi notarono inoltre che, secondo le loro previsioni, il maggior incremento della dimensione dei pori si concentrava nell'ultimo 20% della solidificazione. Questo difetto è dovuto al valore della permeabilità K , calcolata sulla base del modello di Blake-Kozeny, secondo il quale la permeabilità è funzione dello SDAS (Secondary Arm Dendritic Spacing) e della frazione di liquido. In formula:

$$K = \frac{\lambda_2^2 f_l^3}{180(1 - f_l)^2} \quad (22)$$

dove λ_2 è la misura dello SDAS.

Questa relazione fornisce dei valori molto piccoli di permeabilità, e quindi cadute di pressione irragionevolmente troppo alte necessarie all'esistenza del poro, quando la frazione di liquido è vicina allo zero. Per evitare la singolarità per $f_l = 0$, settarono il valore minimo di $f_l = 0,01$. In questa situazione, in cui si ha un alto valore della frazione solida e quindi un basso valore della permeabilità, il valore della permeabilità è molto difficile da determinare per via della presenza delle fasi primarie e dell'eutettico. Quindi in queste regioni, ad una variazione della permeabilità corrisponde una previsione di porosità completamente alterata. Infatti, in molti casi, i pori si formano e crescono in corrispondenza di una frazione solida inferiore, eventi che questo modello non è in grado di prevedere.

Un ulteriore modello basato sulla legge di Darcy venne proposto da Poirier qualche anno dopo [8]. Egli ipotizzò che, per la formazione della fase gassosa,

sarebbe bastata una sovrappressione inferiore sulle dendriti primarie rispetto a quella necessaria per la nucleazione sui bracci secondari. Per questo motivo modificò l'espressione utilizzata da Kubo e Pelke per il calcolo della pressione interna dei pori P_g , impostando il raggio come funzione della distanza tra i bracci delle dendriti primarie λ_1 piuttosto che λ_2 . L'equazione (14) modificata vale:

$$P_m = P_g - \frac{4\gamma_{gl}}{f_l \lambda_1} \quad (23)$$

Il bilancio di massa dell'idrogeno venne effettuato tramite la relazione:

$$100\Phi = (C_l - C_l^s)f_e + (C_s - C_s^s)(1 - f_e) \quad (24)$$

dove Φ è la massa di gas per grammo di lega, C_l e C_s sono le concentrazioni di idrogeno, in percentuale di peso. Questi tre fattori vengono valutati quando la frazione solida è pari alla frazione eutettica f_e . Le concentrazioni aventi l'apice s indicano il valore di sovrassaturazione della soluzione, per il liquido (C_l^s) e per il solido (C_s^s).

Questo modello fu in grado di prevedere delle tendenze verificate sperimentalmente, secondo le quali la percentuale di porosità diminuiscono all'aumentare della velocità di raffreddamento o del gradiente termico.

Successivamente, Zhu e Ohnaka [9] realizzarono un modello simile a quello di Kubo e Pelke, basato quindi sulla soluzione alle differenze finite dell'equazioni energetiche, di continuità, del flusso di Darcy e di conservazione dell'idrogeno. A differenza del modello formulato precedentemente, ipotizzarono che la nucleazione dei pori inizi nell'istante in cui il contenuto di idrogeno nel liquido residuo supera il limite di solubilità. Inoltre cercarono di prevedere la porosità sotto diverse condizioni di pressione ambientale. Supponendo un livello di sovrassaturazione arbitrariamente pari a $0.1 \text{ cm}^3/100\text{g}$, è possibile determinare una pressione di sovrassaturazione ΔP_N per la nucleazione dei pori. In sostanza, gli autori stabilirono la condizione riportata sotto per la formazione dei pori.

$$P_g - P_{locale} - \Delta P_N > P_\gamma \quad (25)$$

Secondo tale condizione, la nucleazione ha luogo solo se la pressione interna del gas è in grado di sovrastare la pressione locale P_{locale} , la sovrappressione legata al limite di solubilità ΔP_N e la pressione legata alla tensione superficiale P_γ . Ai pori fu imposto un raggio pari alla metà di λ_2 , assimilandoli a dei cilindri di raggio costante crescenti tra gli spazi interdendritici.

Il modello simula correttamente l'effetto sulla porosità finale del componente dell'aumento della pressione ambientale, della diminuzione del contenuto iniziale di idrogeno e del decremento del tempo di solidificazione.

Il modello di Rappaz, Pequet e Gremaud [10]

I modelli analizzati fino ad ora sono stati utilizzati per simulare colate di forma piuttosto semplice, quali ad esempio getti assialsimmetrici. Negli ultimi anni si

sono sviluppati modelli previsionali più complessi, in grado di considerare casi in tre dimensioni. Uno di questi, basato sempre sull'applicazione della legge di Darcy e sulla segregazione dell'idrogeno, è stato formulato da Rappaz, Pequet e Gremaud [10].

Tale modello è stato sviluppato per geometrie arbitrarie in due e tre dimensioni, e permette di prevedere microporosità, macroporosità e cono di ritiro.

Il getto in esame viene discretizzato utilizzando una mesh tetraedrica agli elementi finiti. Per ogni nodo della griglia e per ogni time step, si risolvono le equazioni che descrivono fenomeni macroscopici, quali il trasporto della massa e lo scambio termico, che si verificano sulla scala dell'intero getto.

Con lo scopo di determinare la caduta di pressione all'interno della mushy zone, è stata implementata dagli autori una tecnica di raffinamento della griglia, con cui si discretizza la zona di calcolo con una risoluzione maggiore. In corrispondenza delle regioni semisolide che costituiscono una piccola frazione rispetto all'intero dominio di calcolo, viene sovrapposta alla griglia agli elementi finiti principale una seconda mesh di discretizzazione, questa volta ai volumi finiti, caratterizzata da una maglia più fine. Per ogni time step, vengono attivate tutte quelle celle che cadono all'interno delle zone semisolide. Le equazioni governanti il fenomeno della microporosità vengono quindi applicate solo all'interno di questo dominio. Questa soluzione per il calcolo della caduta di pressione determina un grande vantaggio. Infatti, circoscrivendo la risoluzione del problema di pressione alla sola mushy zone, si ha un notevole risparmio computazionale, essendo la zona pastosa soltanto una piccola frazione del getto totale. La dimensione principale a della cella appartenente alla griglia ai volumi finiti, non è direttamente connessa alla microstruttura, cioè allo spazio interdendritico, ma dipende dal numero di nodi N_{sl} contenuti all'interno della zona pastosa e dal gradiente termico massimo nel getto G_{max} . Indicando con ΔT_0 l'intervallo di solidificazione, la dimensione a della cella vale:

$$a = \frac{\Delta T_0}{G_{max}} \frac{1}{N_{sl}} \quad (25)$$

Per la soluzione del problema, è necessario individuare le diverse condizioni in cui si trovano le regioni di liquido, imponendo le adeguate condizioni al contorno. Durante la solidificazione di un getto, si possono presentare delle regioni di liquido aperte, cioè direttamente a contatto con la superficie libera del getto a pressione imposta dall'esterno; è possibile riscontrare regioni di liquido parzialmente chiuse, cioè dei volumi liquidi comunicanti con le regioni liquide aperte attraverso una regione pastosa. Infine ci possono essere regioni chiuse che sono totalmente circondate da solido o dalla conchiglia, cioè costituiscono delle tasche di liquido isolate da un eventuale flusso di materiale fuso.

Nel lavoro di Pequet, Gremaud e Rappaz, il fenomeno della microporosità è guidato da due fenomeni: la caduta di pressione nella zona semisolida ed il fenomeno della segregazione dell'idrogeno, a cui segue la cavitazione del gas. Come in alcuni modelli analizzati precedentemente, il moto della lega fusa viene equiparato al moto con attrito di un fluido in un mezzo poroso. E' possibile

quindi legare la velocità del liquido, con la caduta di pressione all'interno della zona pastosa utilizzando la legge di Darcy :

$$\bar{v} = -\frac{K}{\mu}(\nabla P - \rho g)$$

La permeabilità K è considerata funzione della frazione volumetrica di solido f_s e la distanza tra le dendriti secondarie λ_2 , determinata secondo la legge di Kozeny-Carman:

$$K(f_s(t), \lambda_2(t)) = \frac{(1 - f_s)^3}{f_s(t)^2} \frac{\lambda_2^2(t)}{180} \quad (26)$$

Per determinare il valore di λ_2 in ogni punto della regione semisolido si utilizza la seguente legge di accrescimento:

$$\lambda_2(t) = [\lambda_{2,0}^3 + M(t)(t - t_l)]^{\frac{1}{3}} \quad (27)$$

con

$$M(t) = \frac{\gamma_{sl} D_l T_M}{L(1 - k)m} \frac{\ln C_l(t) - \ln C_{l0}}{C_l(t) - C_{l0}}$$

in cui $\lambda_{2,0}$ è la distanza tra le punte delle dendriti, settato pari al doppio del raggio di punta; il termine M è un fattore di coarsening. Il tempo t_l corrisponde all'istante in cui si raggiunge la temperatura di liquidus; la differenza $t - t_l$ costituisce il tempo trascorso dall'istante in cui la temperatura è inferiore alla temperatura di liquidus. All'interno dell'espressione del fattore di accrescimento, γ_{sl} è l'energia all'interfaccia liquido-solido, D_l è il coefficiente di diffusione del soluto nel liquido, T_M è la temperatura di fusione, L è il calore latente di solidificazione, k è il coefficiente di partizione, m è la pendenza del liquidus, C_l e C_{l0} sono rispettivamente la concentrazione corrente e quella iniziale nel liquido.

In questo modello, ipotizzando l'immobilità della fase solida e trascurando la massa dei pori, l'equazione di conservazione della massa può essere scritta nella forma:

$$\frac{\partial}{\partial t} [\rho_s f_s + \rho_l f_l] + \text{div}(\rho_l f_l v_l) = 0 \quad (28)$$

dove v_l è la velocità effettiva del fluido tra le dendriti ($v = f_l v_l$). In seguito alla formazione dei pori, vale la relazione tra le varie fasi presenti:

$$f_l = 1 - f_s - f_g \quad (29)$$

La grandezza f_g è sempre la frazione volumetrica di pori. Mettendo a sistema la legge di Darcy (6), con l'equazione di conservazione della massa (28) e (29), si ottiene la seguente relazione:

$$\begin{aligned} \operatorname{div} \left[-\rho_l \frac{K}{\mu} (\operatorname{grad} P_l - \rho_l g) \right] - \rho_l \frac{\partial f_g}{\partial t} = \\ = -(\rho_s - \rho_l) \frac{\partial f_s}{\partial t} - (1 - f_s - f_g) \frac{\partial \rho_l}{\partial t} - f_s \frac{\partial \rho_s}{\partial t} \end{aligned} \quad (30)$$

Il primo termine del primo membro rappresenta il flusso di liquido di alimentazione degli spazi interdendritici, il secondo termine rappresenta la variazione della frazione volumetrica di gas nel liquido, cioè indica l'accrescimento dei pori. Nel secondo membro dell'equazione (30), il primo membro rappresenta il ritiro volumetrico da solidificazione, gli ultimi due termini descrivono la variazione della densità della fase liquida e della fase solida.

L'equazione (30) quindi afferma che il ritiro da solidificazione e la variazione della densità possono essere compensati dal flusso della lega liquida e dalla formazione dei pori. Trascurando il prodotto tra la frazione di porosità f_g e la variazione della densità del liquido, il secondo membro dell'equazione (30) può essere scritto come la variazione nel tempo della massa media della miscela solido-liquido, senza la porosità. In questo caso l'equazione (30) diventa:

$$\operatorname{div} \left[-\rho_l \frac{K}{\mu} (\operatorname{grad} P_l - \rho_l g) \right] - \rho_l \frac{\partial f_g}{\partial t} = -\frac{\partial \langle \rho_0 \rangle}{\partial t} \quad (31)$$

con

$$\langle \rho_0 \rangle = [\rho_s f_s + \rho_l (1 - f_s)] \quad (32)$$

Nell'equazione (30) compaiono due campi scalari, dipendenti dalla posizione \vec{x} e dal tempo t : la pressione $P_l(\vec{x}, t)$ nel liquido e la frazione di volume della microporosità $f_g(\vec{x}, t)$. Ci si trova ad affrontare quindi dei problemi differenziali di tipo ellittico, la cui risoluzione richiede delle appropriate condizioni al contorno. I due campi scalari sono messi in relazione tra loro attraverso un'equazione di stato supplementare, la quale "simula" il fenomeno della segregazione e della precipitazione dell'idrogeno. Tale condizione aggiuntiva è fornita dal bilancio di massa dell'idrogeno.

Il bilancio di massa dell'idrogeno proposto, ha due formulazioni a seconda delle fasi presenti all'interno della lega. Fino alla comparsa dei primi pori l'equazione di conservazione dell'idrogeno, come per alcuni modelli visti precedentemente, vale:

$$C_H^0 = C_s \rho_s f_s + C_l \rho_l (1 - f_s) \quad (33)$$

dove, come visto, C_H^0 è la concentrazione iniziale di idrogeno, C_s e C_l sono le concentrazioni correnti di idrogeno nel liquido e nel solido. Quest'ultimi due valori possono essere legati attraverso un coefficiente di partizionamento k_H , il cui valore è pari a quello di saturazione della soluzione ($C_s = k_H C_l$). In questo modo la concentrazione di gas nel liquido è resa funzione della sola frazione di volume di solido.

Con la comparsa della porosità, l'equazione (33) diventa della stessa forma della (19):

$$C_H^0 = C_s \rho_s f_s + \rho_l C_l (1 - f_s - f_g) + \alpha \frac{P_g C_g}{T} \quad (34)$$

La concentrazione di gas in ogni fase è calcolata attraverso la legge di Sievert. La pressione all'interno dei pori è calcolata secondo l'equazione (23):

$$P_g = P_l + \frac{2\gamma_{gl}}{r}$$

dove γ_{gl} e r sono rispettivamente la tensione superficiale all'interfaccia liquido-gas ed il raggio di curvatura del poro.

Per questo modello di calcolo delle porosità, come per gli altri della stessa categoria analizzati sinora, non esiste una descrizione esplicita del fenomeno di nucleazione dei pori. Semplicemente, quando le condizioni locali di sovrassaturazione e la pressione di idrogeno conseguente calcolata mediante una legge di stato, è abbastanza elevata da superare la pressione locale (somma del carico piezometrico e della pressione al pelo libero del getto) ed il contributo sulla pressione legato alla curvatura del difetto, si ipotizzano essere raggiunte le condizioni di esistenza del poro stesso. Durante la solidificazione, i livelli di sovrassaturazione vengono raggiunti per via dell'abbassamento del limite di solubilità dell'idrogeno nel solido e della conseguente segregazione del gas nel liquido. Con l'aumentare della frazione solida, si raggiungono così le condizioni di sovrassaturazione idonee alla precipitazione dell'idrogeno e quindi alla nucleazione dei pori (*fig.1*).

In questo modello di porosità, si ipotizza che, superata di un certo valore ΔC_l^n la condizione di solubilità limite $C_l^*(T, P_l, C_l)$ data dalla legge di Sievert, i pori si formino con una data e fissata densità n_0 . Quindi la condizione per la nucleazione dei pori diventa:

$$C_l(f_s) \geq C_l^*(T, P_l, C_l) + \Delta C_l^n \quad (35)$$

Come nel metodo di Zhu e Ohnaka, il valore di soprassaturazione ΔC_l^n richiesto alla nucleazione, può essere convertito in un raggio di curvatura critico r_0 . Infatti, dall'equazione seguente:

$$C_l^*(T, P_l, C_l) + \Delta C_l^n = C_l^*(T, P_g, C_l) \quad (36)$$

è possibile determinare il valore della P_g , e quindi determinare attraverso la relazione (33) il valore di r_0 . Dato che in natura la nucleazione è eterogenea, cioè avviene per valori bassi di sovrassaturazione quindi per alti valori del raggio critico, è data per certa la presenza di centri di nucleazione, quali ad esempio particelle di ossidi o impurità. Tale considerazione collide con alcune evidenze sperimentali, relative a prove condotte in condizioni estremamente controllate, soprattutto in riferimento alla rimozione dal bagno di scoria ed ossidi, ma risulta accettabile per le reali condizioni di processo.

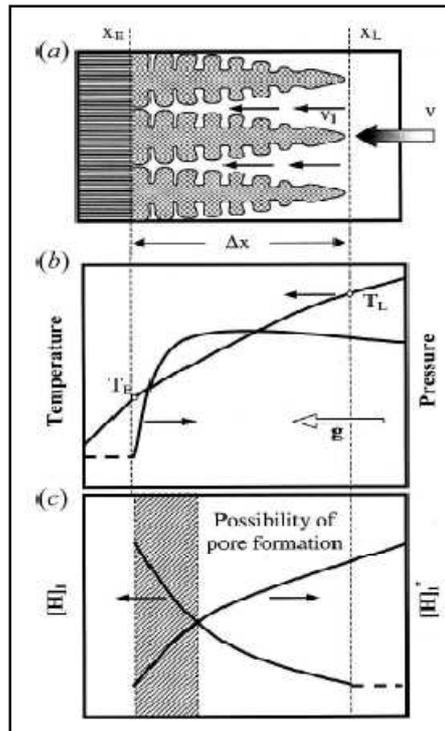


Fig.2: Flusso del liquido tra le dendriti in corrispondenza della punta delle dendriti (x_L) e della fase eutettica (x_E) (a); caduta di pressione e diminuzione della temperatura all'interno della zona in solidificazione (b); aumento della concentrazione di idrogeno $[H]_l$ nel liquido e diminuzione del limite di solubilità $[H]_l^*$, a cui seguono le condizioni favorevoli alla nucleazione (c).

Inizialmente il poro inizia a nuclea con un raggio critico r_0 . Durante le prime fasi di accrescimento, si suppone che lo spazio tra la rete dendritica sia tale da permetterne la crescita secondo una morfologia sferica caratterizzata dal medesimo raggio di curvatura (Fig. 3 a,b,c).

Dall'istante in cui il poro collide con le dendriti (Fig. 3 d), il raggio medio di curvatura del poro viene considerato essere funzione del frazione di volume f_s e dello SDAS.

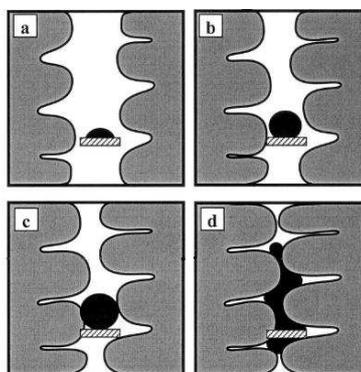


Fig.3: Fasi di sviluppo e accrescimento di un poro: nucleazione su una particella di ossido (a); accrescimento del poro con raggio costante (b) fino al raggiungimento della forma sferica (c); interferenza del poro con le dendriti e conseguente variazione di forma (d).

Si modella così l'interferenza tra la bolla di gas e la fase solida. Negli istanti successivi al contatto tra il poro e le dendriti, il raggio di curvatura è dato dalla seguente relazione:

$$r(f_s, \lambda_2) = \max \left\{ r_0; \min \left[\left(\frac{3f_g}{4\pi n_0} \right)^{\frac{1}{3}}; \frac{\lambda_2(1-f_s)}{2f_s} \right] \right\} \quad (37)$$

Si procede con il calcolo della relazione (37) fino a completa solidificazione della fase primaria, cioè fino a quando $f_s = (1 - f_e)$, relazione in cui si è indicato con f_e la frazione di volume finale dell'eutettico dopo la solidificazione.

Per consentire l'esecuzione dei calcoli relativi al modello appena descritto, è necessario assegnare alle regioni liquide le giuste condizioni al contorno. Come detto precedentemente, si possono riscontrare tre situazioni diverse. Prendendo come riferimento lo schema riportato sotto (Fig. 4), si possono avere regioni di liquido aperte, regioni parzialmente chiuse e regioni chiuse.

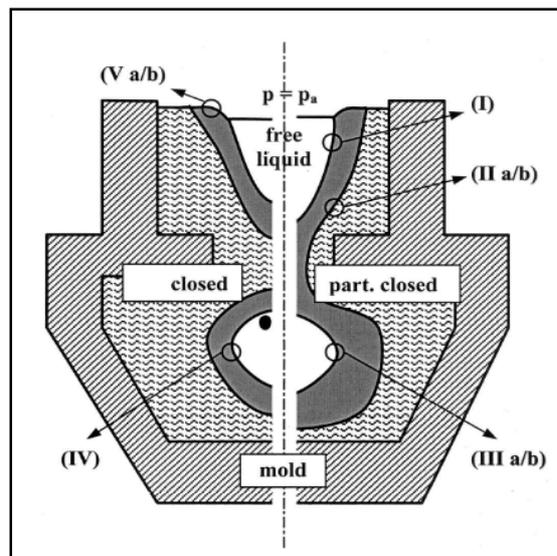


Fig.4: Condizioni al contorno: frontiera di una zona semisolida a contatto con una regione di liquido aperta (I); frontiera di una zona semisolida a contatto con regioni di fase solida (II); frontiera di una tasca di liquido a contatto con una regione parzialmente chiusa (III); frontiera di una tasca di liquido a contatto con una regione chiusa (hot spot) (IV); superficie libera (V).

Le zone aperte agiscono da fonte di alimentazione del liquido per le mushy zone. Il livello di pelo libero può diminuire durante la solidificazione per via del flusso di liquido verso le zone sottostanti. Le regioni parzialmente chiuse sono quelle zone messe in comunicazione con una regione aperta attraverso la zona semisolida che la circonda completamente, motivo per cui in questa regione è ammesso il flusso di liquido per la compensazione del ritiro volumetrico. Le regioni di liquido chiuse sono "tasche" di liquido circondate completamente da lega semisolida, a sua volta non comunicante con regioni aperte in quanto a contatto solo con materiale solido o con la conchiglia. Essendo isolate, il liquido

di compensazione del ritiro volumetrico non riesce a raggiungere tali zone chiuse, determinando la formazione dei macropori.

Per una regione di liquido aperta (Fig.4 - I), viene imposta una condizione di Dirichlet per la pressione sul fronte del liquido:

$$hP_l = P_a + P_m = P_a + \rho_l g h \quad (38)$$

equazione in cui si è indicato con P_a la pressione dell'ambiente esterno e con P_m la pressione è il carico statico dovuto alla distanza h della regione in esame dal pelo libero.

Passando sulle radici delle dendriti (Fig.4 – II a), la condizione da imporre fino alla comparsa della fase eutettica è che la velocità nel liquido sia nulla ($v_{l,n} = 0$). Sostituendo il valore nullo della velocità all'interno della legge di Darcy espressa dall'equazione (16), si ha una condizione equivalente sul campo della pressione:

$$h \frac{\partial P_l}{\partial n} - \rho_l g_n = 0 \quad (39)$$

Nell'equazione precedente, si è indicato con n il versore normale alla superficie, uscente dalla zona semisolida. La grandezza g_n è il vettore g proiettato lungo la direzione n ($g_n = \vec{g} \cdot \vec{n}$).

Con la comparsa della fase eutettica (Fig. 4 – II b), la condizione precedente sulla velocità viene sostituita da un bilancio di massa:

$$h v_{ln} = - \left(\frac{\rho_e}{\rho_l} - 1 \right) v_{e,n}$$

che, sostituita nell'equazione di Darcy, diventa la seguente condizione:

$$h \frac{\partial P_l}{\partial n} - \frac{\mu}{K} f_l \left(\frac{\rho_e}{\rho_l} - 1 \right) v_{e,n} - \rho_l g_n = 0 \quad (40)$$

Per la frontiera di una regione parzialmente chiusa (Fig.4 – III a), fino alla comparsa di macropori, si fissa a priori la pressione P_Q di un punto Q sul contorno ad un valore qualsiasi, e si cerca il particolare valore di P_Q in grado di soddisfare il seguente bilancio di massa:

$$\int_{\Omega_l} \text{div}(\rho_l v_l) dV = \int_{\partial\Omega_l} \rho_l v_l \cdot n dS = 0 \quad (41)$$

dove con Ω_l si è indicato il volume della regione semichiusa e con $\partial\Omega_l$ la sua frontiera. Questa condizione esprime la compensazione del ritiro volumetrico ad opera del flusso di liquido all'interno della zona semisolida. Dato che tale relazione vale fino all'istante di formazione dei pori, si cerca di controllare l'istaurarsi delle condizioni idonee alla nucleazione delle bolle di gas. Per questo motivo, viene scelto come punto Q quello posizionato ad un'altezza maggiore rispetto alla direzione della gravità. In questo modo, il punto Q avrà la pressione

più bassa tra tutti i punti della regione, quindi raggiungerà per prima le condizioni di soprassaturazione e quindi di cavitazione dell'idrogeno. La pressione dei restanti punti della regione può essere determinato sommando il relativo carico statico alla pressione P_Q :

$$hP = P_Q + \rho_l gh \quad (42)$$

Quando, all'interno di tali regioni parzialmente chiuse, la pressione P_Q scende al di sotto del valore di cavitazione P_c (determinabile dalla legge di Sievert), si ha la formazione di macropori (*fig.3 – III b*). Dunque l'integrale di flusso (41) visto precedentemente non è più valido. La velocità di accrescimento del volume V_g della bolla di gas è data dalla relazione:

$$h \frac{dV_g}{dt} = - \int_{\partial\Omega_l} v_l \cdot n dS \quad (43)$$

In ogni istante di tempo successivo alla nucleazione del poro, bisogna ricalcolare la concentrazione di idrogeno nel liquido rimanente utilizzando l'equazione di conservazione della massa (43). Si determina così la quantità di idrogeno contenuto all'interno della bolla e si procede all'aggiornamento del valore del limite di solubilità. Tuttavia, per semplificare l'algoritmo di calcolo, tale valore limite non viene ricalcolato, assumendo come pressione di cavitazione quella calcolata nel passo precedente attraverso la legge di Sievert.

Le regioni di liquido chiuse (*Fig.3 – IV*) sono affrontate dal modello nello stesso modo in cui sono trattate le regioni semichiusate in cui si sono già formati i pori, quindi come l'ultimo caso analizzato precedentemente (42). Tali tasche di liquido vengono considerate come un sistema chiuso, isolato nei confronti del flusso di materiale liquido.

Un'altra condizione è da porre in corrispondenza delle zone semisolide direttamente a contatto con l'aria. Fino a quando la frazione volumetrica di solido f_s in un punto della superficie è minore di un valore critico $f_{s,c}$, si suppone che sia possibile il flusso del liquido verso l'interno per compensare il ritiro dovuto alla solidificazione (*fig.3 – V a*). Quindi è applicata la condizione di Dirichlet (38) vista precedentemente, con $h = 0$ ($P_l = P_a$). Quando risulta $f_s > f_{s,c}$ (*Fig.3 – V b*), la lega viene supposta fissa e quindi si applica la condizione di Neumann (39), imposta nelle regioni di liquido aperte. In questo modo è possibile tenere conto del cono di ritiro che si forma in corrispondenza della superficie.

Risolto il problema termico in ogni nodo e in ogni istante di tempo, sono note le fasi presenti all'interno del getto in solidificazione. Quindi è possibile applicare le equazioni viste precedentemente all'interno delle regioni semisolide, imponendo le rispettive condizioni al contorno viste. E' possibile così determinare la pressione all'interno del liquido P_l , la frazione in volume della microporosità f_p e l'entità in volume dei macropori V_g .

Inoltre, il campo di pressione calcolato, consente la determinazione delle condizioni in cui si trovano le superfici di liquido a contatto con l'aria. In questo modo è possibile determinare il cono da ritiro e l'entità dell'abbassamento del

livello del liquido in corrispondenza di tali regioni. Tuttavia, il calcolo dell'integrale (42) comporta un errore di qualche punto percentuale che si propaga nei vari istanti di tempo. Per risolvere questo problema, viene misurato il volume totale di vuoto (porosità totale) all'interno di tutte le celle attive delle zone semisolide.

$$\frac{\Delta V_g}{\Delta t} = a^d \sum_{i=1}^{N_c} \frac{1}{\rho_{l,i}} \frac{\Delta \langle \rho \rangle_{0,i}}{\Delta t} \quad (44)$$

Questo bilancio di massa viene quindi confrontato con la somma delle microporosità, delle macroporosità e del cono da ritiro, correggendo questi due ultimi fattori in base alla (44) se necessario.

L'analisi della famiglia di modelli basati sulla legge di Darcy, accoppiata all'equazione di conservazione della massa ne mette in evidenza la complessità. Soprattutto l'ultimo modello descritto, quello di Rappaz, Pequet e Gremaud, considerabile lo stato dell'arte dell'evoluzione di tale famiglia di modelli, mostra un livello di dettaglio molto elevato nella descrizione degli eventi legati alla formazione di porosità in un getto. Inoltre lo sforzo degli autori si è rivolto alla descrizione di più effetti ovvero microporosità, macroporosità e ritiri delle superfici di pelo libero del getto.

L'influenza del campo termico sulla risoluzione del problema è palese ed importante. Tutte le quantità calcolate risultano, in ultima analisi, funzione della temperatura locale.

Nella trattazione del problema ruolo importante ha l'effetto del gas inizialmente in soluzione nel fuso e l'evoluzione della sua concentrazione nel solido e nel liquido, alla ricerca delle condizioni di sovrassaturazione che ne permettano la precipitazione.

È riconosciuta inoltre l'importanza del fenomeno di nucleazione delle porosità che viene però gestito in maniera semplificata, ipotizzando possibile l'esistenza di un poro al superamento di una soglia di pressione calcolata localmente ovvero al superamento di un raggio critico.

Un ben determinato ruolo viene inoltre riconosciuto allo SDAS. Tale caratteristica microstrutturale ha infatti un duplice impatto: prima nella definizione della permeabilità secondo Kozeny-Carman (eq. 26), poi nel calcolo del raggio di curvatura (e quindi nella pressione interna del poro) durante la descrizione dell'accrescimento dello stesso (eq. 37).

L'equazione "fondamentale" del modello analizzato è la (30) l'analisi della quale mette in evidenza che il dato che è possibile aspettarsi in output dall'applicazione del modello è la "frazione in volume dei pori", calcolata su ogni nodo del dominio di calcolo. Quindi tale modello non mette a disposizione informazioni circa la dimensione e la forma dei pori.

Modelli basati sull'accrescimento dei pori determinato dalla diffusione dell'idrogeno

Modelli deterministici basati sull'accrescimento determinato dalla diffusione

I modelli fin qui citati mettono in relazione la caduta di pressione con l'equazione di conservazione della massa, allo scopo di prevedere la porosità all'interno di un getto di forma più o meno complessa. Recentemente, Lee e Hunt [11] hanno osservato che, all'interno di zone semisolide di piccole dimensioni (< 20 mm), la porosità non è determinata dalla caduta di pressione, ma piuttosto è controllata dalla diffusione dell'idrogeno. Si sono sviluppati così dei modelli di porosità basati sull'accrescimento dei pori ad opera della diffusione.

Si è detto che l'idrogeno è significativamente meno solubile nel solido piuttosto che nell'alluminio liquido, ragion per cui, durante la solidificazione, l'eccesso di idrogeno della fase solida viene liberato all'interno del liquido. A questo punto, il gas disciolto diffonde verso regioni a minore concentrazione, potendo causare così l'accrescimento di pori già esistenti e la nucleazione di nuove cavità. La velocità con cui l'idrogeno diffonde all'interno della soluzione liquida dipende dal coefficiente di diffusione (funzione della temperatura e della concentrazione) e dalla resistenza alla diffusione opposta dai meccanismi di solidificazione.

Un semplice modello di porosità controllata dalla diffusione è quello suggerito da Lee e colleghi [12]. Tale modello deterministico non include processi di nucleazione, ma parte dalla condizione in cui è già presente una distribuzione omogenea di pori di una certa dimensione in equilibrio con il sistema.

Questo modello ha alla base numerose semplificazioni: il sistema in modellazione è considerato chiuso, sferico e spazialmente isoterma; il poro di idrogeno è ipotizzato al centro del sistema e di raggio noto; si suppone che una miscela di solido e liquido circondi simmetricamente il poro; la lega liquida è supposta continua e si assume che non esistano gradienti di concentrazione di idrogeno o silicio all'interno della fase solida (Fig.5). Queste condizioni corrispondono ad avere un sistema con pori delle stesse dimensioni ed equamente distribuiti.

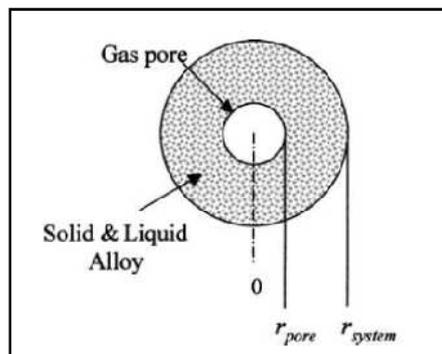


Fig. 5: Rappresentazione schematica del sistema secondo il modello deterministico.

Il modello deterministico introduce la legge di diffusione dell'idrogeno nel calcolo previsionale della porosità. Il fenomeno della diffusione è governato dall'equazione:

$$h \frac{\partial(\rho_l C_H)}{\partial t} + \nabla \cdot j = R_H \quad (45)$$

dove C_H è la concentrazione molare di idrogeno atomico nel liquido, R_H rappresenta il consumo o la generazione di idrogeno all'interno della soluzione per unità di volume. La grandezza j è il flusso di diffusione, che vale:

$$hj = -\rho_l D_e \nabla C_H \quad (46)$$

in cui $D_e(T, f_s)$ è la diffusività effettiva in funzione della temperatura T e della frazione di solido f_s . Indicando con C_s e C_l rispettivamente la concentrazione di idrogeno nella fase solida ed in quella liquida ($C_H = C_s + C_l$). Sostituendo l'equazione (46) nella (45), si può scrivere:

$$h \frac{\partial(\rho_l C_l f_l + \rho_s C_s f_s)}{\partial t} = \nabla \cdot (\rho_l D_e \nabla C_l) + R_H \quad (47)$$

La diffusività effettiva dell'idrogeno D_e viene calcolata usando la diffusività del solido D_s e la diffusività del liquido D_l , ricorrendo alla relazione:

$$D_e = D_l \left[\frac{D_l(1 - f_s) + D_s(1 + f_s)}{D_l(1 + f_s) + D_s(1 - f_s)} \right] \quad (48)$$

Inizialmente il sistema è considerato in equilibrio. La concentrazione iniziale dell'idrogeno è calcolata dal raggio iniziale del poro e dalle condizioni di equilibrio. Perturbando la temperatura in maniera lineare con il tempo, il sistema viene squilibrato. La lega in solidificazione rilascia idrogeno, la concentrazione di gas disciolto nel liquido aumenta fino a diventare soprassaturo, causando così la nucleazione di un poro.

A questo punto si forma un gradiente di diffusione in direzione della bolla di idrogeno. Il poro, nel momento in cui viene raggiunto dal gas in diffusione, inizia ad accrescere le sue dimensioni. Dato che il sistema è considerato chiuso, la massa dell'idrogeno si conserva, quindi il valore di R_H può essere calcolato misurando la variazione del numero di moli di idrogeno per unità di volume.

In formula:

$$R_H = \frac{d}{dt} \left(\frac{n_s}{V_l} \right) \quad (49)$$

dove n_s sono le moli di idrogeno nella lega solida, V_l è il volume di liquido. Introducendo il coefficiente di ripartizione k_H tale per cui $C_s = k_H C_l$, la (49) diventa:

$$R_H = \frac{d}{dt} \left(\frac{k_H C_l V_s}{V_l} \right) \quad (50)$$

dove V_s è il volume del solido. Derivando e sostituendo la (50) nella (47) si ottiene:

$$h \frac{\partial C_l}{\partial t} = \frac{D_e}{\left(1 - k_H \frac{V_s}{V_l}\right)} \frac{\partial C_l^2}{\partial r^2} + \frac{D_e}{\left(1 - k_H \frac{V_s}{V_l}\right)} \frac{2 \partial C_l}{r \partial r} + \frac{C_l m_{lega}^{Tot}}{V_l} \frac{\partial f_s}{\partial t} \left(\frac{k_H}{\rho_s} + \frac{V_s}{V_l \rho_l} \right) \quad (51)$$

in cui m_{lega}^{Tot} è la massa totale della lega.

Si suppone che ogni poro sia contenuto all'interno di una sfera di raggio R_e , quindi, data la periodicità della distribuzione dei pori, si ha la seguente condizione al contorno da imporre nella soluzione del problema:

$$h \frac{\partial (C_H)}{\partial r} = 0, \quad r = r_{system} \quad (52)$$

All'interfaccia solido-liquido, deve valere l'equilibrio termodinamico. Di conseguenza si può determinare una seconda condizione al contorno sulla concentrazione di idrogeno all'interfaccia attraverso la relazione di Gibbs-Thompson, saturando così le incognite del problema:

$$h C_H = C_H^* = f(T, R_p), \quad r = r_{pore} \quad (53)$$

Il problema termico è stato risolto dagli autori utilizzando un pacchetto software commerciale agli elementi finiti. Noti il campo delle temperature, la dimensione iniziale del poro e del sistema, si determina l'evoluzione della frazione solida f_s attraverso l'equazione di Scheil (17); la pressione all'interno di un poro è data dall'equazione (23); la solubilità di equilibrio viene determinata attraverso la legge di Sievert (20). Quindi si calcola la diffusività effettiva attraverso la (48). Usando questi valori, si determina il valore della concentrazione di idrogeno nel liquido C_l per ogni nodo attraverso la (51). Noto il coefficiente di partizione k , si determina la concentrazione di gas nel solido C_s . Fatto ciò, si determinano le moli di idrogeno presenti nei pori attraverso l'equazione di bilancio di massa.

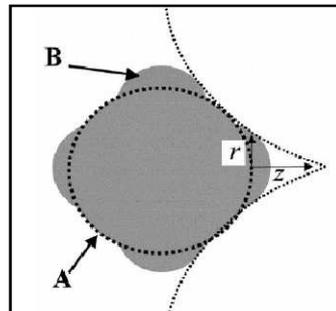


Fig.6: Modalità di accrescimento del poro: caso A: accrescimento con forma sferica; caso B; accrescimento seguente all'interferenza con le dendriti.

Negli istanti iniziali si suppone che i pori crescano mantenendo la forma sferica (Fig.6 - caso A). Una volta avvenuto il contatto tra il poro ed i grani

dendritici, si suppone che il poro si accresca all'interno di un volume risultante dall'impacchettamento di strutture sferiche, modificando quindi la sua forma (Fig.6 - caso B).

Tale modello descrive bene l'effetto dei parametri sulla porosità finale. Le previsioni percentuali di porosità del getto finale trovano buoni riscontri all'interno delle colate sperimentali. Tuttavia le dimensioni medie dei pori previsti risultano essere pesantemente sottostimati. Vista la mancata considerazione di fattori molto influenti sul fenomeno della porosità, quali il ritiro e la nucleazione eterogenea, questa sottostima è un dato che non sorprende.

Con lo scopo di migliorare le capacità del criterio previsionale deterministico, sono stati sviluppati dei modelli di porosità in cui il fenomeno della nucleazione stocastica viene affiancato alla teoria della diffusione, sopperendo ad uno dei due grossi limiti del modello

Modelli stocastici basati sulla nucleazione eterogenea e sull'accrescimento ad opera della diffusione

Lee e Hunt [13] osservarono sperimentalmente che la nucleazione dei micropori avveniva per bassi valori di sovrassaturazione, minori rispetto a quelli ipotizzati, imputando la responsabilità di tale fenomeno alla nucleazione eterogenea. Secondo questa teoria, le particelle di ossidi o di inclusioni all'interno della lega fusa costituiscono dei centri di nucleazione preferenziali in quanto a basso potenziale. Dunque, in corrispondenza della superficie di tali particelle, si verifica la formazione di bolle di gas per valori di soprassaturazione inferiori rispetto alla lega priva di inclusioni.

In base a queste considerazioni, condizione per la nucleazione dei pori è il superamento del livello di soprassaturazione della lega SS_n .

$$\frac{C_l}{S_H} > SS_n \quad (54)$$

Nella relazione precedente, C_l è la concentrazione di idrogeno nel liquido, S_H è la solubilità espresso nella stessa unità di misura della concentrazione, SS_n è il valore di soprassaturazione richiesta per la nucleazione, determinata stocasticamente da distribuzioni misurate sperimentalmente.

Durante il raffreddamento, per ogni istante di tempo viene determinata la frazione di solido f_s attraverso l'equazione di Scheil (17). Quindi si determinano il coefficiente di diffusività effettiva D_e e la concentrazione di idrogeno all'equilibrio rispettivamente attraverso le equazioni (48) e (20). Dunque si calcola la concentrazione di gas nel liquido C_l attraverso l'equazione (47). Con la relazione (54) si controlla l'eventuale presenza di eventuali centri di nucleazione e con l'espressione (51) si determina l'accrescimento dei pori già esistenti. Negli istanti iniziali, si suppone che i pori si accrescano mantenendo una forma sferica. Dal momento in cui tali pori entrano in contatto con le dendriti formatesi durante la solidificazione, i pori sono trattati come segmenti di coni con calotta emisferica.

Questo modello si è dimostrato efficace nella valutazione della porosità percentuale, distribuzione e dimensione dei pori.

I modelli di previsione delle porosità basati sull'accrescimento ad opera della diffusione, si sono dimostrati efficaci non solo nella previsione di frazione di porosità volumetrica (ovvero porosità percentuale) ma hanno fornito buone indicazioni sulla distribuzione e sulle dimensioni dei difetti. Alcune condizioni imposte allo studio ne limitano però pesantemente l'applicabilità a casi industriali. Innanzitutto la dimensione del dominio di calcolo, limitata ad una porzione sferica di poche decine di millimetri di raggio, permette di trascurare il contributo della contrazione volumetrica sulla porosità. Tale condizione non è però rappresentativa della realtà produttiva. Inoltre, la distribuzione secondo criteri stocastici dei centri di nucleazione introdotta nel secondo modello analizzato, si rivela una condizione difficilmente definibile in un ambiente produttivo.

Modelli basati su metodi CA - FEM

Recentemente, Lee, Atwood, Chirazi e Wang [14] hanno formulato un modello multiscale per getti tridimensionali, con lo scopo di simulare i fenomeni della formazione dei grani e della porosità durante la solidificazione. Su scala macroscopica, viene utilizzato un metodo agli elementi finiti (FEM) per calcolare il flusso del liquido ed il trasferimento di calore durante il raffreddamento della lega. Si risolvono quindi i problemi legati al campo termico ed al campo di pressione.

Su scala microscopica, viene utilizzato un metodo CA (Cellular Automata), con un approccio combinato stocastico-deterministico, per determinare la diffusione sia del silicio che dell'idrogeno all'interno della soluzione liquida. In questo modo si modellano la nucleazione e l'accrescimento sia dei grani che dei pori, con la relative modalità di interferenza. La distribuzione dei centri di nucleazione della fase solida e gassosa viene determinata in maniera casuale, in modo da modellare la nucleazione eterogenea. Raggiunte le condizioni di sottoraffreddamento nella fase solida e le condizioni di soprassaturazione nella fase liquida, si ha la formazione dei primi nuclei stabili.

Risolti i campi di pressione e di temperatura dal macromodello, si determinano le concentrazioni locali dei soluti. Utilizzando la relazione (47), si simula la diffusione dei soluti, la quale determina l'accrescimento dei grani e dei pori esistenti e la formazioni di altri nuclei. Durante la fase di accrescimento, il poro viene ipotizzato accrescersi mantenendo una forma sferica fino all'istante in cui entra in contatto con la fase solida. Una volta avvenuta l'interferenza tra le due fasi, il poro non viene considerato più sferico, ma si suppone che il suo raggio di curvatura diminuisca all'aumentare della frazione di solido, complicando la sua forma fino alla completa solidificazione della lega.

Tale modello è in grado di dare delle previsioni attendibili sia sulla struttura dendritica della fase primaria, sia sulla distribuzione e le dimensioni massime dei pori. Il problema dell'applicazione di questo tipo di modello, risiede, allo stato

attuale dell'arte, nelle elevatissime risorse richieste per il calcolo, che ne preclude l'applicabilità a casi di interesse industriale.

Conclusioni

Come dichiarato inizialmente, gli scopi di questo capitolo sono stati essenzialmente due:

1. comprendere il ruolo ed il peso delle grandezze fisiche chiave del fenomeno, in modo da poter progettare una sperimentazione efficace nella realizzazione di getti a porosità e microstruttura controllata.

2. procedere ad una valutazione dei modelli descritti, alla individuazione degli svantaggi e dei vantaggi di ognuno di essi (in termini di accuratezza dei risultati attesi ma anche applicabilità al campo industriale) ed alla selezione di uno di essi per poterne eseguire una validazione di tipo sperimentale

Obiettivo 1:

Eseguendo un sintetico riepilogo di quanto studiato è possibile inquadrare il fenomeno come segue.

A causa delle elevate perdite di carico subite dal liquido all'attraversamento della mushy zone, si assiste ad un crollo locale della pressione. Le condizioni di soprassaturazione del liquido, permettono la precipitazione di bolle di gas che possono quindi accrescersi sotto l'effetto combinato dell'ulteriore presenza di gas nel liquido e/o del ritiro volumetrico del getto. Quindi presenza di gas nel getto e ritiro volumetrico sono le due condizioni necessarie per il verificarsi del fenomeno.

Le condizioni locali di evacuazione del calore hanno un impatto molto importante sul contributo del ritiro volumetrico nelle porosità. È possibile individuare una correlazione (esplicita nel criterio di Niyama, implicita invece per i restanti modelli) fra il rapporto Gradiente di Temperatura/Velocità di Solidificazione e la manifestazione delle porosità: bassi valori di tale rapporto corrispondono a condizioni favorevoli per la manifestazione di difetti. Infatti bassi gradienti di temperatura nel getto corrispondono ad estensioni più vaste della mushy zone, che diviene quindi più difficile da alimentare. Alte velocità locali di solidificazione corrispondono ad alte velocità del fronte di avanzamento della solidificazione; di conseguenza la velocità del flusso interdendritico del fuso, richiesto per l'alimentazione della mushy zone deve essere maggiore, con un crollo locale delle pressioni più elevato.

Si può ravvisare un impatto della microstruttura in termini di SDAS sulla porosità. La costipazione dei difetti nel network dendritico ha infatti un impatto

(ravvisato sia dai modelli basati su Darcy ed in quelli basati sulla diffusione dell'idrogeno) nella fase di accrescimento dei pori, e per i modelli basati su Darcy un effetto molto importante sulla permeabilità della mushy zone.

Si segnala come il calcolo delle caratteristiche microstrutturali sia demandato all'implementazione in un codice di calcolo, di modelli empirici che leghino le caratteristiche microstrutturali alle condizioni locali di solidificazione. Queste correlazioni necessitano una loro determinazione sperimentale.

Importante è infine l'effetto di inclusioni bagnabili dal metallo che realizzano siti di nucleazione eterogenea che permettono la precipitazione delle porosità.

Differente è il metodo con cui i vari modelli affrontano la questione, ma la consapevolezza dell'importanza di tale fenomeno è sempre maggiore nell'analisi affrontata.

Inoltre, anche la pratica fusoria insegna che eliminando dal bagno queste inclusioni, mediante opportune pratiche di igiene della lega, è possibile ridurre drasticamente la probabilità di nucleazione delle porosità.

Una minor densità di siti di nucleazione aumenta inoltre la distanza lungo la quale i gas devono diffondere per raggiungere i pori ed abbatta le possibilità di accrescimento di questi ultimi.

In estrema sintesi i parametri fondamentali che dovranno essere controllati in sede sperimentale sono:

- Modalità di estrazione del calore e velocità locali di solidificazione
- Contenuto di Gas (Idrogeno) in soluzione nella lega
- Quantità di inclusioni bagnabili dal liquido come siti di nucleazione delle porosità.

Obiettivo 2:

I modelli di previsione delle porosità hanno avuto un notevolissimo sviluppo nell'arco di mezzo secolo. Ogni modello proposto presenta vantaggi e limitazioni dipendenti dalle ipotesi semplificative di partenza. In base a queste ultime vengono trascurati alcuni fenomeni a favore di altri fattori considerati più incidenti nella formazione dei pori.

Il punto di forza delle prime categorie di criteri analizzati, basate su soluzioni analitiche o criteri empirici, è la loro semplicità computazionale. D'altro canto l'applicabilità dei primi su geometrie complesse è nulla ed il grosso limite dei criteri empirici è quello di trascurare l'effetto della presenza di gas nel fuso. Inoltre non è possibile desumere nessuna informazione di tipo quantitativo dalla loro applicazione, ma solo ottenere una stima circa la probabilità di manifestazione di porosità.

Il grosso merito di questi modelli è stato quello di aver focalizzato l'attenzione sul problema ed aver fornito una prima trattazione formale del fenomeno, successivamente sviluppata.

I metodi basati sull'applicazione della legge di Darcy accoppiata all'equazione di conservazione della massa, hanno determinato un notevole passo in avanti nel calcolo previsionale della porosità, in quanto l'edificio teorico proposto ha permesso di descrivere con completezza ed organicità i fenomeni coinvolti. In questo modo si sono ottenuti buoni risultati dal punto di vista della previsione della porosità percentuale. Per la natura di tali modelli, non è lecito attendere informazioni ulteriori che descrivano i difetti come ad esempio dimensione dei pori e loro distribuzione. Il pregio fondamentale di questi modelli è la loro sufficiente accuratezza, che porta ad ottenere risultati spendibili in campo industriale, unita ad un costo computazionale accettabile. Il modello proposto da Rappaz, Pequet e Gremaud accoppia inoltre al calcolo delle porosità anche quello delle macroporosità e quello del ritiro superficiale del getto, configurandosi come uno strumento completo per applicazioni industriali.

I modelli di previsione delle porosità basati sull'accrescimento ad opera della diffusione, si sono dimostrati efficaci non solo nella previsione di frazione di porosità volumetrica (ovvero porosità percentuale) ma hanno fornito buone indicazioni sulla distribuzione e sulle dimensioni dei difetti. Alcune condizioni imposte allo studio ne limitano però pesantemente l'applicabilità a casi industriali. Innanzitutto la dimensione del dominio di calcolo, limitata ad una porzione sferica di poche decine di millimetri di raggio, permette di trascurare il contributo della contrazione volumetrica sulla porosità. Tale condizione non è però rappresentativa della realtà produttiva. Inoltre, la distribuzione secondo criteri stocastici dei centri di nucleazione introdotta nel secondo modello analizzato, si rivela una condizione difficilmente definibile in un ambiente produttivo.

La categoria di modelli multiscala FEM-Cellular automata, sommariamente descritta nei suoi principi generali rappresenta di fatto la frontiera della ricerca nel campo. Le potenzialità di accuratezza nella previsione di tutte le caratteristiche microstrutturali e difettologiche sono elevate. Di contro l'elevatissima complessità computazionale richiesta rende ad oggi impossibile applicazioni di tali modelli per getti complessi.

In ultima analisi, si ritiene che i modelli basati sulla risoluzione dell'equazione di Darcy costituiscano ad oggi il miglior compromesso fra accuratezza della modellazione dei fenomeni fisici e possibilità concreta di applicazione. Il modello di Rappaz, Pequet e Gremaud [10], già implementato in un codice di commerciale di simulazione del processo fusorio, verrà utilizzato per il calcolo delle porosità in un getto sperimentale, allo scopo di verificare l'aderenza dei risultati numerici alla realtà.

Bibliografia

[1] J. Huang, T. Mori, J.G. Conley, *Simulation of Microporosity Formation in modified and unmodified A356 alloy castings*, in Metallurgical and Materials Transactions, Volume 29B, 1998-1249.

[2] P.D. Lee, A. Chirazi, D. See, *Modeling microporosit  in aluminum-silicon alloys: a review*, in Journal of Light Metal 1, 2001, 15-30.

[3] W.D. Walther. C.M. Adams, H.F.Taylor, *Mechanism for pore formation in solidifying metals*, in AFS Trans. 64, 1956, 658-664.

[4] T.S. Pivonka, M.C. Flemings, *Pore formation in solidification*, in AIME Met. Soc. Trans. 236(8),1966, 1157-1165.

[5] E. Niyama, T. Uchida, M. Morikawa, S. Saito, *A method of shrinkage prediction and its application to steel casting practice*, in AFS Int. Cast Met. J. 9, 1982, 52-63.

[6] K. Kubo, R.D. Pelke, *Porosity formation in solidifying castings*, in AFS Trans. 94, 1986, 753-766.

[7] K. Kubo, R.D. Pelke, *Mathematical modeling of porosity formation in solidification*, in Metall. Trans. 16B, 1985, 359-366.

[8] D.R. Poirer, K. Yeum, A.L. Maples, *A thermodynamic prediction for microporosità formation in cast aluminum alloys*, in AFS Trans, A 18 (11), 1987, 1979-1987.

[9] J. Zhu, I. Ohnaka, *Computer simulation of interdendritic porosity in aluminum alloy ingots and casting*, *Modeling of Casting*, in Welding and Advanced Solidification Process, vol.V, 1991, pp.377-388.

[10] C. Pequet, M. Gramaud, M. Rappaz, *Modeling of microporosità, macroporosity an pipe shrinkage formation during solidification of alloys using a mushy-zone refinement method:application to aluminum alloys*, in Metallurgical and Materials Transactions, Volume 33A, 2002-2095.

[11] P.D. Lee, J.D. Hunt, *Hydrogen porosity in directional solidified aluminum-copper alloys: in situ observation*, in Acta Mater 45 (10), 1997, 4155-4169.

[12] P.D. Lee, D. See, R.W. Hamilton, *Multiscale modeling for the prediction of casting defects in investment cast aluminum alloys*, in Materials Science and Engineering A343 (2003) 290-300.

[13] P.D. Lee, J.D. Hunt, *A model of interaction of porosity and the developing microstructure*, in Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, 1995, 585-592.

[14] P.D. Lee, A. Chirazi, R.C. Atwood, W. Wang, *Multiscale modelling of solidification microstructures, including microsegregation and microporosity, in Al-Si-Cu alloy*, in Materials Science and Engineering A365, 2004, 57-65.

3. Progettazione dell'apparato sperimentale

Introduzione

Lo scopo della attività che ci si accinge a descrivere è quello di ottenere un'attrezzatura ed una procedura sperimentale che rendano possibile creare materiale a caratteristiche microstrutturali e porosità variabili in stretta correlazione ai parametri di processo di volta in volta scelti.

Riassumendo le considerazioni svolte nei precedenti capitoli, è possibile individuare le specifiche da implementare per la progettazione dell'attrezzatura sperimentale.

Dall'analisi bibliografica del fenomeno e dalla selezione del modello di calcolo da applicare per la simulazione numerica, si evince che per realizzare una sperimentazione efficace è necessario poter controllare:

1. Modalità di estrazione del calore e velocità locali di solidificazione
2. Contenuto di Gas (Idrogeno) in soluzione nella lega prima della colata
3. Quantità di inclusioni bagnabili dal liquido, che realizzano siti di nucleazione eterogenea delle porosità.

Inoltre:

4. La realizzazione di un getto di fonderia, include la necessità di attuarne il corretto riempimento. Un riempimento scorretto del getto porterebbe all'inclusione non desiderata e non controllata di ossidi nel getto [1][2]. Dal momento che uno degli scopi dell'attività sperimentale che ci si accinge a realizzare è quello di studiare gli effetti della presenza di ossidi come siti di nucleazione eterogenea per le porosità, diviene importante cercare di limitare la produzione di questi ultimi secondo modalità ripetibili e, per quanto possibile, quantificabili.

5. Dallo studio del modello implementato nel codice di calcolo numerico selezionato discende la necessità di disporre di una correlazione empirica che leghi velocità locali di raffreddamento e distanza fra i rami secondari delle dendriti, che deve essere definita sperimentalmente.

6. Il getto prodotto secondo le specifiche appena descritte, metterà a disposizione materiale a caratteristiche microstrutturali e difettologiche controllate, utile per l'esecuzione di prove di caratterizzazione a fatica. Sarà necessario quindi prevedere la possibilità di estrazione dai getti realizzati di un numero congruo di provini da avviare alle prove di caratterizzazione.

Per conferire organicità e consequenzialità alla trattazione, in questo capitolo verranno descritte nell'ordine:

1. Le attività sperimentali che hanno portato alla definizione della legge di correlazione SDAS-velocità locale di raffreddamento, necessaria come input per il modello di previsione delle porosità (punto 5 della lista precedente)

2. Le modalità di progettazione della conchiglia, la sua validazione numerica e le attività ancillari rese necessarie a supporto di quelle principali (punti 1,4 e 6 della lista precedente)

3. Le modalità di progettazione di un impianto di condizionamento del fuso atto a garantire il controllo del contenuto di gas e delle inclusioni bagnabili nel bagno di colata (punti 2 e 3 della lista precedente)

Determinazione di una legge di correlazione tra velocità locali di solidificazione e SDAS

Le leggi analitiche di correlazione tra velocità di raffreddamento e caratteristiche microstrutturali (SDAS) sono oggi reperibili in letteratura solo per un ristretto numero di leghe, e necessitano comunque di fattori correttivi che tengano conto anche di eventuali “variazioni” (es. aggiunta di Sr, B e Ti).

Per avere a disposizione una legge di correlazione affidabile, si è deciso di avviare una campagna sperimentale utilizzando un’attrezzatura già a disposizione del Dipartimento ed utilizzata per esperienze analoghe [3].

Il concetto di base su cui ruota il funzionamento dell’attrezzatura è quello di creare una condizione di raffreddamento monodirezionale del getto, imposta da opportuni raffreddatori, allo scopo di conseguire un gradiente velocità di raffreddamento nel fuso, e quindi SDAS variabili senza soluzione di continuità. Note nelle medesime sezioni velocità di raffreddamento locali e microstruttura, è possibile ottenere la correlazione desiderata.

Descrizione dell’attrezzatura sperimentale

Come è possibile osservare in Fig. 1 l’attrezzatura realizza un getto con tre bracci, uno centrale di spessore pari a 3 mm con sezione trasversale a doppia T, destinato all’estrazione di provini metallografici idonei eventualmente anche a prove di trazione, e due bracci laterali più massivi a sezione quadra di 20x20 mm destinati ad altri scopi (determinazione sperimentale dei coefficienti di scambio termico). Tutti i bracci prevedono nella parte terminale il contatto con opportuni raffreddatori (Chillers), di sezione quadra nei rami secondari e di sezione rettangolare nel ramo centrale (Fig. 2).

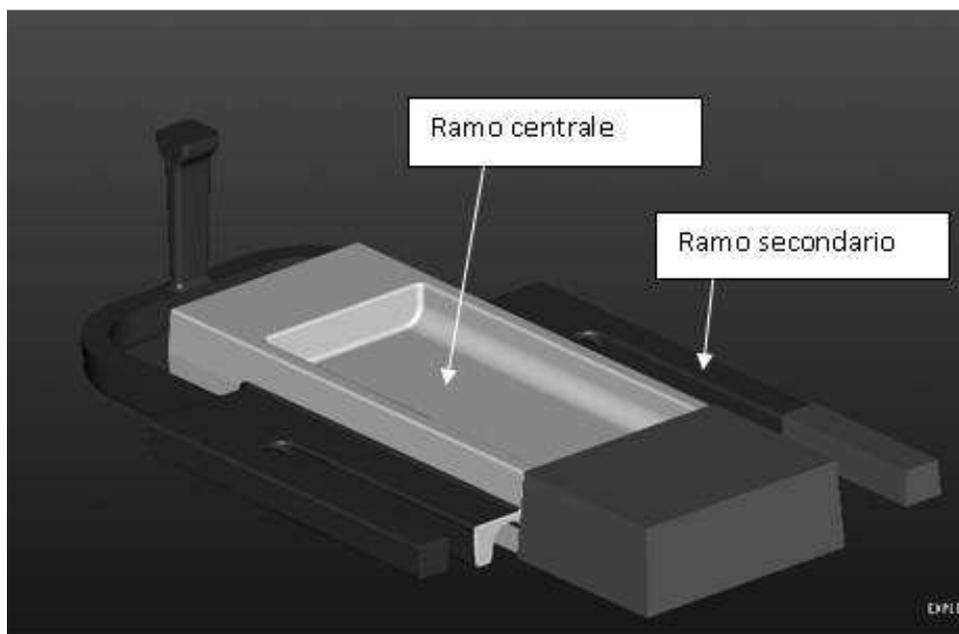


Fig. 1: Geometria della colata sperimentale

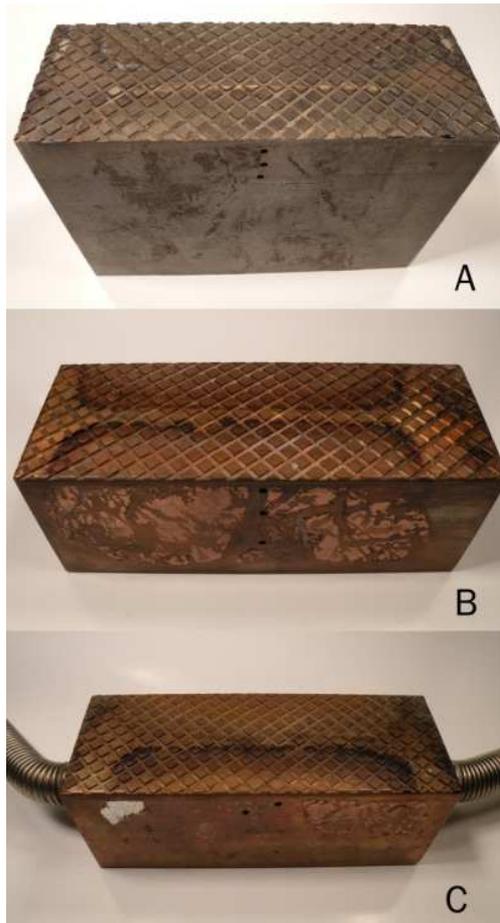


Fig. 2: Raffreddatori utilizzati nella esperienza sperimentale

Il flusso termico comandato dal posizionamento della materozza nel getto e dal raffreddatore porta ad un fronte di solidificazione quanto più possibile parallelo alla superficie dei chiller.

Specialmente nei rami secondari, il fronte di avanzamento della solidificazione può considerarsi piano trascurando gli effetti di bordo. Nel ramo centrale è possibile ottenere una stratificazione termica parallela alla superficie del raffreddatore solo nella zona centrale del getto.

L'impiego dell'attrezzatura, ha visto nel caso in esame l'utilizzazione del solo ramo centrale da cui sono stati estratti provini di caratterizzazione della lega idonei alle analisi microstrutturali.

Descrizione della procedura sperimentale e risultati

La procedura di impiego dell'attrezzatura prevede sostanzialmente quattro fasi:

Fase 1 - Svolgimento delle colate con monitoraggio delle temperature in precisi punti di misura

Fase 2 – Determinazione delle condizioni al contorno di scambio termico, tramite l'applicazione di metodi numerici di analisi inversa. Questa fase è

propedeutica alla terza. Per poter disporre di una simulazione affidabile, è necessario garantire accuratezza nell'imposizione delle condizioni al contorno. L'applicazione di metodi numerici inversi, in cui i dati iniziali sono le temperature rilevate durante la sperimentazione, permette una precisa determinazione delle condizioni di scambio termico.

Fase 3 - Analisi numerica del processo di riempimento e solidificazione dell'attrezzatura sperimentale. Lo scopo di questa attività è quello di ottenere dalla simulazione una valutazione delle velocità di raffreddamento locali, da validare mediante il confronto con i dati acquisiti mediante le termocoppie annegate nel getto.

Fase 4 – Analisi dei risultati e determinazione delle correlazioni tra velocità di raffreddamento del getto e caratteristiche microstrutturali

Fase 1- Formatura dell'attrezzatura di colata e realizzazione del getto

L'attrezzatura ha permesso la produzione di motte in sabbia, realizzate attraverso formatura chimica di tipo manuale.

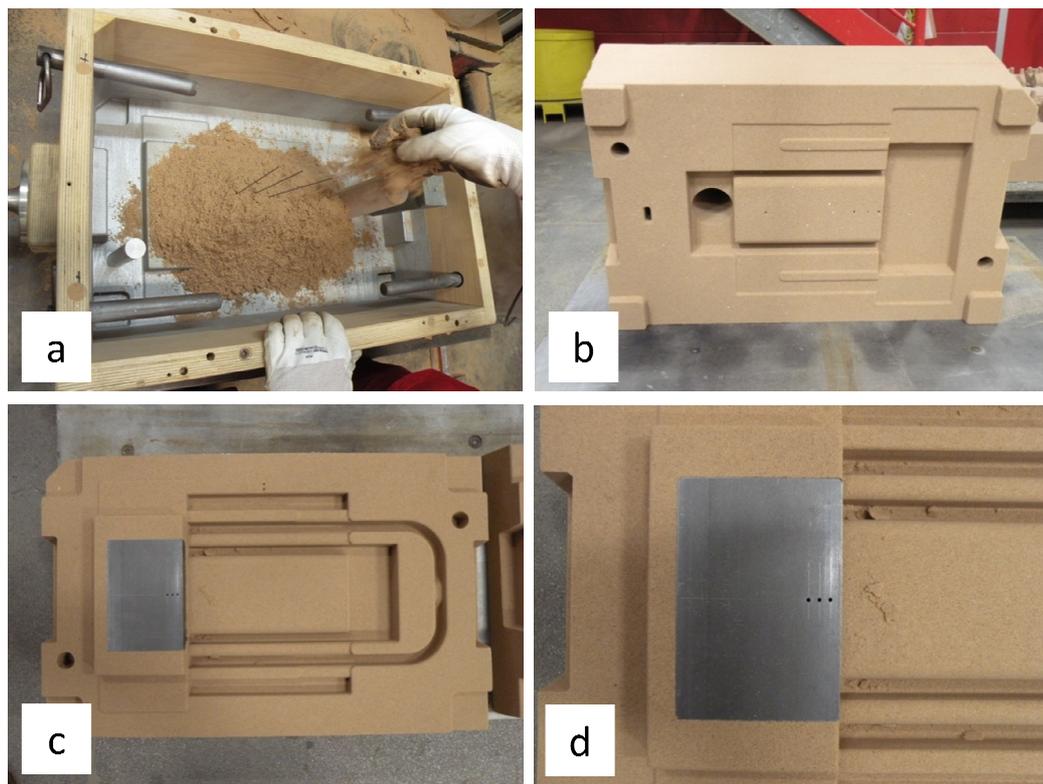


Fig. 3: Formatura delle motte. a) formatura motta superiore; b) motta superiore; c) motta inferiore con raffreddatore; d) particolare del raffreddatore e dei fori per l'alloggiamento delle termocoppie

Per ampliare il range delle velocità di raffreddamento da indagare si è fatto uso di raffreddatori diversi, inseriti nelle motte durante la formatura. Nello specifico si è fatto ricorso a raffreddatori in acciaio, rame e rame raffreddati ad acqua, ovvero percorsi da un portata di 30 l/min di acqua a 20 gradi circa (Fig.2). L'impiego di raffreddatori differenti ha permesso di ottenere una buona variabilità delle velocità di raffreddamento nei diversi punti del getto, estendendo il campo di indagine entro il range delle condizioni di processo riscontrabili nei processi di produzione industriali.

All'interno dei raffreddatori è stato eseguito l'inserimento di alcune termocoppie (Fig. 3 d); inoltre, per una completa determinazione dei flussi termici attraverso l'interfaccia, altre termocoppie sono state inserite nel getto per misurare l'andamento di temperatura del metallo in punti a distanze via via crescenti dalla superficie fredda, lungo l'asse di mezzeria del braccio centrale. Le Fig.3 descrive la disposizione delle termocoppie per le tre tipologie di colate effettuate.

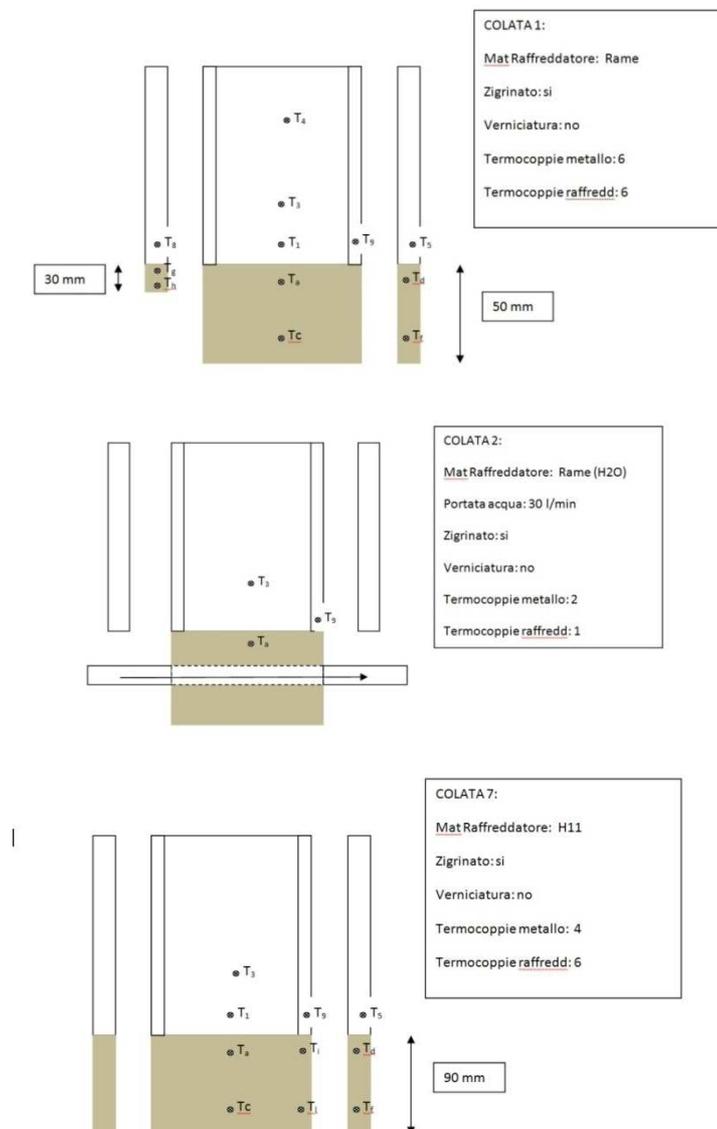


Fig.3 Disposizione delle termocoppie nel getto e nei raffreddatori per le tre differenti tipologie di colate eseguite.

Tutte le sonde sono state collegate ad un sistema di acquisizione multiplexer in grado di fornire una scansione di lettura di circa due dati al secondo durante la fase di solidificazione dei getti.



Fig.4: Motte strumentate pronte per la colata

Al termine della colata, avvenuta la completa solidificazione del getto è stata effettuata la fase di sformatura, eliminazione del boccale (materozza, bastone di colata e rami laterali), fino ad ottenere un pezzo corrispondente al solo ramo centrale del getto iniziale.

I getti sono stati classificati e sezionati secondo piani di taglio paralleli al piano su cui giace l'interfaccia di contatto con il raffreddatore. Secondo questa modalità sono stati ottenuti dieci provini da 3 mm di spessore con profilo a doppio T , come descritto in Fig.5 e 6.

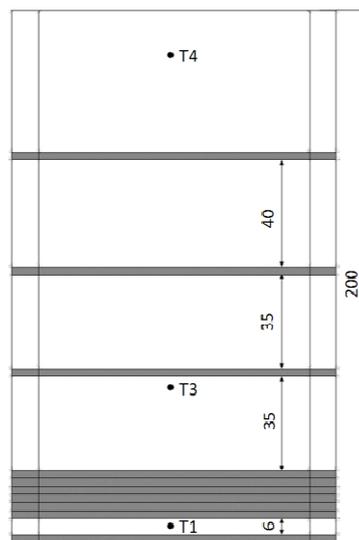


Fig. 5: In grigio i provini estratti secondo piani paralleli alla superficie di contatto getto/raffreddatore

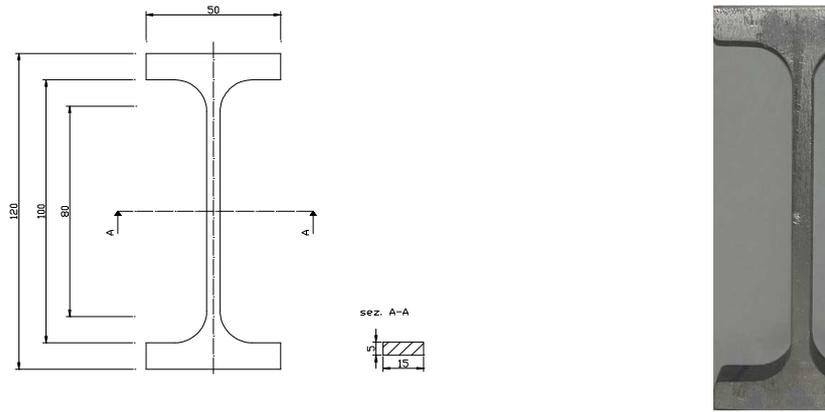


Fig. 6. Sezione trasversale e longitudinale dei provini

Poiché i provini estratti si trovano a distanza crescente dal raffreddatore ognuno di essi presenta differenti velocità di raffreddamento, decrescenti al crescere della distanza dal raffreddatore. Si è quindi proceduto con l'analisi micrografica delle zone centrali dei provini estratti al fine di determinarne il valore di SDAS.

Per la determinazione delle velocità di raffreddamento dei singoli provini analizzati si è seguita la procedura numerica descritta nella Fase 3.

Fase 2 – Determinazione delle condizioni al contorno di scambio termico, tramite l'applicazione di metodi numerici di analisi inversa

La valutazione dei coefficienti di scambio termico all'interfaccia getto/raffreddatori è stata suddivisa in tre fasi differenti:

1: Nella prima analisi del flusso di calore verso il raffreddatore è stato valutato attraverso un metodo inverso, basato sull'acquisizione diretta dei valori di temperatura e le previsioni numeriche FEM negli stessi punti misurati. La soluzione del problema agli Elementi Finiti è stata ottenuta tramite il software commerciale PROCast utilizzando la griglia tetraedrica non strutturata del raffreddatore, considerato come un dominio di calcolo separato (Fig. 7). Per ridurre il tempo di calcolo è stata imposta una condizione di simmetria sul piano mediano del raffreddatore. Il metodo inverso proposto in [4], viene applicato ai valori misurati e calcolati di temperatura all'interno del fuso minimizzando la funzione:

$$S(\beta) = \sum_{i=1}^{N_t} \sum_{j=1}^{N_m} \frac{1}{\sigma_T^2} (T_{ij}^m - T_{ij}^c(\beta))^2 + \sum_{k=1}^{N_\beta} \frac{1}{\sigma_k^2} (\beta_k - \beta_k^0)^2 \quad (1)$$

Dove N_m è il numero del punto di misura nella posizione x_j ($j=1, N_m$), T_{ij}^m sono le temperature misurate al timestep t_i ($i=1, N_t$), N_β è un set di flussi termici $\beta=(\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_{N_\beta})$, e $T_{ij}^c(\beta)$ sono le temperature calcolate dal FEM al tempo t_i e alla posizione x_j relative ad ogni singolo set di valori β .

Per ottenere una convergenza più veloce, i valori σ_k nella (1) sono stati ottenuti da una prima simulazione diretta. I valori di ogni set di σ_k possono variare attorno a σ_k fin quando il parametro di deviazione, σ_k , diventa piccolo abbastanza.

2: Nel secondo step è stata eseguita una prima valutazione del coefficiente di scambio termico HTC* attraverso l'equazione:

$$\text{HTC}^* = \frac{Q^*(t)}{T_c - T_i} \quad (2)$$

dove $Q^*(t)$ è il flusso termico all'interfaccia getto/raffreddatore, calcolato nello step 1, T_c è la temperatura del getto misurata attraverso la termocoppia più vicina all'interfaccia getto/stampo in un istante arbitrario t , T_i è la temperatura calcolata via FEM nello stesso istante di tempo, sull'interfaccia getto/stampo, ovvero il punto nel quale verrà determinato l'HTC finale.

3: Infine, l'insieme getto/raffreddatore (Fig.8) è stato considerato come dominio di calcolo. L'HTC* ottenuto nello step (2) è utilizzato come set iniziale per inizializzare l'equazione (1). La minimizzazione della equazione (1) permette di ottenere il valore finale del coefficiente di scambio termico locale HTC**.

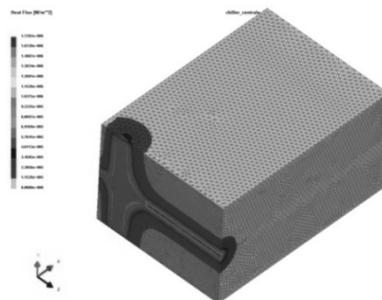


Fig. 7 – Griglia del raffreddatore in acciaio. Per diminuire il tempo di calcolo si è considerato solo metà del modello, imponendo una condizione di simmetria sul piano di mezzeria originario



Fig. 8 Modello agli elementi finiti del sistema getto/raffreddatore

Fase 3 - Analisi numerica del processo di riempimento e solidificazione dell'attrezzatura sperimentale

Data la difficoltà di misurare direttamente le velocità di raffreddamento del metallo attraverso termocoppie in più punti del getto, a distanze dal raffreddatore progressivamente crescenti, risulta necessario ricorrere a risultati forniti da simulazioni numeriche in grado di descrivere l'andamento di temperatura nel tempo in tutti i punti del getto.

I risultati ottenuti nella fase 2 nella determinazione degli scambi termici in corrispondenza delle superfici di raffreddamento sono stati quindi impiegati come condizioni al contorno nell'impostazione del problema numerico.

La prima fase di simulazione numerica ha previsto la simulazione del processo di riempimento della forma

La sequenza di Fig. 9 illustra le varie fasi del riempimento del getto secondo i calcoli di simulazione eseguiti dal programma. La scala cromatica indica la temperatura del metallo, e va da 730°C a 610°C (temperatura di liquidus, violetto)

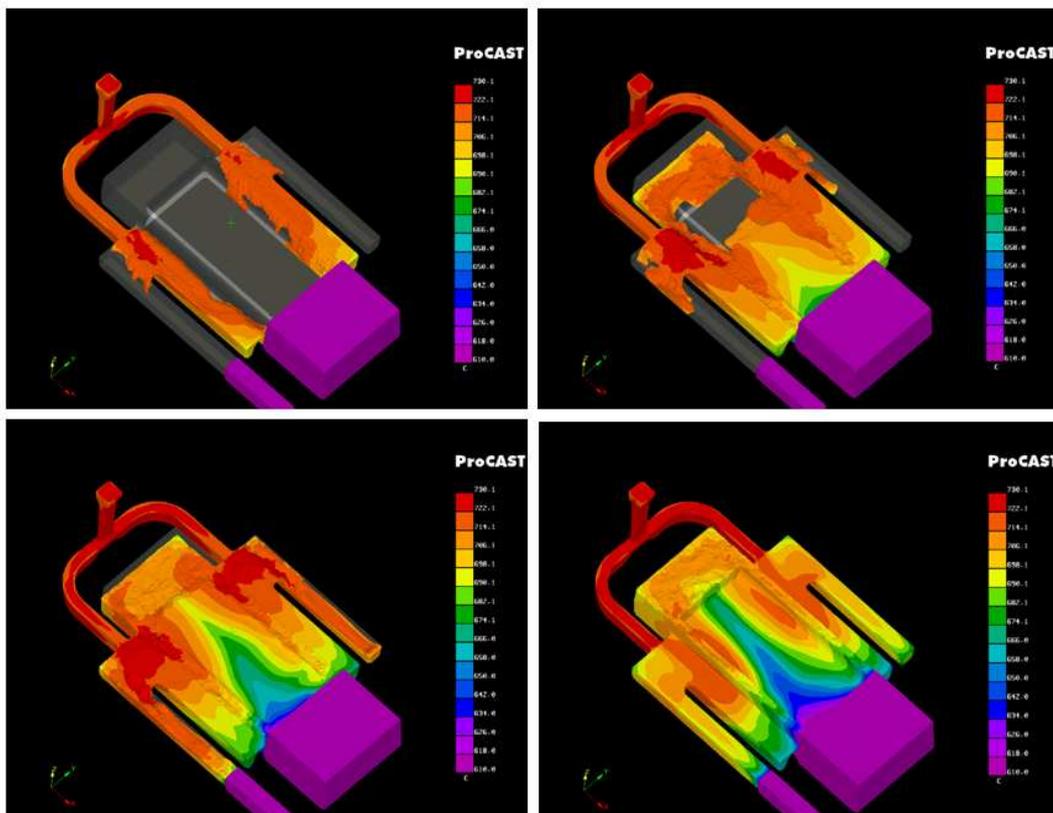


Fig. 9 Risultati dell'analisi di riempimento dell'attrezzatura sperimentale

La distribuzione di temperatura ottenuta al termine del riempimento descritta nell'immagine è stata quindi usata come condizione iniziale nello studio del raffreddamento e solidificazione del getto. Al termine di questa analisi è stato possibile ottenere le curve di raffreddamento puntuali in tutto il getto.

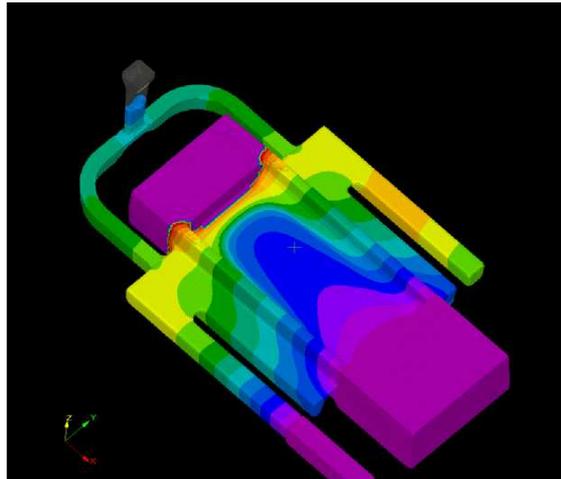


Fig. 10: Tempo di solidificazione locale nel getto

Le curve di raffreddamento calcolate, sono state paragonate a quelle misurate nei punti monitorati dalle termocoppie, per valutare l'accuratezza della simulazione di processo che si è rivelata accettabile.

Note le curve di raffreddamento locali, le velocità di solidificazione sono state calcolate semplicemente come:

$$V_s = \frac{T_l - T_e}{\tau_{T_l} - \tau_{T_e}}$$

Dove T_l, T_e sono le temperature di solidus ed eutettico, determinate dall'analisi della derivata delle curve di raffreddamento sperimentali (Fig. 11) (pari rispettivamente a 613°C e 567°C) e τ_{T_l}, τ_{T_e} sono gli istanti di inizio solidificazione ed inizio trasformazione eutettica.

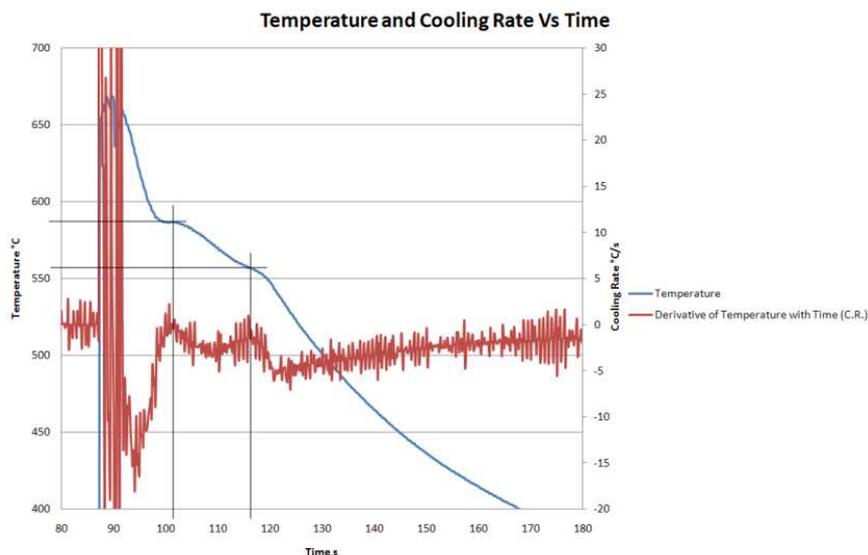


Fig. 11: Per la valutazione delle temperature di liquidus e di prima trasformazione eutettica, si è analizzata la derivata prima delle curve di raffreddamento, cercando i punti di flesso di tale curva corrispondenti a velocità di raffreddamento nulle.

Fase 4 - Analisi dei risultati e determinazione delle correlazioni tra velocità di raffreddamento del getto e caratteristiche microstrutturali e validazione della correlazione

Noti dalla fase 1 lo SDAS di ogni provino e dalla fase 3 le velocità di solidificazione caratteristiche di ogni provino, è stato possibile determinare la seguente relazione:

$$SDAS = k(T_l - T_e)^n \quad (3)$$

Dove: $k=681$ ed $n=0.33$

La correlazione trovata è stata implementata nel codice di simulazione per il calcolo dello SDAS di una testa motore ad alte prestazioni colata in conchiglia [5].

La testa motore è stata suddivisa in 4 sezioni, ognuna delle quali ulteriormente suddivisa in una griglia da 10 mm circa di lato (Fig.12). Per ognuna delle “caselle” ottenute sono state eseguite indagini microstrutturali per la misurazione dello SDAS che hanno portato alla produzione di grafici sinottici uno dei quali visibile in Fig.13.

Dai dati prodotti dalla simulazione di processo, sono stati estratti grafici sinottici simili a quelli appena descritti (Fig.14). I dati di SDAS Simulati/Misurati nella sezione sono stati correlati (Fig.15) fornendo indici di correlazione quadratici per le differenti sezioni del getto medi di 0.9, con punte di 0.96 per la sezione 4, descritta dalle immagini proposte.

È possibile affermare che la correlazione trovata sperimentalmente ed implementata nel simulatore, è stata pienamente validata.

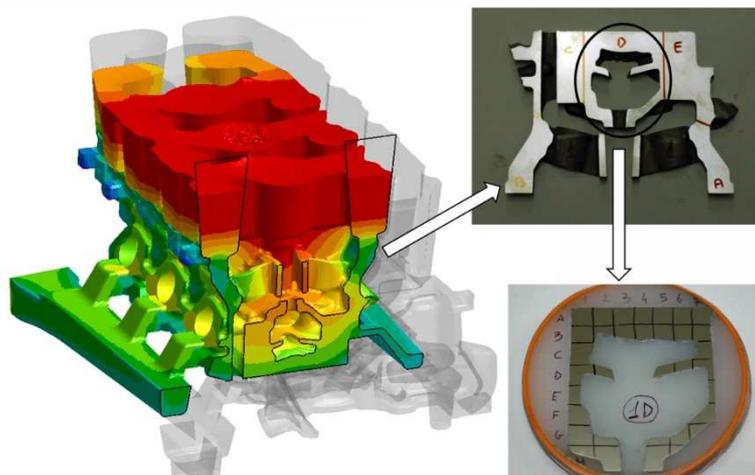


Fig.12 Suddivisione della testa in sezioni ed ulteriore suddivisione delle sezioni mediante una griglia ordinata di caselle di lato pari a circa 10 mm

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V	SDAS
1				26	26	32	32	31				30	32	32	28		28				23
2		30	30	29		35	36	35	39	40	36	38	40	37	35	32	28				26
3				38				40	44	44	47	41		49	42	41	34				30
4			43	38	42	46	46	43	50	47	50	49	49	45	43	41	38				33
5						47	49		55	55	54		49	48	44	42	41	42	44		37
6					56	51			56	58	57		56	57	49			43	39	38	40
7				45	51	53	54	58	59	56	64	59	53	58	53	51					44
8				40				54	61	60	58		56	55	52	53	50				47
9				45	51	53	54		57	61	58		58	53	52	57	45				50
10				47	48	51	56	62	59	63	63	62	67	60	53	49	42				54
11				41	49	50	51	61	60	63	61	63	60	66	64	56	51				57
12			45	49	55	52	62	66	67	61	67	65	66	63	62	55	49				61
13	23	26	41	49	50	61	68	64	62	69	71	66	68	68	66	57	53	48			64
14	26	27	43	56	58	67	65	66	69	67	65	68	69	69	67	60	59	51			68

Fig.13: SDAS misurati sulla sezione 4

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V	SDAS
1				30	34	35	35	35				36	34	35	34		24				22
2		35	35	35		37	39	39	41	42	41	39	39	38	37	35	31				25
3				37				42	44	45	45	43		43	40	38	37				28
4			43	42	43	45	45	47	49	49	49	47	45	44	44	43	42				31
5						50	49		51	51	51		49	47	46	45	45	45	45		34
6					51	51			53	53	53		52	52	51			45	44	42	36
7				44	46	53	54	55	55	55	55	54	54	53	53	53					39
8				43				55	56	57	56		55	55	53	52	52				42
9				43	45	47	50		57	57	57		55	55	53	52	50				45
10				43	45	47	52	57	58	58	58	59	57	54	53	51	50				48
11				42	46	48	51	56	59	59	59	59	58	55	54	52					51
12			37	42	46	50	55	58	60	60	61	60	59	57	54	52	48				54
13	22	29	37	43	48	52	56	59	61	61	61	61	60	59	56	53	49	44			57
14	26	31	39	46	51	54	58	61	63	63	63	62	62	61	59	56	52	47			60

Fig.14: SDAS simulati sulla sezione 4

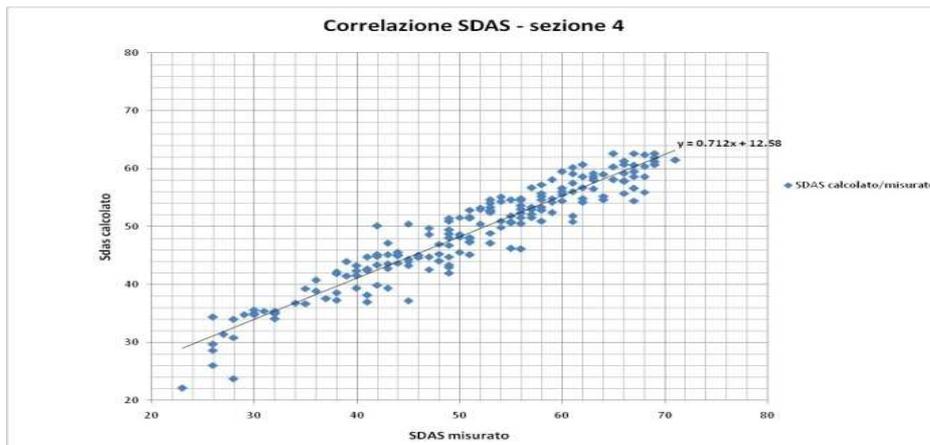


Fig.15: Correlazione SDAS Simulati/Misurati nella sezione 4. Gli indici di correlazione quadratici per le differenti sezioni del getto attingono valori medi di 0.9, con punte di 0.96 per la sezione descritta in questa e nelle immagini precedenti

Progettazione e validazione numerica della conchiglia sperimentale

La progettazione della conchiglia, necessaria alla produzione dei getti a caratteristiche microstrutturali e difettologiche controllate, è stata condotta al fine di perseguire gli scopi descritti all'inizio del capitolo, in termini di modalità di estrazione del calore e di riempimento del getto. Una volta determinati ed applicati i criteri di progettazione, mediante la creazione di una serie di geometrie di tentativo dell'attrezzatura sperimentale, se ne è cercata una validazione attraverso l'esecuzione e l'analisi di una serie di simulazioni numeriche del processo fusorio. Allo scopo di fornire risultati in linea con la realtà fisica, le attività di simulazione sono state eseguite solo dopo una meticolosa messa a punto.

Progettazione della conchiglia

Modalità di estrazione del calore

Obiettivi

Lo scopo che si intende perseguire, è quello di realizzare un getto che si raffreddi secondo gradienti di temperatura morfologicamente "semplici". A tale scopo il disegno della fusione e della attrezzatura deve rendere quanto più possibile planari le isoterme di raffreddamento, in modo da concretizzare flussi di calore in buona approssimazione monodimensionali e creare un gradiente di velocità di raffreddamento, almeno limitatamente ad alcune zone di interesse del getto

Criteri di Progettazione

Il getto è stato disegnato come un parallelepipedo di dimensioni pari a 300 mm in altezza, 250 mm in larghezza e 30 mm in profondità.

Si è scelto di estrarre calore da una sola delle superfici maggiori, coibentando l'altra mediante l'uso di un materiale refrattario individuato a catalogo presso un produttore di coibenti ceramici per applicazioni industriali. Il materiale è noto come Foseco Insural 140.



Fig. 16: Insural 140 allo stato di fornitura.

Si è stabilito inoltre di dotare la parte di conchiglia deputata all'estrazione del calore (quindi quella affacciata alla superficie maggiore del getto non coibentata) di un circuito di raffreddamento che potesse operare con aria o acqua

Riempimento

Obiettivi

Dopo la definizione di massima della geometria del getto ci si è concentrati sul dimensionamento del sistema di colata.

Le necessità da soddisfare sono due:

- Garantire un riempimento rapido, in modo da limitare la differenza di temperature del fuso nel getto..
- Evitare qualsiasi causa di intrappolamento di ossidi: velocità localmente troppo elevate, turbolenze, vorticosità ecc.

Criteri di progettazione

Il layout delle colate selezionato è quello definito in gergo "a sorgente" (Fig. 17). Tale sistema prevede il riempimento della forma dal basso verso l'alto, allo scopo di evitare cadute del fuso ed il conseguente impatto con le pareti inferiori della forma, che risulterebbero in un'incontrollata produzione ed intrappolamento di ossidi. Il sistema di colata in sorgente, se opportunamente dimensionato in ogni sua parte, permette il riempimento della forma garantendo continuità della vena fluida, mediante la sua costipazione in tutte le sezioni dei canali.

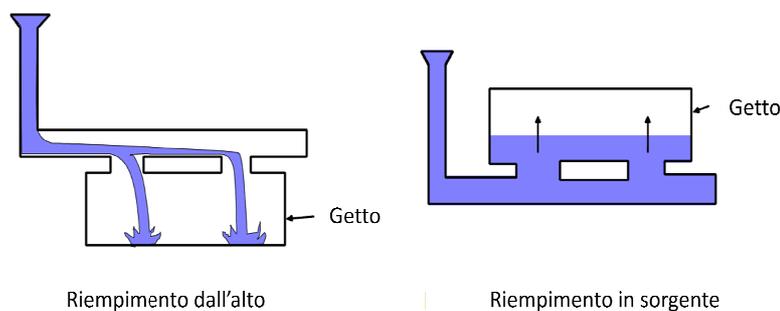


Fig. 17: Sistemi di riempimento dall'alto ed in sorgente

Per il dimensionamento delle sezioni critiche dei canali di colata, sono state seguite le norme di buona progettazione enunciate da J. Campbell in Casting practice: the ten rules of castings [2].

Nello specifico, applicando l'equazione di Bernoulli per tutte le sezioni notevoli della colata (piede del bastone di colata, runner, attacchi di colata), si è provveduto a mantenere la velocità a regime del fronte di avanzamento del fuso al di sotto di una soglia identificata in letteratura in 0.5 m/s, per evitare inclusioni superficiali di ossidi. Il bastone di colata è stato conformato per evitare distacchi

di vena e conseguente intrappolamento di aria. Il tratto orizzontale del canale di colata è stato rastremato, al fine di garantire la medesima portata in ingresso in ogni punto dell'attacco di colata.

Come noto, l'applicazione della legge di Bernoulli è lecita per un sistema idraulico in condizioni di regime mentre il caso di riempimento per gravità di una forma si configura come problema di tipo completamente transitorio. Per questo motivo, l'impostazione fornita dalla progettazione a regime è stata valutata numericamente ed affinata in vari step di evoluzione del disegno delle colate.

Per assorbire picchi di pressione all'inizio della colata, si è pensato di dotare la colata di un dissipatore centrifugo, a valle del bastone.

Il getto è stato inoltre dotato di una trappola alla fine del tratto orizzontale del canale di colata. Lo scopo di questa trappola è quello di accogliere e solidificare in breve tempo il fronte di avanzamento della prima lega versata nello stampo, costantemente a contatto con l'aria e quindi ricco di ossidi.

Geometria della conchiglia

Dall'applicazione dei principi di progettazione enunciati nei paragrafi precedenti è discesa la realizzazione di una serie di 14 differenti geometrie di tentativo. Le Figg. 18, 19 e 20 descrivono tre degli step di evoluzione dell'attrezzatura (Versioni 8, 12 e 14), che si differenziano oltre che per alcuni dettagli costruttivi, anche per questioni sostanziali, come ad esempio la conformazione della discesa di colata, inizialmente dotata di un raggio di raccordo molto ampio fra il tratto verticale e quello orizzontale, a cui si è dovuto rinunciare per questioni di ingombro della conchiglia, oppure la conformazione degli attacchi di colata, inizialmente divisi in tre rami differenziati e successivamente costruiti come attacco unico, a causa della maggiore aderenza di quest'ultima soluzione alle necessità di riempimento stabile e privo di turbolenze.

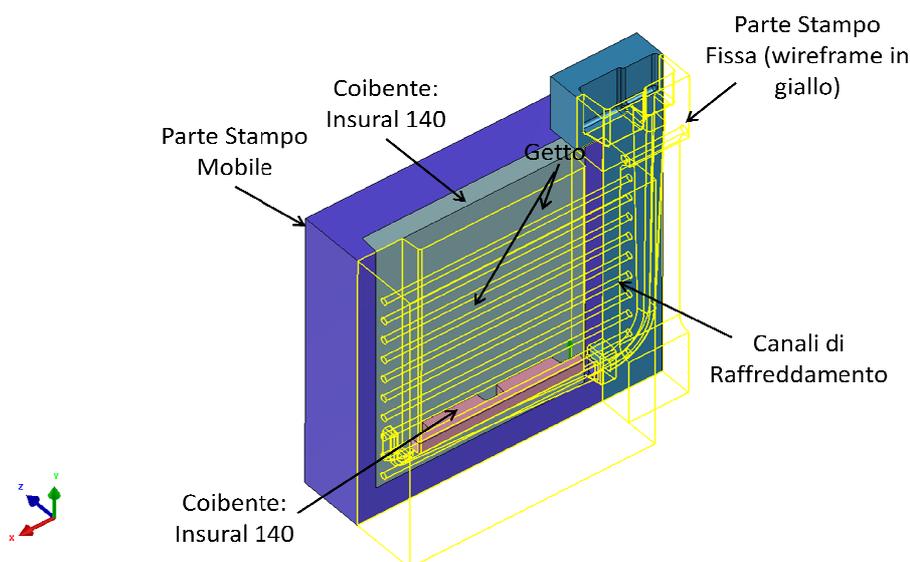


Fig. 18: Geometria della Conchiglia: Versione 8

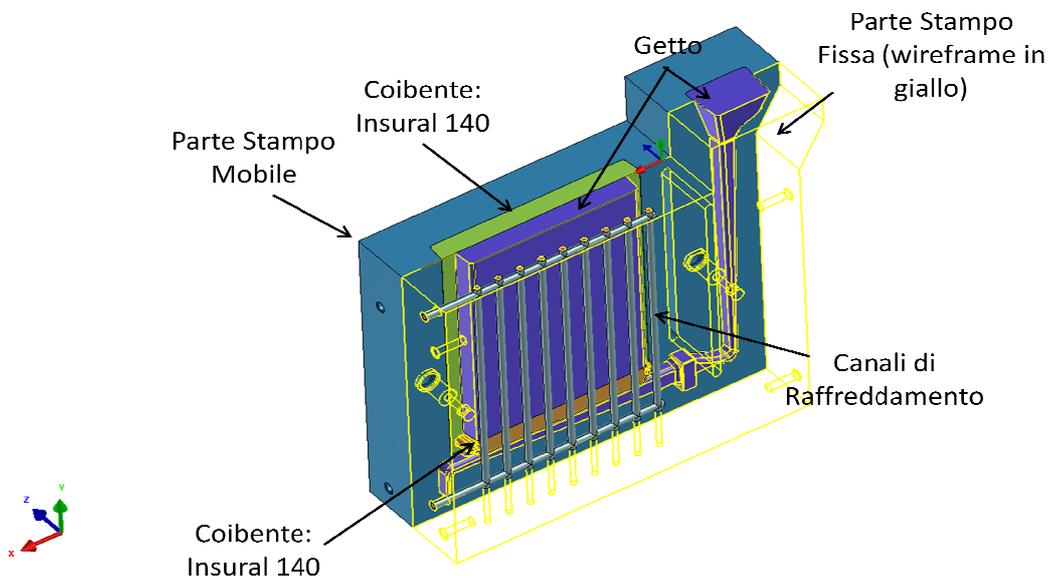


Fig. 19 Geometria della Conchiglia: Versione 12

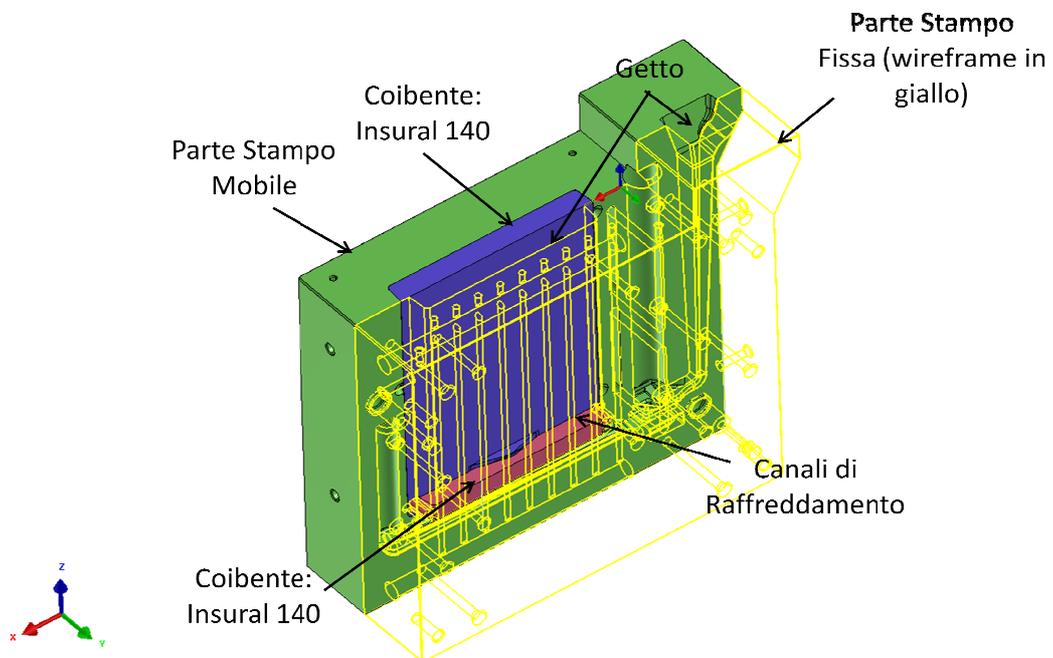


Fig. 20: Geometria della Conchiglia: Versione 14. Questa versione di attrezzatura è stata avviata alla produzione

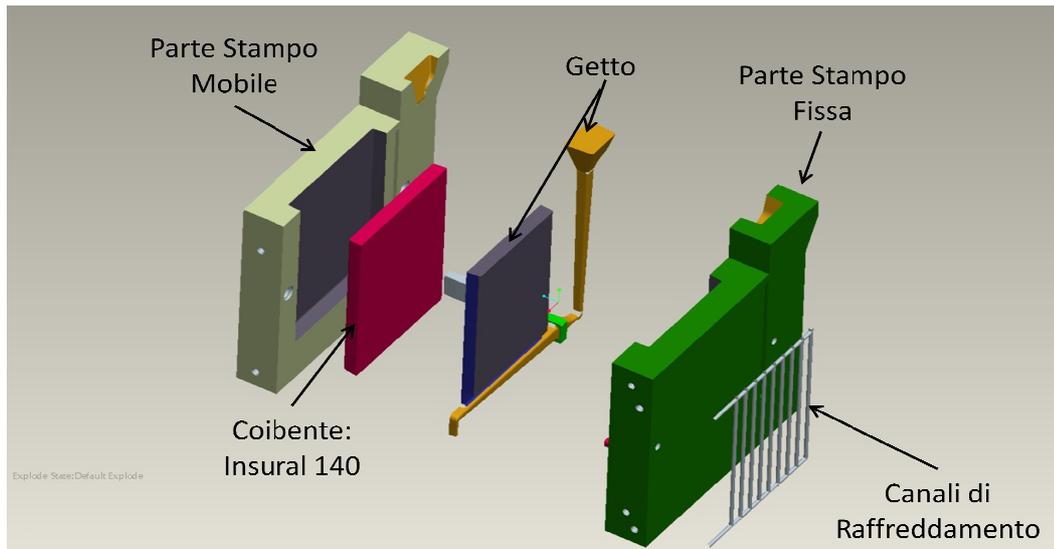


Fig. 21: Esploso della conchiglia nella Versione n° 14

La Versione n° 14 della conchiglia (Figg. 20,21), ovvero quella effettivamente costruita ed utilizzata nelle attività sperimentali, è costituita da due parti stampo, una fissa ed una mobile di ingombro pari ad $H=565$, $L=530$, $P=220$ per entrambe, in acciaio da costruzione CK45. La matrice mobile ospita un alloggiamento per il coibente refrattario Insural 140, lavorato alle macchine utensili.

La matrice fissa, oltre agli estrattori, ospita in sistema di canali di raffreddamento (Fig. 22) il cui scopo è quello di imporre modalità di smaltimento del calore dal getto differenti durante la solidificazione, ed ottenere una variazione della microstruttura in termini di distanza fra i rami secondari delle dendriti (SDAS).

Il sistema di raffreddamento è costituito da nove canali verticali di diametro 10 mm e passo 32 mm. La distanza dei raffreddatori dalla superficie stampante è di 10 mm. Due collettori da 30 mm di diametro provvedono a convogliare ed evacuare il fluido di raffreddamento prescelto (Fig. 23)

Le possibilità di funzionamento individuate per la conduzione del sistema di raffreddamento sono:

- Nessun raffreddamento
- Raffreddamento ad aria
- Raffreddamento ad acqua

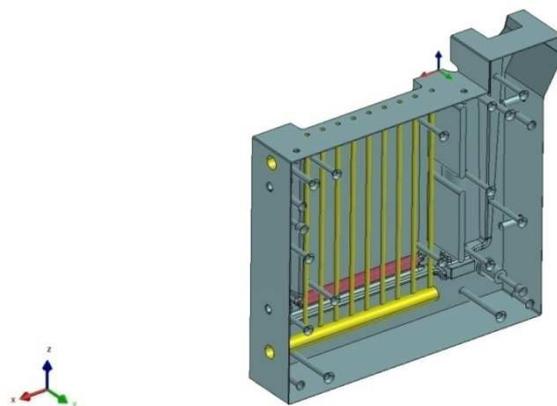


Fig. 22: Parte stampo fissa: in giallo sono visibili i canali di raffreddamento

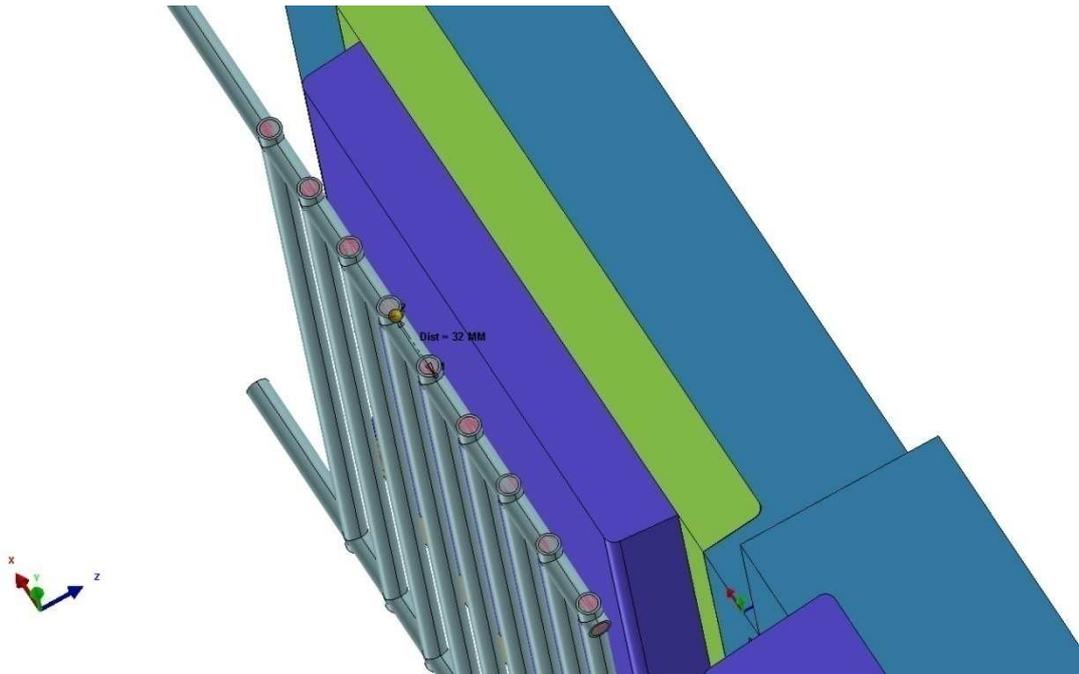


Fig. 23: Parte stampo fissa: in evidenza il sistema di raffreddamento, composto da nove canali verticali di diametro 10 mm e passo 32 mm. La distanza dei raffreddatori dalla superficie stampante è di 10 mm

Per permettere la misurazione delle temperature durante l'esecuzione delle prove di colata, la matrice fissa è stata predisposta per l'inserimento di 8 termocoppie (Fig.24). Le termocoppie 1,2,3 e 4 sono state disposte in corrispondenza dei quattro spigoli della lastra, le termocoppie 5 e 6 al centro della stessa mentre le termocoppie 7 ed 8 sono state disposte al centro dell'attacco di colata. Mentre le termocoppie 1,2,3,4,6 e 7 sono state poste a 5 mm dall'interfaccia getto stampo, le termocoppie 5 ed 8 stanno giacciono a 10 mm dall'interfaccia.

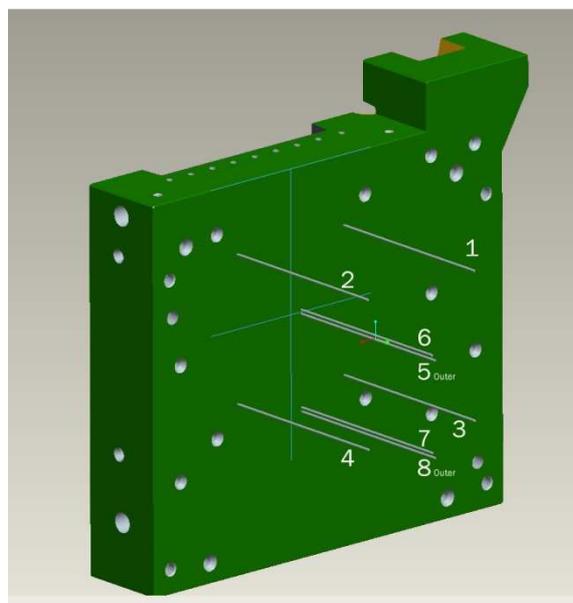


Fig.24: Disposizione delle termocoppie nella matrice fissa dello stampo

Validazione numerica dell'attrezzatura di colata ed attività strumentali

Per la validazione dell'attrezzatura si sono svolte, per ogni step di modifica della geometria, simulazioni di riempimento e solidificazione. A titolo di esempio viene descritta l'attività svolta per la Versione 14 della conchiglia.

Il software utilizzato è PROCast V.2009 e successive. La geometria è stata importata nell'ambiente di meshatura e suddivisa nelle vari parti che realizzano il dominio di calcolo. La una griglia ottenuta consta di 556.361 Nodi e 3.007.190 Elementi di dimensione pari a 3 mm per il getto e 10 mm per le parti stampanti.

Set up della simulazione di processo

Allo scopo di garantire la migliore corrispondenza fra simulazione numerica e realtà sperimentale, il set up delle simulazioni di colata è stato particolarmente curato, al fine di evitare errori dovuti a discrepanze fra caratteristiche dei materiali realmente utilizzati ed assegnati alle varie parti del dominio di calcolo, ed utilizzare condizioni di scambio termico fra parti del dominio di calcolo o verso l'esterno più accurate possibile.

Caratteristiche termofisiche dei materiali del dominio di calcolo

Ad ogni parte del dominio di calcolo sono state assegnate le relative caratteristiche termofisiche, corrispondenti ai materiali di cui risultano costituite:

- Parte stampante fissa. Materiale: Acciaio da costruzione CK45
- Parte Stampante Mobile. Materiale: Acciaio da costruzione CK45
- Getto. Materiale A356_DIEM
- Piastra coibente refrattaria. Materiale Insural 140
- Inserto coibente refrattario. Materiale Insural 140
- Filtro. Materiale: filtro 20 PPI

Parti Stampanti

Le caratteristiche termofisiche delle parti stampanti sono state calcolate a partire dalla composizione chimica dell'acciaio da costruzione CK45, per mezzo di un software aggiuntivo di PROCast, basato su database termodinamici [6] e sul metodo di calcolo CALPHAD (CALculation of PHase Diagram-Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry) [7], utilizzando il modello della legge della leva [8][9].

Lega di Alluminio A356

Analogamente sono state calcolate le caratteristiche della lega di Alluminio A356, utilizzando però il modello di Sheil-Gulliver poiché ritenuto più adatto per la descrizione del comportamento della lega durante la solidificazione [8][9].

Per validare la caratterizzazione numerica della lega A356, sono state messe a confronto tre diverse caratterizzazioni della medesima lega, provenienti da diverse fonti (Tabelle 1,2,3)

Tab. 1: AlSi7Mg (Database di un altro codice commerciale di simulazione del processo fusorio)

Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Zn
Rest.	0.03	-	0.4	0.3	0.1	7	0.15	0.1

Tab. 2: A356 – DIEM (Ottenuta mediante software aggiuntivo di PROCast, basato su metodo CALPHAD, secondo la composizione delle specifiche previste per la produzione)

Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Zn	Sn	Sr
Rest.	0.015	0.07	0.3	0.38	0.025	7	0.12	0.09	0.025	0.015

Tab. 3: LM25 (A356) – Sperimentale da Fonte Bibliografica [10]

Al	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Altro
91.1	0.2	0.5	0.4	0.3	0.1	7	0.2	0.2

Per brevità di trattazione si mostrano i grafici di confronto degli andamenti delle tre caratteristiche termofisiche che influiscono maggiormente nel calcolo delle dinamiche di solidificazione:

- Frazione solida in funzione della temperatura (Fig. 25)
- Calore specifico in funzione della temperatura/entalpia in funzione della temperatura (Figg. 26, 27)
- Conduttività termica in funzione della temperatura (Fig. 12)

Dal confronto di Fig. 25 si osserva un buon accordo tra la curva di frazione solida in funzione di T riportata in letteratura [10] e la caratterizzazione svolta, sia nella parte di curva relativa alla solidificazione della fase β compresa tra la $T_{liquidus}$ e il punto di prima trasformazione eutettica, sia durante la solidificazione eutettica. Le temperature di liquidus e di prima trasformazione eutettica, corrispondono inoltre a quelle determinate sperimentalmente nella sezione 3.2.3.3 di questo capitolo (Fig. 11 e Fig. 25)

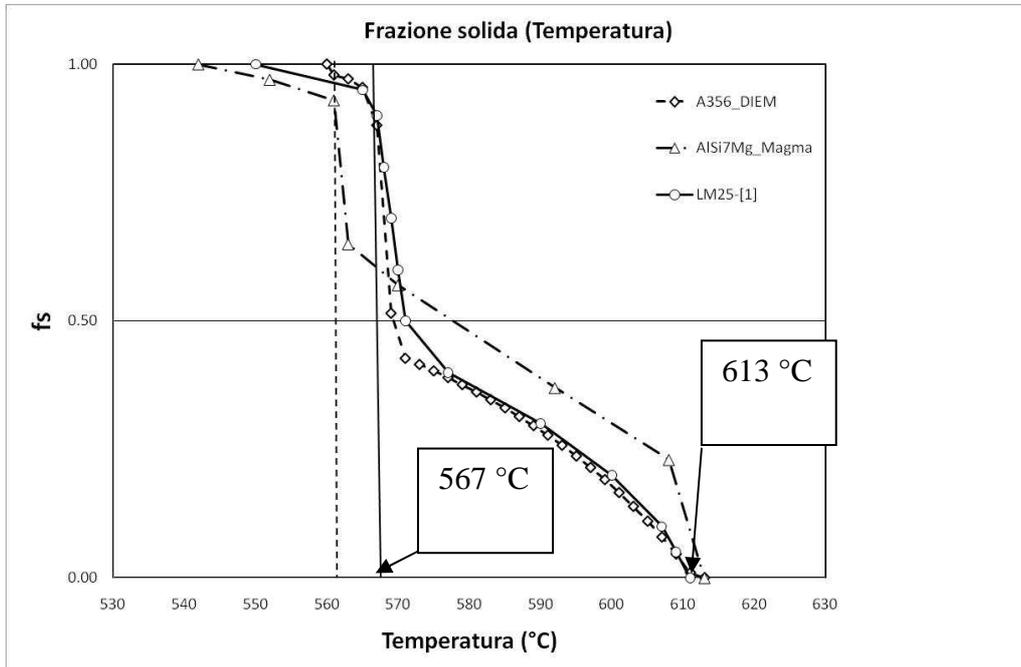


Fig. 25: Confronto delle curve $f_s(T)$ per le tre caratterizzazioni

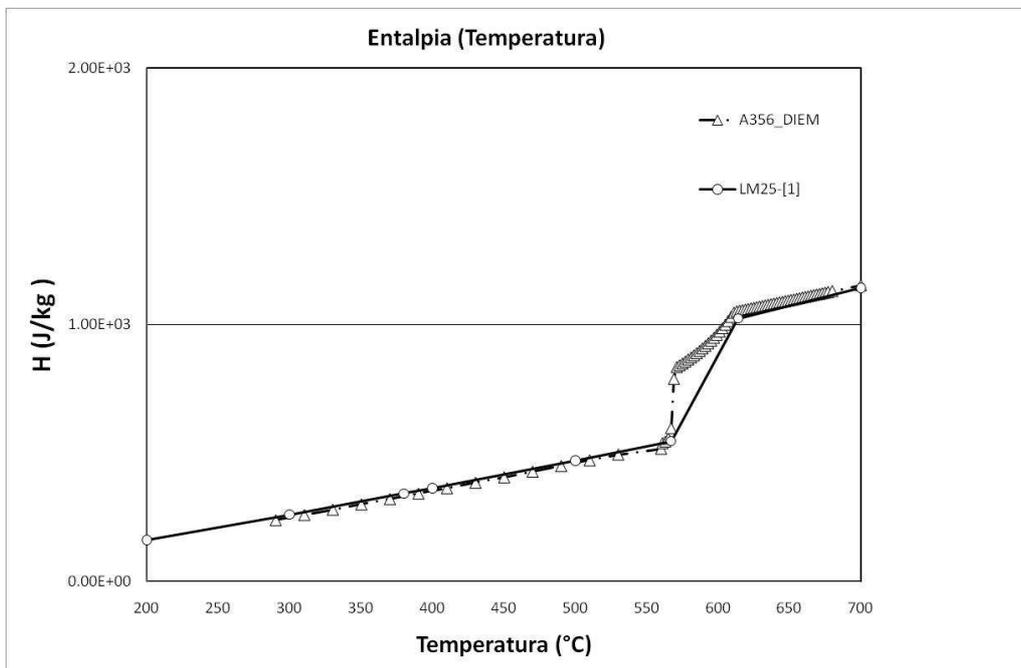


Fig. 26: Confronto tra curve di entalpia in funzione della temperatura

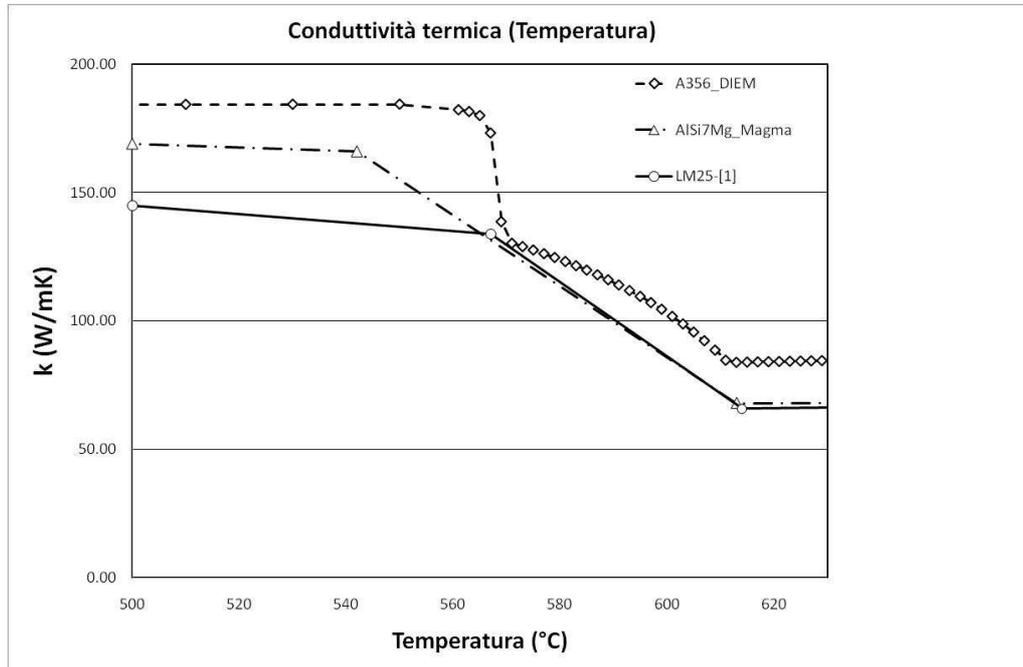


Fig. 27: Conduktivita termica in funzione della temperatura

Confrontando gli andamenti dell'entalpia in funzione della temperatura (Fig. 26) si osserva un pieno accordo tra la caratterizzazione A356_DIEM e fonte [10] sia nella fase completamente solida, che in quella completamente liquida. E' possibile notare come la fonte numerica con cui è stata ottenuta la caratterizzazione A356_DIEM permette di descrivere la curva attraverso un maggior numero di punti nella zona di cambiamento di fase rispetto a [10].

Le curve di conduktivita in funzione di T, sono poste a confronto in Fig. 27 dove si evidenzia un sostanziale accordo dei valori in prossimita della temperatura di solidus mentre una differenza apprezzabile è osservabile tra la caratterizzazione A356_DIEM e le altre due fonti che mostrano un pieno accordo tra loro sia nella fase liquida che durante la prima parte di cambiamento di fase.

In ultima analisi, la caratterizzazione effettuata a partire dalla composizione chimica del materiale mostra una buona aderenza con altre fonti numeriche e sperimentali, traendone una validazione.

Coibente refrattario Insural 140

Le caratteristiche del materiale coibente Foseco Insural 140, sono state desunte dalle tabelle del produttore e vengono riassunte in Tab.1. Purtroppo i dati che è stato possibile reperire descrivono il materiale alla sola temperatura di 745°C invece di essere funzione della temperatura.

Tab. 4: Caratteristiche del coibente refrattario Foseco Insural 140

Conducibilità Termica	Densità	Calore Specifico
0.47 W/m°K	1400 Kg/ m3	1.001 kJ/kg°K

Tab.5: Caratteristiche del filtro da 20 PPI

Conducibilità Termica	Densità	Calore Specifico	Pressure Drop	Lunghezza	Velocità del fluido	Viscosità del fluido
1 W/m°K	460 Kg/ m3	1 kJ/kg°K	2.56 104 Pa	20 mm	1.4 m/s	1.2 CPoise

Condizioni di scambio termico fra le parti stampo

Le condizioni di scambio termico fra le varie parti stampanti hanno lo scopo di descrivere l'andamento delle temperature all'interfaccia fra le varie parti del dominio di calcolo. Una corretta definizione dei coefficienti di scambio termico (HTC) ha un ruolo cruciale per l'aderenza della simulazione alla realtà fisica, in termini di smaltimento del calore dal getto verso le parti stampanti. Come è possibile desumere dalla letteratura [11], i coefficienti di scambio termico all'interfaccia risultano funzione dello spazio e del tempo. Tale situazione è difficilmente descrivibile a priori, dal momento che il fenomeno è strettamente dipendente da una serie di eventi difficilmente formalizzabili e mutuamente connessi (ad esempio, creazione di meati fra superfici derivanti da deformazioni termiche delle parti a contatto, contrazione del getto legata alla storia termica locale, ma anche alla geometria del getto stesso, alla lega di cui è composto etc.). La pratica comune è quella di utilizzare coefficienti di scambio termico costanti nel tempo e nello spazio, plausibili per le varie coppie di materiali poiché desunti da esperienze pregresse. Per questo motivo, per lanciare le campagne di validazione dell'attrezzatura, sono stati usati i coefficienti di scambio termico di Tab.5.

Tab.5: Coefficienti di scambio termico fra le parti del dominio di calcolo

	HTC [W/m2°K]
Getto/Matrice Fissa	1000
Getto/Insural 140	500
Insural/Matrice Mobile	500
Insural/Matrice Fissa	500
Filtro/Matrice Mobile	500
Filtro/Matrice Fissa	500

Condizioni al contorno di scambio termico

Parti Strampanti-Ambiente

La condizione al contorno di scambio termico fra parti stampanti ed “ambiente” è stata impostata utilizzando un HTC pari a $10 \text{ W/m}^2\text{K}$ ed una temperatura pari a $20 \text{ }^\circ\text{C}$.

Circuito di Raffreddamento-Matrice Fissa

Per emulare il comportamento del circuito di raffreddamento, nelle possibili configurazioni (no raffreddamento, aria, acqua) si è scelto di imporre adeguate condizioni al contorno alla superficie dei canali di raffreddamento, in termini di temperatura dei fluidi considerati e coefficiente globale di scambio termico fra fluido e stampo, oppure flusso termico alle superfici di scambio.

In prima approssimazione la temperatura dei fluidi è stata imposta costante. Tale approssimazione risulta sostanzialmente accettabile per l'aria, vista l'elevata velocità di attraversamento del sistema di raffreddamento dell'aria compressa di rete ed il conseguente modesto aumento di temperatura. Risulta meno realistica per l'acqua la cui temperatura aumenta in maniera importante.

Per il raffreddamento ad aria è stato utilizzato un coefficiente di scambio termico pari a $130 \text{ W/m}^2\text{K}$, desunto per via sperimentale su un'attrezzatura di produzione teste motore studiata in un'attività collaterale [5], ed una temperatura del fluido pari a 25°C .

Per il raffreddamento ad acqua, stante la mancanza di dati da letteratura o sperimentali, è stata svolta una serie di simulazioni fluidodinamiche, riguardanti differenti possibilità impiantistiche in termini di posizione di ingresso ed uscita del fluido nel sistema di raffreddamento. Il software utilizzato è stato Fluent V. 6.3. Il modello geometrico dei canali è stato discretizzato mediante una griglia ai volumi finiti. Il fluido è stato considerato incomprimibile. Come condizioni al contorno si è imposta una temperatura alle pareti di 300°C ed una portata in ingresso del fluido (inizialmente a 25°C) di $40 \text{ m}^3/60\text{s}$, pari alla portata di rete.

Le Fig.28-30 descrivono Temperature, Velocità del fluido e Flussi Termici simulati per la soluzione impiantistica che prevede ingresso ed uscita del fluido posizionati dal medesimo lato della conchiglia.

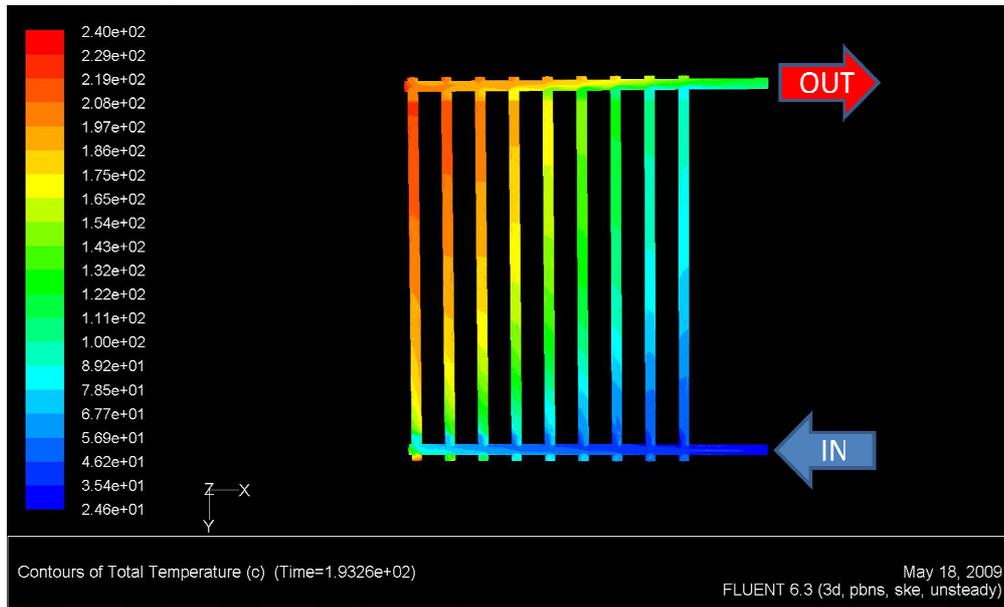


Fig. 28: distribuzione delle temperature dell'acqua nella soluzione che prevede ingresso ed uscita del fluido posizionati dal medesimo lato della conchiglia

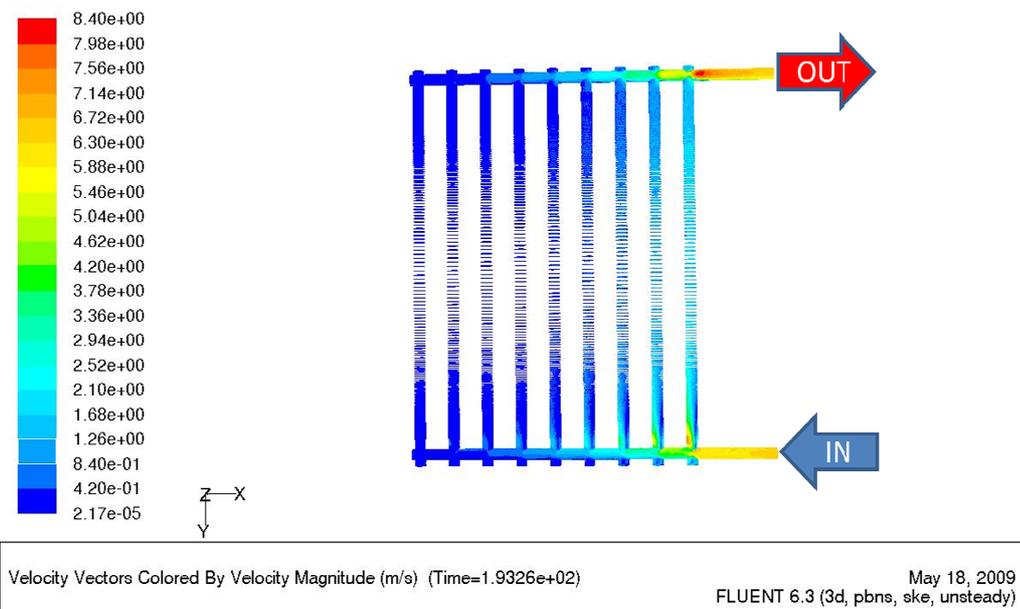


Fig. 29: distribuzione delle velocità dell'acqua nella soluzione che prevede ingresso ed uscita del fluido posizionati dal medesimo lato della conchiglia

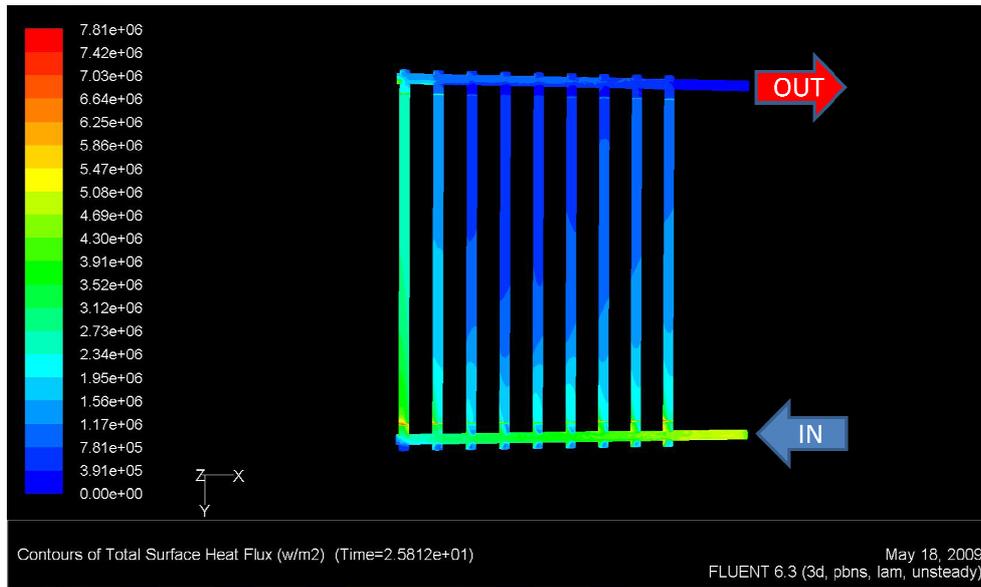


Fig. 30: distribuzione delle temperature dell'acqua nella soluzione che prevede ingresso ed uscita del fluido posizionati dal medesimo lato della conchiglia

Le immagini di Fig. 31 e Fig. 32 descrivono l'andamento di Temperature e Velocità del Fluido simulate considerando ingresso ed uscita dell'acqua posizionati ai lati opposti dell'impianto. Questa configurazione, sebbene più efficiente risulta costruttivamente non realizzabile.

I valori di flusso termico mediati per ogni tratto verticale del sistema raffreddante, sono stati utilizzati per definire le condizioni di raffreddamento della seguente simulazione numerica di riempimento e solidificazione.

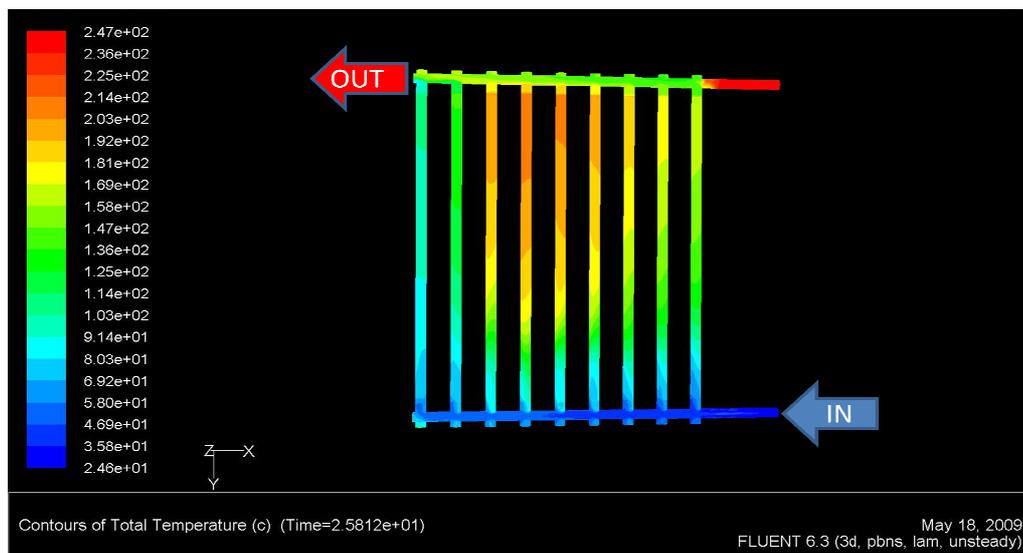


Fig. 31: distribuzione delle temperature dell'acqua nella soluzione che prevede ingresso ed uscita del fluido posizionati dai lati opposti della conchiglia

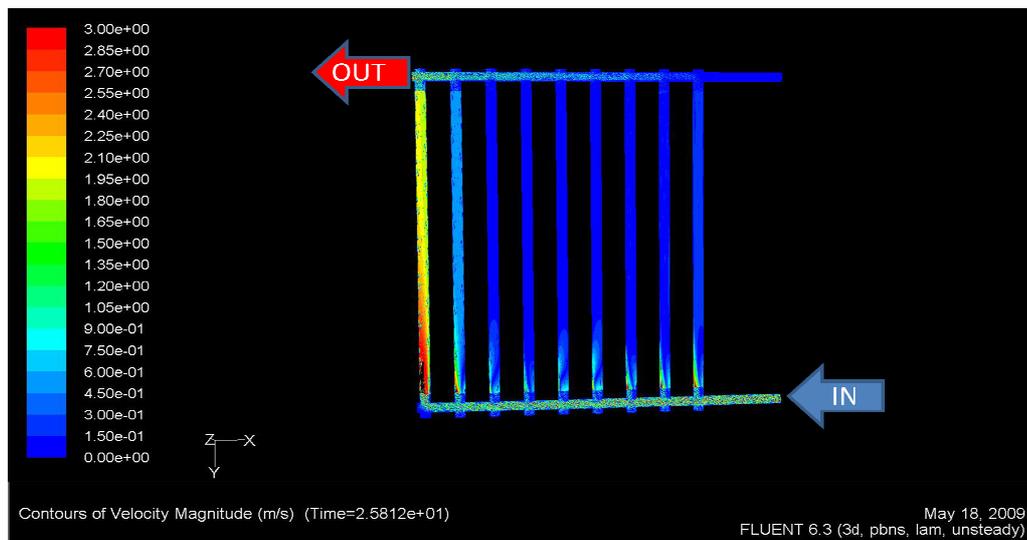


Fig. 32: distribuzione delle velocità dell'acqua nella soluzione che prevede ingresso ed uscita del fluido posizionati dai lati opposti della conchiglia

Condizioni al contorno di riempimento

Il problema fluidodinamico è stato inizializzato imponendo sui nodi selezionati come ingresso, alla sommità del bastone di colata, una portata in massa di alluminio in ingresso nello stampo pari a 0.64 kg/s, alla temperatura di 740 °C

Temperature iniziali

Le temperature iniziali dei materiali del dominio di calcolo, vengono riassunte nella Tab. 6.

Tab.6: Temperature iniziali dei materiali

	Temperatura [°C]
Matrici	300
Insural 140	300
Getto	740

Risultati della simulazione di processo

La simulazione di processo è stata eseguita su una workstation mono processore a 4 core di frequenza pari a 3.0 GHz. Il calcolo accoppiato Termico-Fluidodinamico è stato eseguito in parallelo sui 4 core disponibili per un tempo macchina pari a 52 ore per simulazione.

Verifica delle modalità di Estrazione del Calore

Richiamando i criteri definiti all'inizio, gli obiettivi dell'attrezzatura sono quelli di:

- rendere quanto più possibile planari le isoterme di raffreddamento, in modo da concretizzare flussi di calore in buona approssimazione monodimensionali
- creare un gradiente di velocità di raffreddamento

il tutto almeno limitatamente ad alcune zone di interesse del getto.

L'analisi delle simulazioni testimonia il raggiungimento degli obiettivi prefissati. Le Figg. 33 e 34 mostrano la stratificazione dei tempi di solidificazione del getto nelle due sezioni mediane. La Fig. 35 mostra invece l'evoluzione delle temperature durante il raffreddamento del getto e l'intervento del raffreddamento ad acqua. Si nota come le isoterme di raffreddamento procedano dal lato "caldo" del getto verso il lato raffreddato, mantenendosi parallele ai lati maggiori dell'attrezzatura, almeno nelle parti centrali del getto. La Fig. 36 mostra invece l'impatto delle differenti strategie di raffreddamento sulla microstruttura del getto, che si dimostra opportunamente stratificata.

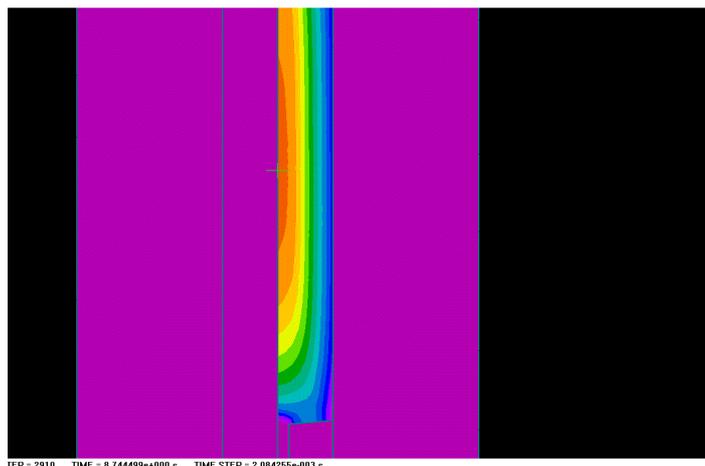


Fig. 33: Tempo di solidificazione nella sezione verticale mediana del getto, in configurazione di raffreddamento ad aria

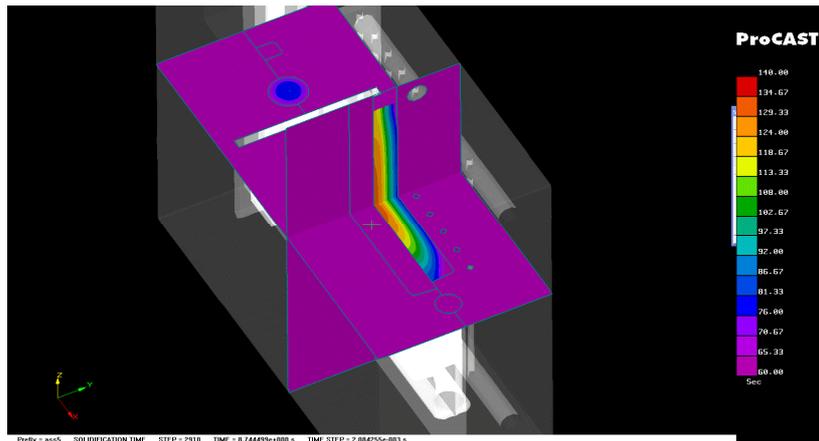


Fig. 34: Tempo di solidificazione nelle sezioni mediane del getto in configurazione di raffreddamento ad aria; la stratificazione dei tempi di solidificazione testimonia il raggiungimento degli obiettivi

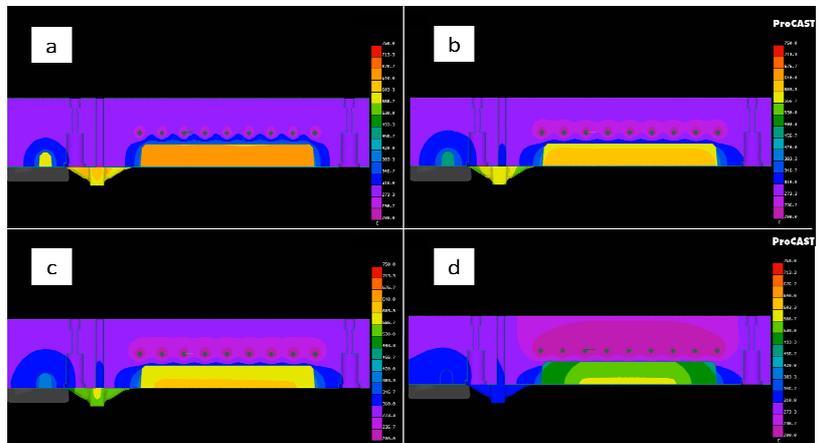


Fig. 35: Evoluzione delle temperature nel getto: il fronte delle isoterme si mantiene planare durante la solidificazione. Da notare è l'effetto dei raffreddatori nella conchiglia.

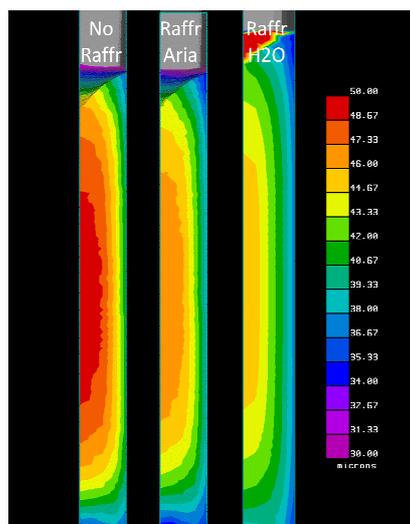


Fig.36: Stratificazione della microstruttura (SDAS) nella sezione mediana del getto, in funzione delle condizioni di raffreddamento. Si nota innanzitutto un'ottima stratificazione nello spessore del getto e SDAS più fini associati a condizioni più severe di estrazione del calore.

L'analisi della simulazione fornisce in sostanza la validazione delle strategie di estrazione del calore secondo le modalità progettate.

Verifica del dimensionamento del sistema di colata

Richiamando i concetti espressi nella sezione 3.3.2.1 di questo capitolo, per il dimensionamento del sistema di colata occorre verificare che:

- La conformazione del bastone di colata permetta di evitare distacchi di vena e conseguente intrappolamento di aria.
- la velocità a regime del fronte di avanzamento del fuso al di sotto di una soglia identificata in letteratura in 0.5 m/s, per evitare inclusioni superficiali di ossidi.
- Il fuso in transito nel tratto orizzontale del canale di colata venga opportunamente deviato dagli attacchi di colata, per garantire un ingresso nel getto privo di turbolenze e caratterizzato da un fronte di avanzamento stabile e planare
- I picchi di pressione delle fasi iniziali della colata siano assorbiti in maniera efficace
- Le "trappola" alla fine del canale di colata sia in grado di accogliere e solidificare in breve tempo il fronte di avanzamento della prima lega versata nello stampo, costantemente a contatto con l'aria e quindi ricco di ossidi.

Le immagini seguenti descrivono l'evoluzione del riempimento del getto.

In Fig. 17 e Fig. 18 si nota che in virtù della conformazione convergente, il bastone di colata si riempie completamente sin dalle prime fasi della colata restando quindi esente da intrappolamenti di aria. Il dissipatore centrifugo (il cilindro alla sinistra della lastra) accoglie la prima parte di fuso in ingresso, imponendo ad esso un moto centrifugo, grazie all'ingresso tangenziale. Le Figg. 18, 19 e 20 mostrano come l'avanzamento del fuso nel tratto orizzontale del canale di colata procede con velocità al di sotto della soglia di 0.5 m/s, e che il fronte di avanzamento del primo liquido in ingresso viene convogliato nella "trappola" (cilindro a destra del getto). Le immagini 40-45 mostrano come il getto risulti efficacemente riempito e come il fronte di avanzamento del fuso proceda a velocità inferiori alla soglia di 0.5 m/s, mantenendosi stabile e planare.

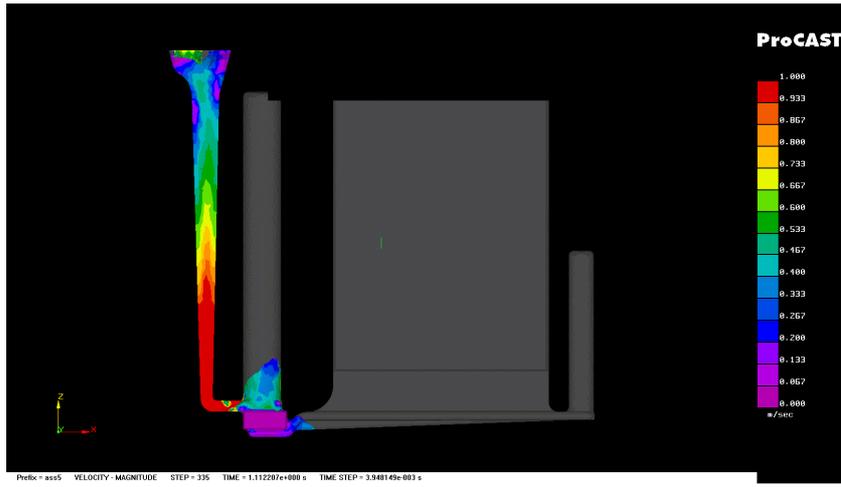


Fig. 37

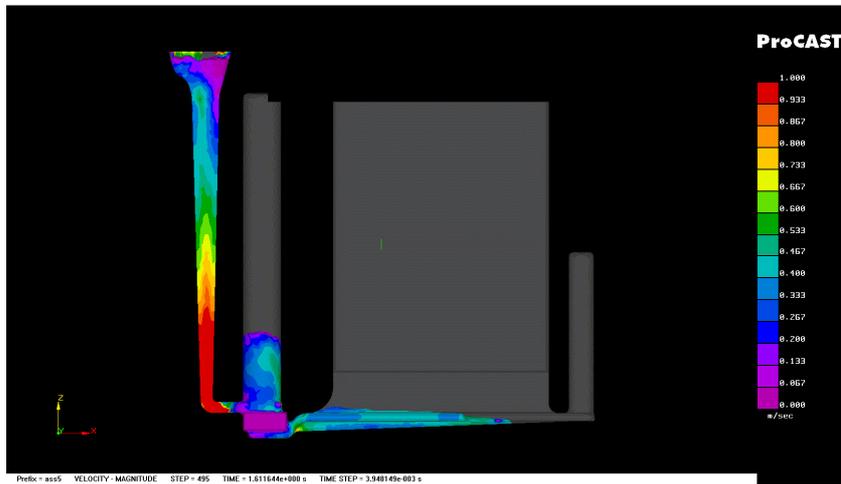


Fig. 38

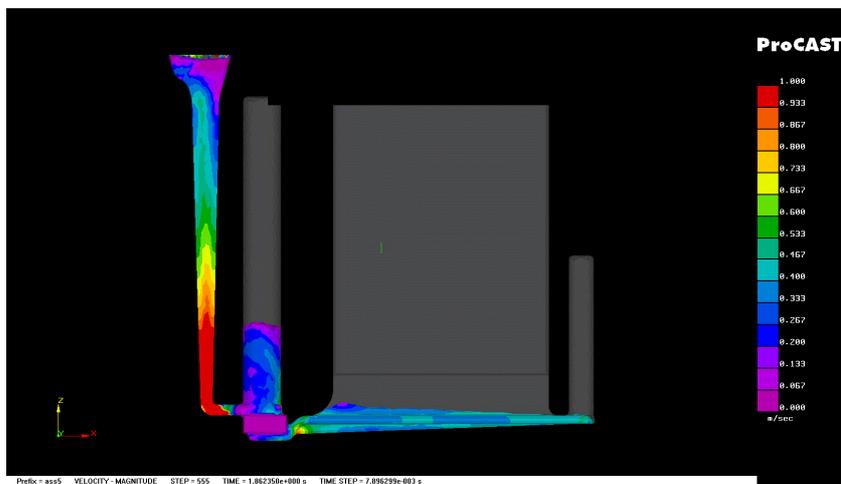


Fig. 39

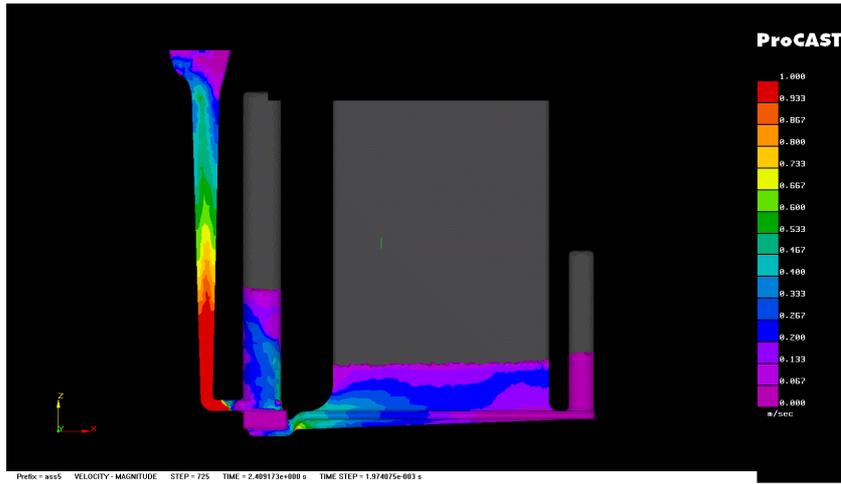


Fig 40

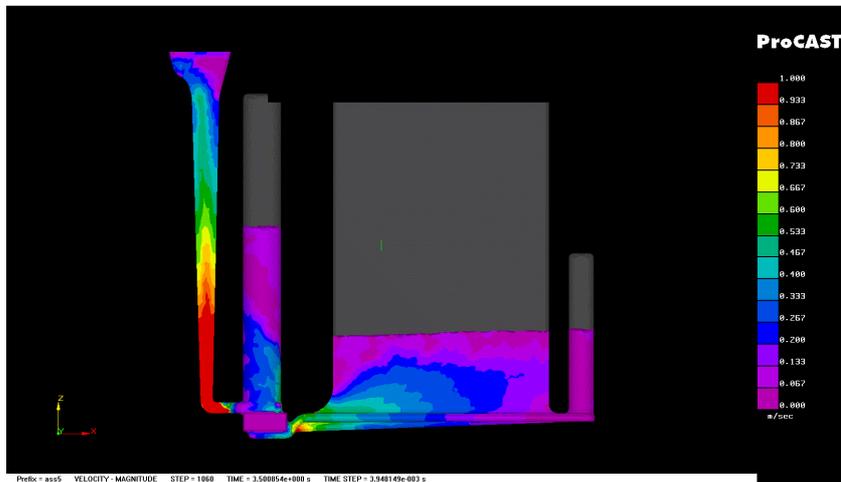


Fig. 41

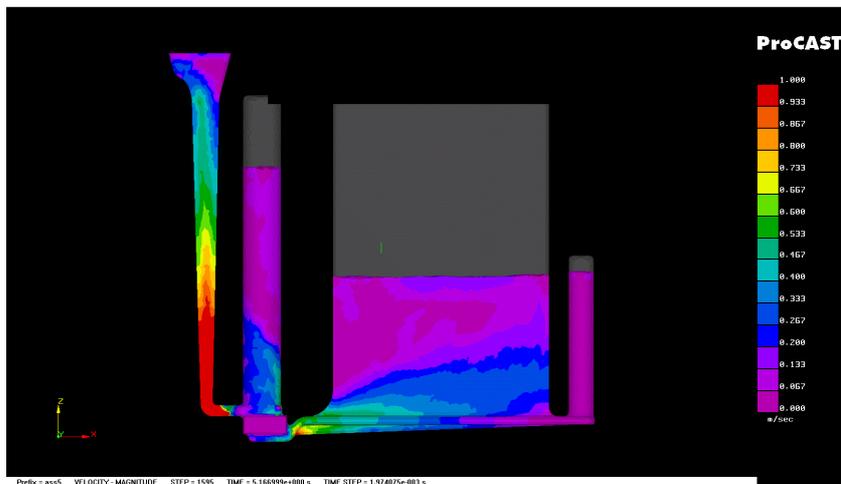


Fig.42

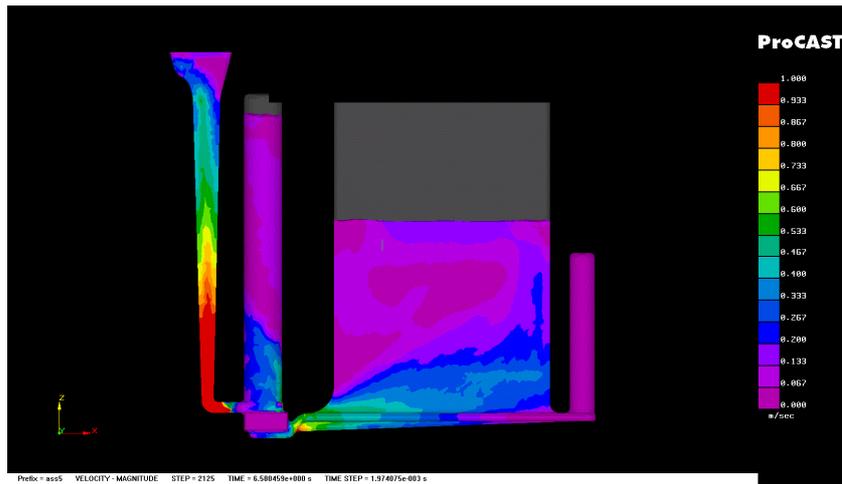


Fig.43

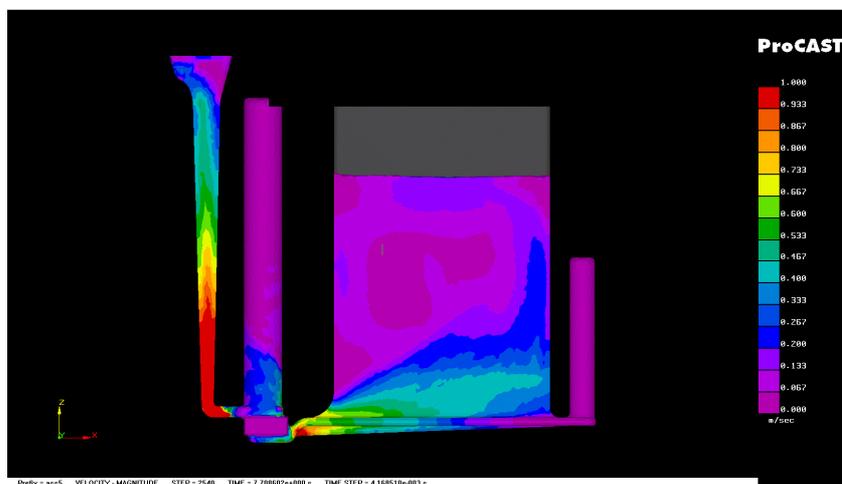


Fig.44

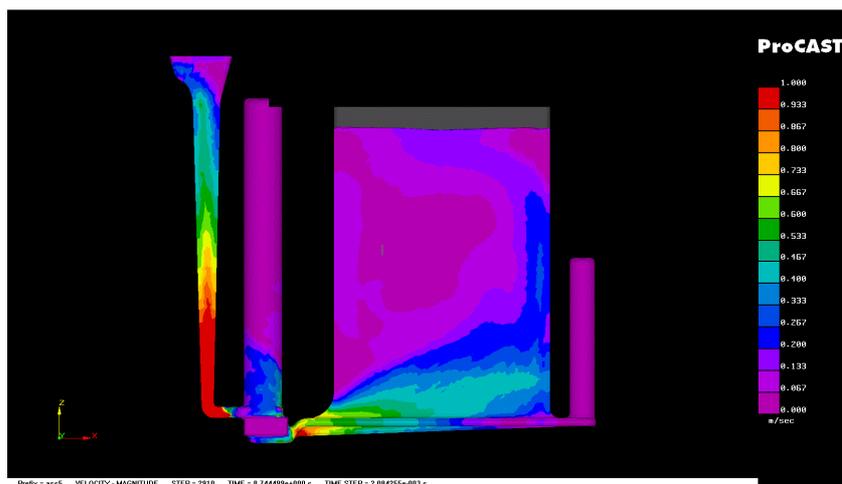


Fig.45

In sostanza l'analisi del riempimento rivela una sua piena aderenza alle specifiche richieste e la simulazione di processo fornisce una validazione dei criteri progettuali.

Condizionamento del bagno fusorio

Gli obiettivi di arricchimento del bagno in termini di tenori di idrogeno disciolto e di quantità di ossidi in sospensione devono essere perseguiti mediante un opportuno condizionamento del fuso prima della colata.

Valutazione delle possibilità di arricchimento in idrogeno del bagno

Per quanto riguarda l'arricchimento in idrogeno, le alternative desunte da fonti bibliografiche o dalla pratica industriale sono state:

1. Esposizione del bagno ad un ambiente isolato, saturo di idrogeno
2. Utilizzazione di additivi appositi (ad esempio Foseco Hydral 140 e similari) da disciogliere nei forni di attesa
3. Aggiunte al bagno di sostanze organiche umide. Una certa quantità di idrogeno si renderà disponibile per pirolisi dell'acqua e potrà diffondere nel bagno.

La possibilità 1 è stata scartata poiché non praticabile in ambiente industriale. Non è infatti possibile realizzare un apparato che permetta di isolare una siviera contenente svariati quintali di lega di alluminio allo stato liquido in un ambiente saturo di idrogeno, anche a causa della altissima suscettibilità del gas in oggetto a provocare esplosioni.

La possibilità n° 2 è stata a suo tempo scartata per indisponibilità del prodotto sul mercato a causa della sua tossicità all'atto della dissoluzione nel bagno.

La possibilità n°3, è stata tenacemente caldeggiata da tecnici di fonderia di lunga esperienza, che hanno riportato l'efficacia della pratica in esperienze pregresse. È stata quindi testata per valutarne l'efficacia (Fig.46).

Un bagno di lega fusa da 5 quintali, sottoposto a tutte le operazioni correnti di igiene e preparazione (affinamento e modifica, degasaggio tramite impeller, scorifica) è stato trattato mediante l'aggiunta di materiale organico umido (patate, come riportato da fonditori di lunga esperienza) sia sbucciate che non, in quantità variabili secondo vari step di aggiunta da 2.5 a 15 Kg. Per ogni aggiunta successiva, il livello di idrogeno è stato misurato mediante uno strumento di misura denominato Foseco ALSPEK-H. Tale strumento rende disponibile una lettura continua ed in tempo reale della quantità di idrogeno disciolto nel bagno, espressa in ml H₂/100g lega, mediante la misurazione del potenziale elettrico ai capi di una cella a concentrazione di idrogeno. Le letture di idrogeno del bagno (Fig.47), hanno dimostrato un andamento crescente nel tempo indipendente di fatto dalla carica di materiale organico. Il fattore principale di aumento della quantità di idrogeno è stato individuato nel tempo di contatto fra bagno e materiale organico e conseguente possibilità di diffusione dell'idrogeno. In sostanza, anche senza l'aggiunta di un ulteriore carica, il tenore di idrogeno disciolto aumenta con andamenti, inoltre, non prevedibili. Di fatto questo tipo di condizionamento del bagno si rivela efficace ma non controllabile.



Fig. 46: Carica di materiale organico umido nel bagno

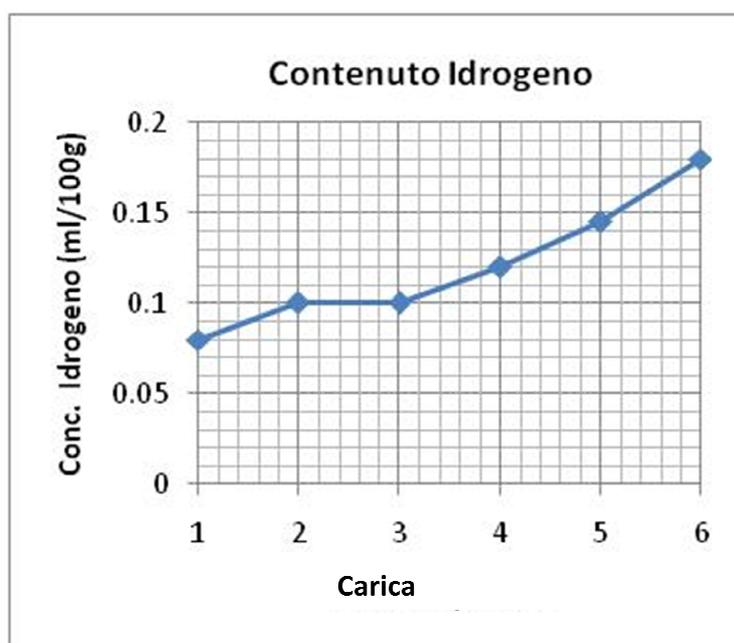


Fig. 47: Andamento del contenuto di idrogeno in funzione della carica di materiale organico umido. Seppure tale grafico dimostra una correlazione fra carica incrementale e tenore di idrogeno, il vero fattore di incremento di quest'ultimo è legato al tempo di contatto col bagno. In sostanza, anche senza l'aggiunta di un ulteriore carica, il tenore di idrogeno disciolto aumenta con andamenti non prevedibili. Questa strategia di condizionamento del bagno si rivela quindi efficace, ma non controllabile.

L'esperienza sperimentale appena descritta, si è rivelata preziosa per la messa a punto di tutte le operazioni preliminari al condizionamento del bagno, nello specifico:

- Modalità di schiumatura
- Modi e tempi di esecuzione del degasaggio preliminare mediante Impeller
- Modalità di prelievo del fuso dal forno di attesa
- Modalità di conduzione del forno di attesa con particolare riguardo alle temperature del bagno. E' necessario infatti che in corrispondenza di valori di idrogeno elevati, la temperatura del fuso sia elevata in modo da evitare che l'idrogeno lo abbandoni.

Ha dimostrato però di non essere consistente e di non poter quindi essere usata per la conduzione di prove sperimentali. Si sono ricercate quindi altre possibilità d'intervento.

Progettazione di un impianto per il condizionamento del bagno

L'osservazione degli impianti disponibili in fonderia, ha evidenziato l'esistenza di lance rotanti definite "Impellers" per la fase di degasaggio del bagno prima dell'impiego in colata. L'impeller viene immerso e posto in rotazione nel bagno, producendo una dispersione di fini bolle di gas inerte. Risalendo il bagno per raggiungere il pelo libero, esse sottraggono idrogeno al fuso, portando a galla anche ossidi ed impurezze per flocculazione inversa. L'idea conseguente all'osservazione di tale impianto è stata quella di utilizzare lo stesso impeller per eseguire l'insufflaggio di idrogeno nel bagno, per provocarne l'arricchimento, ma anche quella di realizzare la creazione in situ di ossidi, mediante insufflaggio di aria secca da rete industriale (Fig.48): a causa dell'ossigeno presente nell'aria insufflata, il gorgogliamento provoca la parziale ossidazione dell'alluminio e l'intimo rimescolamento degli ossidi in seno al bagno fusorio.

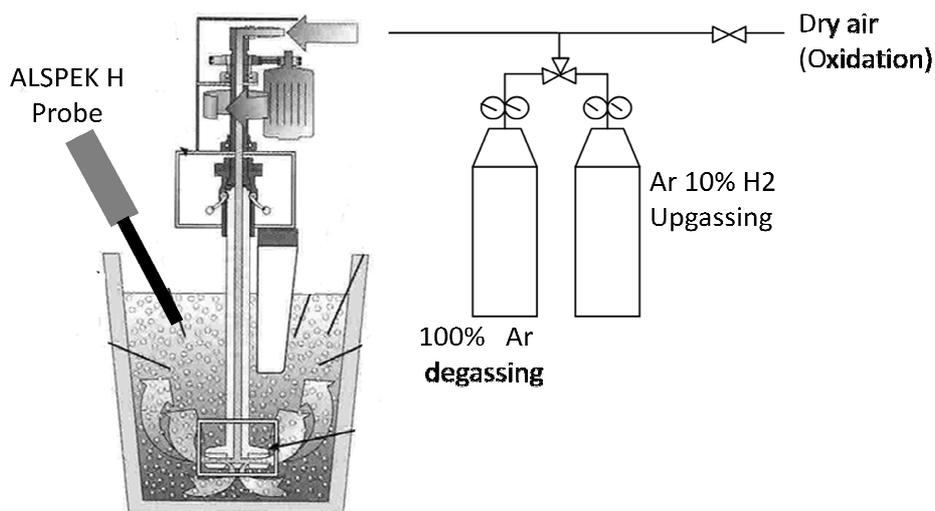


Fig. 48: Schema dell'impianto per il condizionamento del bagno fusorio

Sulla scorta delle informazioni operative desunte dalla attività sperimentale precedente, si è stabilito un rigido disciplinare da seguire per la conduzione dei forni di attesa consistente in:

- Uno o più cicli di degasaggio mediante lancia rotante ad argon
- Un attento processo di scorifica del fuso
- Misurazione del livello di idrogeno nel bagno. Il livello target è di 0.08 0.10 ml H₂ /100g lega
- Eventuale ripetizione dei trattamenti di degasaggio e scorifica
- Successivi trattamenti di insufflaggio di idrogeno e/o aria secca industriale

Mentre per la misurazione del livello di idrogeno del bagno è stato possibile avvalersi di strumenti appositi, l'unica modalità di valutazione della quantità di ossidi prodotti nel bagno prevedibile, è la misurazione del tempo di introduzione di aria nel bagno.

Durante le attività di allestimento dell'impianto, la scelta del gas da utilizzare per l'aumento del tenore di idrogeno nel bagno, è ricaduta su una miscela Argon 90% Idrogeno 10%, grazie alla consultazione di opere bibliografiche resesi appena disponibili [12] ed al colloquio diretto con l'estensore delle stesse.

Conclusioni

In questo capitolo si sono descritte tutte le attività di progettazione dell'apparato sperimentale finalizzato alla produzione di materiale a porosità e microstruttura differenziata.

Dall'applicazione di alcuni criteri di progettazione sono scaturite le attività di dimensionamento della conchiglia e di validazione numerica del design della stessa, mediante un software commerciale di simulazione del processo fusorio che è stato utilizzato, in chiave previsionale, come ausilio alla progettazione. Per il corretto set up delle simulazioni di processo si sono rese necessarie approfondite attività di caratterizzazione numerica e sperimentale dei materiali del dominio di calcolo e delle condizioni al contorno.

Si è affrontato inoltre il problema del condizionamento del bagno fusorio, necessario ad aumentare secondo valori discreti il livello di idrogeno (scelto come driver principale per la generazione di porosità) e per ottenere quantità di ossidi crescenti per studiarne l'effetto come siti di nucleazione per le porosità. Tale problema è stato affrontato e risolto modificando opportunamente alcuni impianti esistenti in fonderia.

Bibliografia

- [1] J. Campbell, *Casting*, Oxford, UK, Elsevier Science Ltd, 2003
- [2] J. Campbell, *Casting practice: the ten rules of castings*, Oxford, UK, Elsevier Science Ltd, 2004
- [3] I. Todaro, R. Squatrito, L. Tomesani, *Effects of Cooling Rate on Microstructure in EN-AC43000 Gravity Castings and Related T6 Mechanical Properties*, 139th Annual Meeting TMS, 14-18 febbraio, 2010, Seattle (USA)
- [4] M. Rappaz et al., "Application of inverse methods to the estimation of boundary conditions and properties", MCWASP VII Proceedings, London, 1995
- [5] R. Squatrito, I. Todaro, L. Tomesani, *Process Modelling and Microstructure Prediction in Gravity Die Aluminium Castings with Sand Cores*, Atti del 3rd International Symposium of Shape Casting, 138th Annual Meeting TMS (Minerals, Metals & Material American Society) , 15-19 febbraio, 2009, San Francisco (USA)
- [6] Computerm, LLC; *Thermodynamic Database*
- [7] P. Mason, *Data Organization and knowledge discovery – Thermochemistry to Phase diagrams and more*, Thermocalc Software Inc.
- [8] J. Guo, M.T. Samonds, *Property prediction with coupled macro-micromodeling and computational thermodynamic*
- [9] W.J. Boettinger, U.R. Kattner, *Analysis of solidification path and microsegregation in multicomponent alloys*, Modeling of casting, welding and advanced solidification processes VIII, 1998
- [10] K. C. Mills *Recommended values of thermophysical properties for selected commercial alloys*, Woodhead Pub, USA, 2002
- [11] R. Squatrito, I. Todaro, L. Tomesani, *Evaluation of Transient Heat Transfer Coefficient Evolution in EN-43000 Gravity Castings Towards Chills with Different Interface Conditions*, 139th Annual Meeting TMS, 14-18 febbraio, 2010, Seattle (USA)
- [12] D. Dispinar, A. Nordmark, J. Voje, and L. Arnberg, *Influence of Hydrogen Content and Bifilm Index on Feeding Behaviour of Al-7Si Alloy*, Shape Casting: 3rd International Symposium 2009, pp. 63-70

4. Esecuzione della sperimentazione ed analisi dei risultati

Introduzione

Le attività di progettazione descritte nel capitolo precedente hanno messo a disposizione una modello geometrico finale della conchiglia ed una soluzione impiantistica e procedurale per il condizionamento del bagno fusorio. In questo capitolo verrà descritta l'esecuzione della sperimentazione e commentati i risultati della stessa per valutarne l'efficacia nell'ottenimento di campioni di materiale a microstruttura e difettologia controllata.

Attrezzatura sperimentale

La conchiglia descritte dalle immagini di Figg. 1 – 5 è stata prodotta lavorando alle macchine utensili due masselli di acciaio CK45.



Fig. 1: Vista interna della conchiglia

In Fig. 1, è possibile apprezzare la geometria interna dello stampo, caratterizzata dal bastone di colata, dal canale orizzontale di alimentazione e dalla cavità che andrà a realizzare il getto vero e proprio.

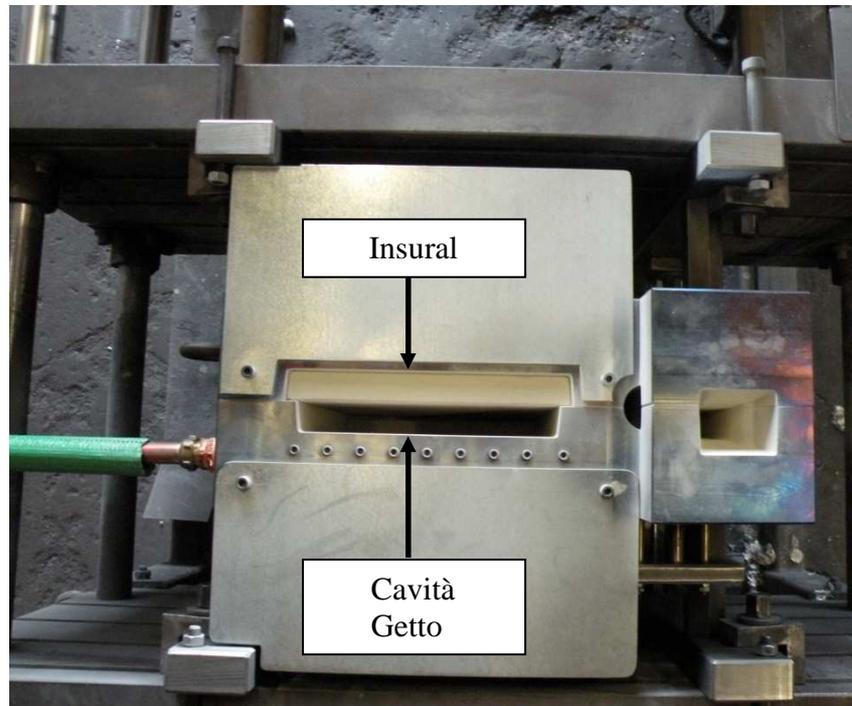


Fig. 2: Vista superiore della conchiglia

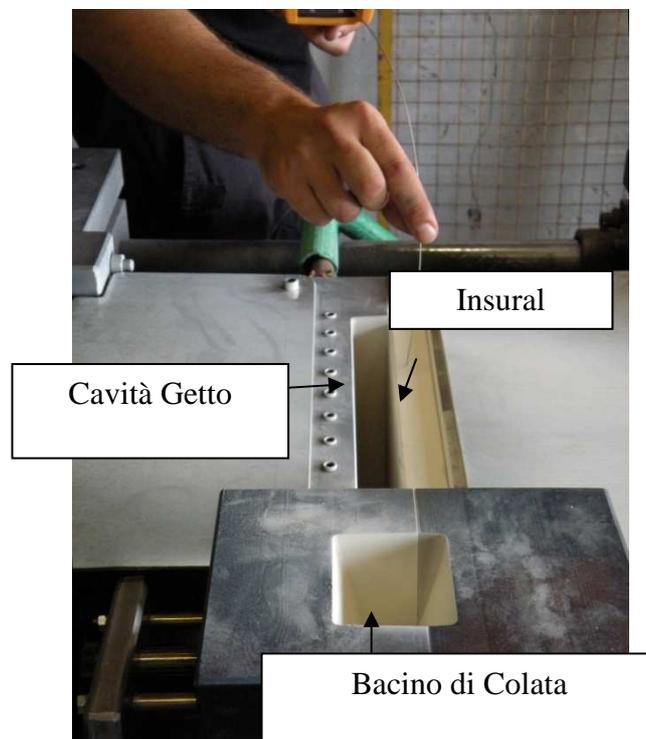


Fig. 3: Vista superiore della conchiglia, in evidenza la cavità che andrà a realizzare il getto, il bacino di colata e la lastra di materiale coibente Insural 140, posizionata in corrispondenza della superficie del getto da isolare termicamente.

Le Figg. 2 - 3 mostrano due viste dell'attrezzatura, da cui è possibile osservare la conformazione del bacino di colata, la cavità che riempita dall'alluminio darà origine al getto ed il posizionamento, in una "tasca" ricavata nella matrice mobile della conchiglia, del materiale isolante Foseco Insural 140 che fornito in lastre, è stato lavorato alle macchine utensili per ricavare la geometria necessaria.

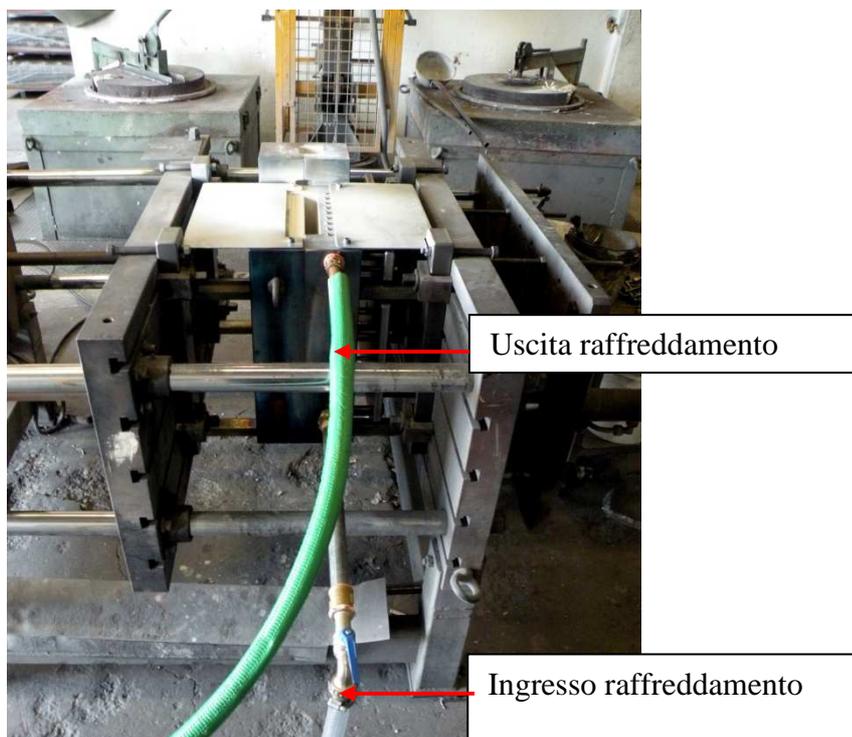


Fig. 4: La conchiglia chiusa, montata su una conchigliatrice semiautomatica

La Fig. 4 mostra lo stampo montato su una conchigliatrice semiautomatica, necessaria per gestire l'apertura e la chiusura dello stampo stesso. I condotti visibili in foto permettono l'accesso e lo smaltimento del fluido impiegato per il raffreddamento dello stampo. Il maniccotto di ingresso dell'acqua proveniente dalla rete è stato dotato di un innesto per l'aria compressa, utile anche per eseguire, fra un ciclo ed il successivo di raffreddamento ad acqua, la completa evacuazione del liquido che potrebbe ristagnare nei canali.

Il sistema di raffreddamento, a monte della valvola di ingresso, è stato dotato di un flussimetro, per misurare istantaneamente la portata di acqua che lo attraversa.

Conformemente alle indicazioni progettuali, per misurare e registrare le temperature istantanee dell'attrezzatura è stata disposta una serie di termocoppie in appositi fori ricavati nello stampo (Fig. 5).

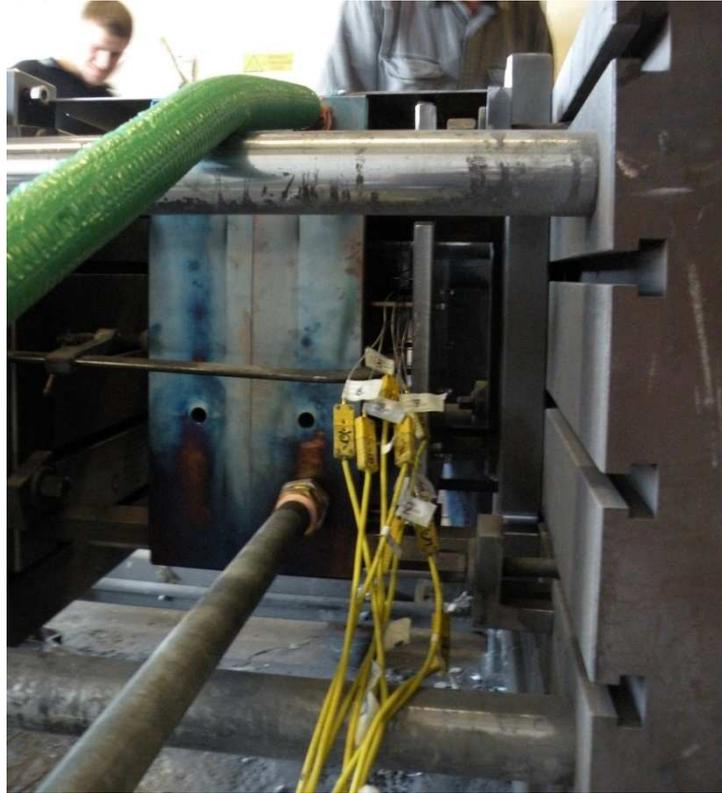


Fig. 5: Terminazioni delle termocoppie fuori dallo stampo

Le temperature misurate dalle termocoppie sono state acquisite e salvate su PC tramite un multiplexer Agilent alla frequenza di 2 Hz.

Condizionamento del bagno

Come descritto nel capitolo precedente, per ottenere il condizionamento del bagno fusorio in termini di contenuto di idrogeno e quantità di ossidi in sospensione, si è scelto di modificare l'impianto di degasaggio già presente in fonderia, realizzando quanto descritto nello schema di Fig. 48 del capitolo precedente.



Fig. 6: Sistema di distribuzione dei gas di servizio

L'immagine di Fig. 6 descrive il sistema di distribuzione dei gas di servizio, ovvero:

- Argon puro per procedere ai cicli di degasaggio per porsi nelle adeguate condizioni iniziali
- Miscela 90% argon 10%idrogeno per procedere all'arricchimento di idrogeno
- Aria compressa da rete industriale, per causare creazione in situ di ossidi nel bagno

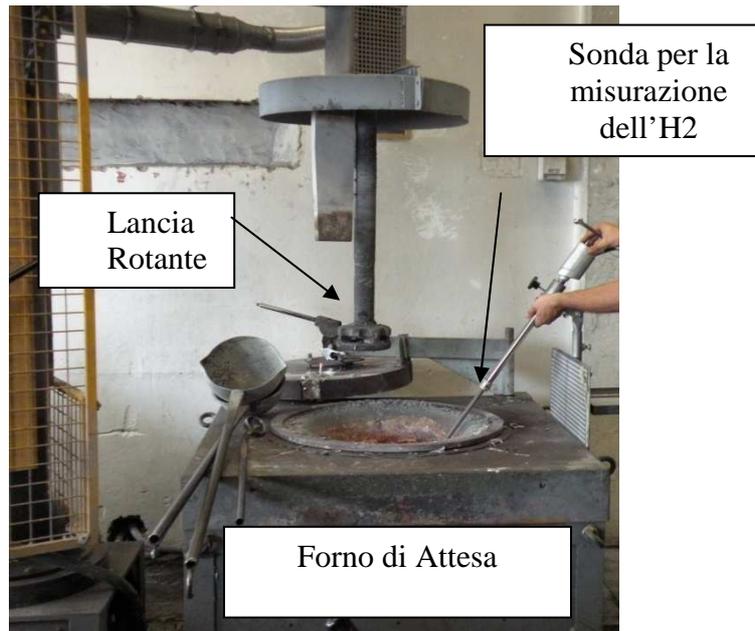


Fig. 7: Lancia rotante e sonda per la misurazione della quantità di idrogeno nel bagno

In Fig. 7 è visibile la lancia rotante (impeller) che immerso nel fuso promuoverà la distribuzione dei gas di servizio nel bagno e la sonda Foseco ALSPEK H utilizzata per la misurazione del tenore di idrogeno nel bagno.

Disponendo delle capacità tecnologiche di controllo dei livelli di idrogenazione del bagno, di produzione in situ di ossidi e della capacità di rilevare e registrare le temperature della conchiglia, si è proceduto alle colate.

Esecuzione delle colate

Per individuare inequivocabilmente le fusioni, ognuna di esse è stata marcata con un codice che ne descrivesse i parametri di processo (Fig.8).

Come è possibile notare dalla Fig. 8, si è rinunciato in sede sperimentale al raffreddamento ad aria, poiché l'analisi sul campo delle temperature della conchiglia ha rilevato la scarsa efficacia di tale tipo di condizionamento termico della conchiglia.

Protocollo di Punzonatura delle lastre

Codice:

Livello Idrogeno – Insufflaggio Aria – Raff. H₂O – Colata – Progressivo

A: Alto
B: Basso
BB: Bassissimo
M: Medio

0: no aria
1: Primo
insufflaggio aria
2: Secondo
insufflaggio aria

A: Off
B: On

1: prima
2: second

Numero
progressivo
di colata: 1,
2, 3...n

Esempio:

B0A11

Localizzazione Punzonatura

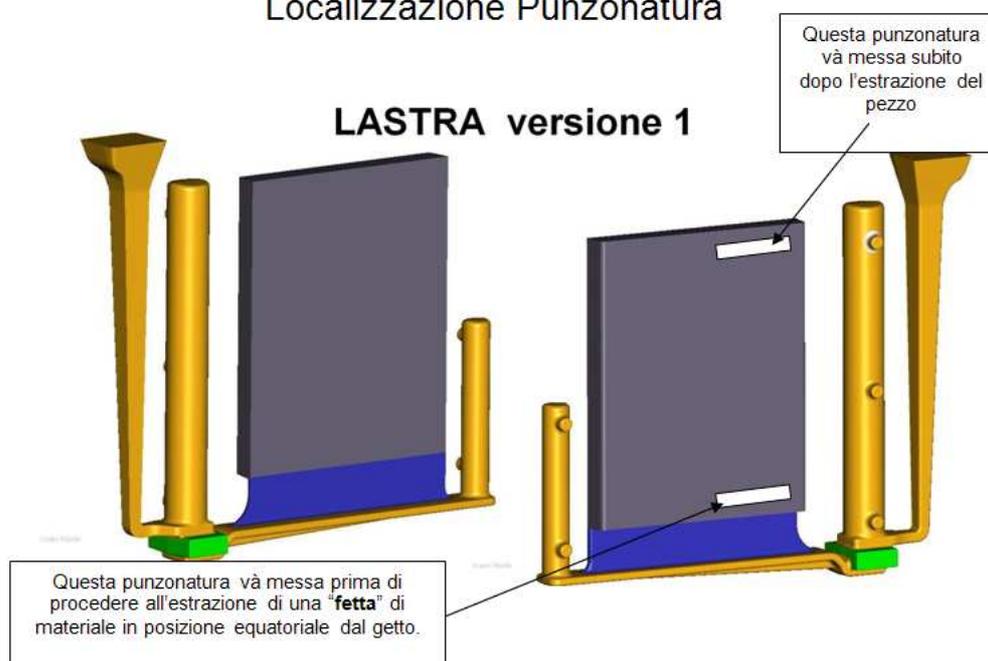


Fig.8: Protocollo di punzonatura delle piastre

Le colate sono state eseguite seguendo il piano sperimentale di Fig. 9.

Per avere sempre le medesime condizioni iniziali, si è partiti per ogni ciclo di colate dal bagno appena spillato dalla siviera proveniente dal forno fusorio e sottoposto ad affinazione, modifica e degasaggio. In particolare il fuso ha subito un ciclo di degasaggio di 45 minuti per partire da un tenore di idrogeno molto basso, pari a 0.08 ml/100 g. Questo valore di idrogenazione realizza la condizione HL0 (Tab. 1)

A partire dalle condizioni iniziali appena descritte si è eseguito il primo ciclo di colate ovvero:

- sono state eseguite due colate senza raffreddamento della conchiglia e due raffreddando la conchiglia mediante l'attivazione del circuito ad acqua, che è stato spurgato mediante lavaggio con aria compressa alla fine di ogni colata. Questo punto realizza la condizione di ossidazione OL0 (Tab.2), ovvero nessuna ossidazione.

- Dopo le quattro colate appena descritte si è eseguito l'insufflaggio di aria per la produzione in situ di ossidi allo scopo di raggiungere la condizione di ossidazione OL1 (Tab.2). Si sono eseguite due colate prive di raffreddamento ad acqua e due con raffreddamento ad acqua
 - Si è eseguito un ulteriore insufflaggio di aria per raggiungere la condizione di ossidazione OL2 (Tab.2). Si sono eseguite due colate prive di raffreddamento ad acqua e due con raffreddamento ad acqua
 - Si è eseguito un ulteriore insufflaggio di aria per raggiungere la condizione di ossidazione OL3 (Tab.2). Si sono eseguite due colate prive di raffreddamento ad acqua e due con raffreddamento ad acqua

Per il raggiungimento dei successivi livelli di idrogenazione, si è partiti da nuovi bagni di fuso sottoposti a degasaggio e scorifica estremamente accurati per partire dalle condizioni iniziali descritte poco sopra. Gli ulteriori livelli target di idrogenazione (Tab.1) sono stati ottenuti mediante insufflaggio di idrogeno tramite impeller e misurazione del contenuto di gas tramite ALSPEK H. Al raggiungimento di ogni singolo livello target in termini di idrogeno è stata reiterata la procedura di ossidazione del bagno in tre step per raggiungere le condizioni OL1, OL2 ed OL3.

L'applicazione del piano sperimentale ha portato alla produzione di 37 lastre, secondo il prospetto di Fig. 11. Purtroppo, a causa di alcuni problemi durante la produzione delle lastre, non tutti i getti previsti dal piano sperimentale sono stati realizzati.

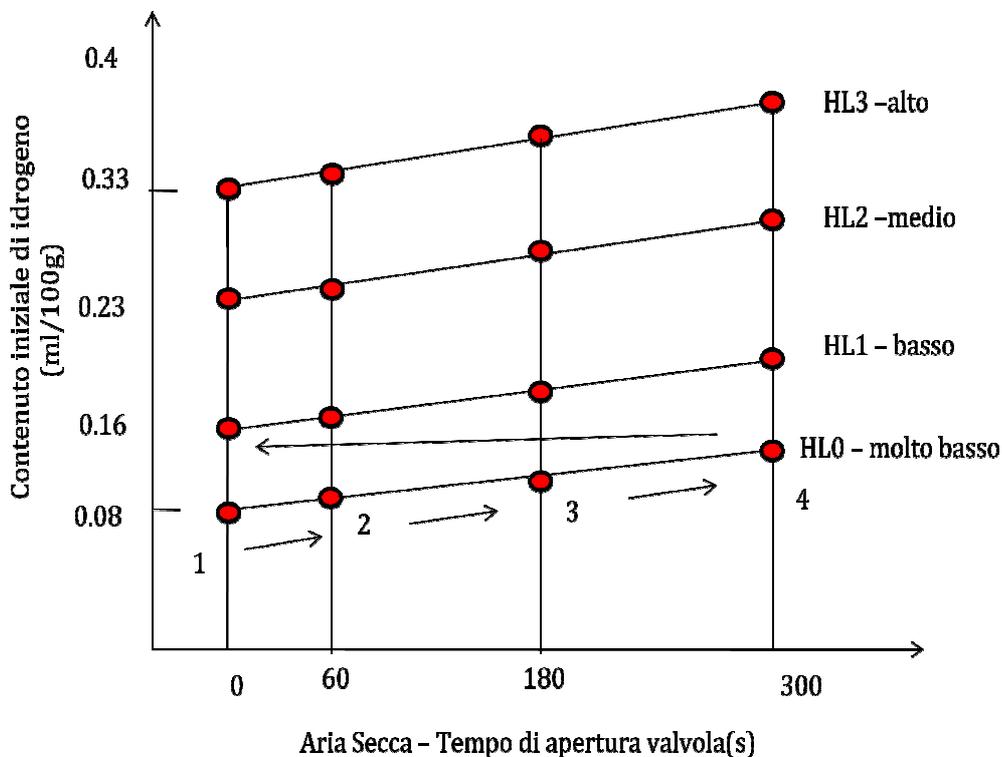


Fig. 9: Prospetto sintetico del piano sperimentale

Codice Colata	Contenuto di Idrogeno [ml/100g]	Tempo totale di insufflaggio aria [s]
B0A1-1 B0A2-2 B0B1-3 B0B2-4	0.13 - 0.16	0
A0A1-5 A0A2-6 A0A3-TC A0B1-7 A0B2-8	0.36	0"
A1A1-9 A1A2-10 A1B1-11 A1B2-12	0.29	60"
A2A1-13 A2A2-14 A2B1-15 A2B2-16 A2B3-TC	0.30 - 0.33	300"
B1A1-17 B1A2-18 B1B1-19 B1B2-20	0.13 - 0.17	60"
B2A1-21 B2A2-22 B2B1-23 B2B2-24	0.23 - 0.25	300"
BB0A-25 BB0B-26	0.08	0"
M0A-26 M0B-27	0.23	0"
M1A-28 M1B-29	0.23	60"
M2A-30 M2B-31	0.24	180"
M2A-32 M2A-TC M2B-33	0.25	300"

Fig. 11: Elenco delle colate eseguite

In sintesi, si sono realizzate colate suddivise in livelli di Idrogeno bassissimi, bassi, medi ed alti (Tab. 1) e livelli di ossidazione per tempi di insufflaggio pari a 0", 60", 180" e 300" (Tab. 2). Per ognuno dei punti sperimentali (determinati da una coppia di valori contenuto di idrogeno-livello di ossidazione) sono state realizzate colate con e senza raffreddamento a liquido della conchiglia.

Tab. 1: Livelli di idrogeno

Livello di Idrogeno (HL)	HL0 – bassissimo	HL1 - basso	HL2 -medio	HL3-alto
Val. (mlH ₂ /100g)	0.08	0.13-0.16	0.23-0.24	0.30-0.33

Tab. 2: Livelli di insufflaggio di aria per la produzione in situ di ossidi

Livello di ossidazione (insufflaggio) [OL]	OL0	OL1	OL2	OL3
Val (s)	0	60	180	300

L'attività di colata ha reso disponibile per ogni getto gli andamenti delle temperature nella conchiglia, A titolo esemplificativo sono riportati gli andamenti delle temperature per le colate B0A1-1, B0A2-2, A0A1-5 ed A0A2-6 (Figg. 12-15) che saranno prese come riferimento per il confronto con le temperature simulate nel prossimo capitolo, in quanto rappresentative delle temperature misurate su tutto il lotto di colate.

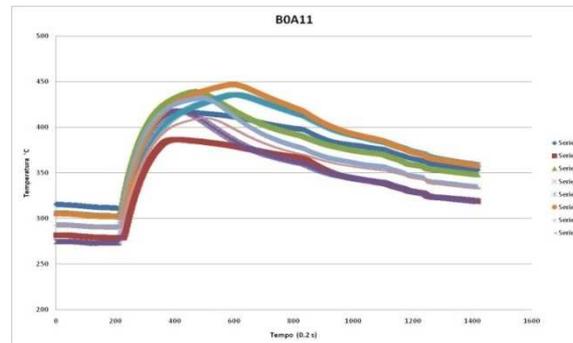


Fig. 12: Andamento delle temperature nella conchiglia per la colata B0A11

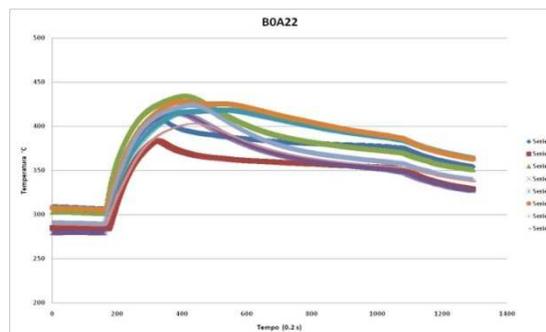


Fig. 13: Andamento delle temperature nella conchiglia per la colata B0A22

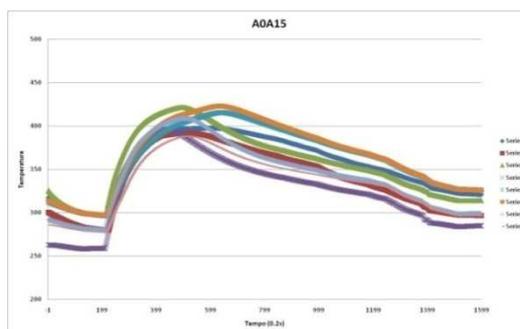


Fig. 14: Andamento delle temperature nella conchiglia per la colata AOA15

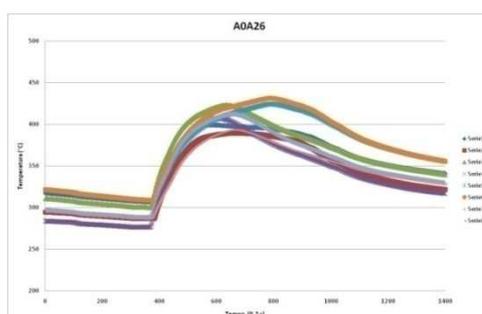


Fig. 15: Andamento delle temperature nella conchiglia per la colata AOA26

Prove metallografiche

Per l'analisi metallografica [1], eseguita da ed in collaborazione con il dipartimento SMETEC, si sono estratte lastre dello spessore di 5 mm ad una distanza di 130 mm dall'ingresso di colata secondo lo schema di Fig. 16. Tale posizione corrisponde a quella dotata di un fronte di solidificazione planare e di flusso di calore in buona approssimazione monodimensionale, secondo le considerazioni svolte nel capitolo precedente. Dal centro di ogni lastra è stato prelevato un campione di dimensioni pari a 10X30 mm, in modo da spazzare tutta la sezione del getto. Ogni campione è stato suddiviso in una griglia di otto caselle per poter cogliere i gradienti delle grandezze in analisi. I campioni sono stati inglobati e preparati secondo le specifiche di ASTM E3 [2]. Ogni campione è stato analizzato al microscopio ottico, avvalendosi di software di analisi dell'immagine, eseguendo approssimativamente 30 micrografie per ogni singola casella. La caratterizzazione microstrutturale è stata finalizzata alla valutazione di:

- Distanza fra i rami secondary delle dendriti (SDAS [μm]),
- Area Percentuale dei difetti (DAF%), ovvero rapporto fra area misurata dei difetti sulla casella corrente ed area della casella
 - Numero dei difetti per cm^{-2} ($N_d [\text{cm}^{-2}]$)
 - Fèret massimo (dimensione maggiore del rettangolo che include il difetto [μm])
 - Roundness R di ogni difetto, definita come:

$$R = \frac{(\text{Perimetro}_{\text{difetto}})^2}{4\pi\text{Area}_{\text{difetto}}}$$

Dove 1 significa difetto perfettamente circolare (tipico di una porosità prevalentemente da gas) e valori più alti significano morfologia più irregolare e complessa (tipica di porosità prevalentemente da ritiro).

I dati riguardanti le caratteristiche microstrutturali rilevate, sono stati elaborati e rappresentati graficamente come andamenti in funzione della distanza dal lato del getto a contatto con la parte non isolata della conchiglia, ovvero il lato da cui viene estratto il calore.

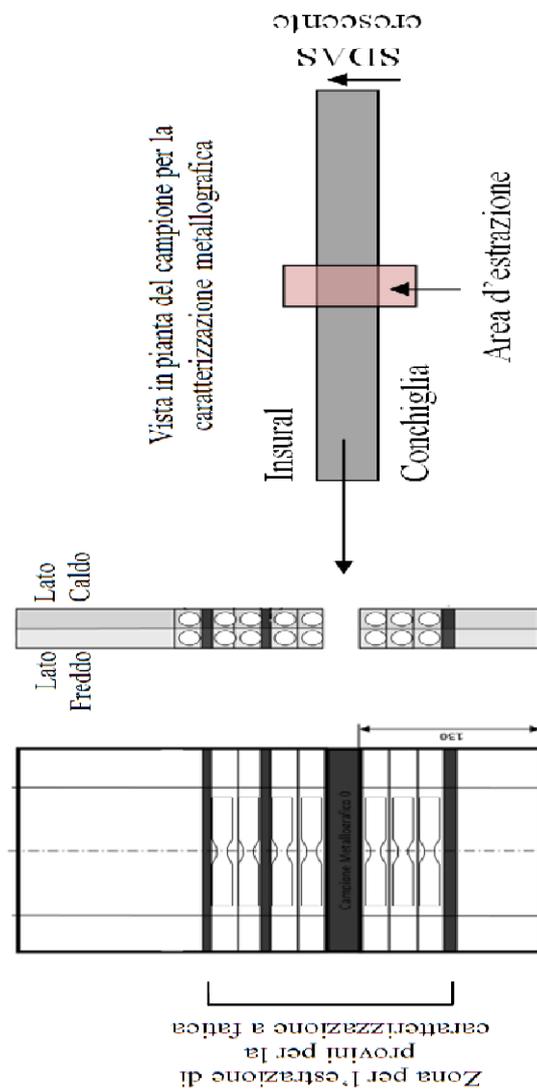


Fig. 16: Estrazione dei campioni dalle lastre
Analisi dei risultati [13]

SDAS

L'analisi dello SDAS (Fig. 17) è stata condotta differenziando i campioni estratti da lastre raffreddate ad acqua e non raffreddate e testimonia un'effettiva variazione di tale parametro microstrutturale nella sezione del getto, con valori che tendono ad aumentare passando dal lato non isolato ed eventualmente raffreddato, verso quello isolato dal materiale coibente Insural 140. I campioni provenienti dalle colate raffreddate ad acqua presentano valori di SDAS di circa 10 μm inferiori, rispetto a quelli provenienti da colate raffreddate, lungo la sezione del getto.

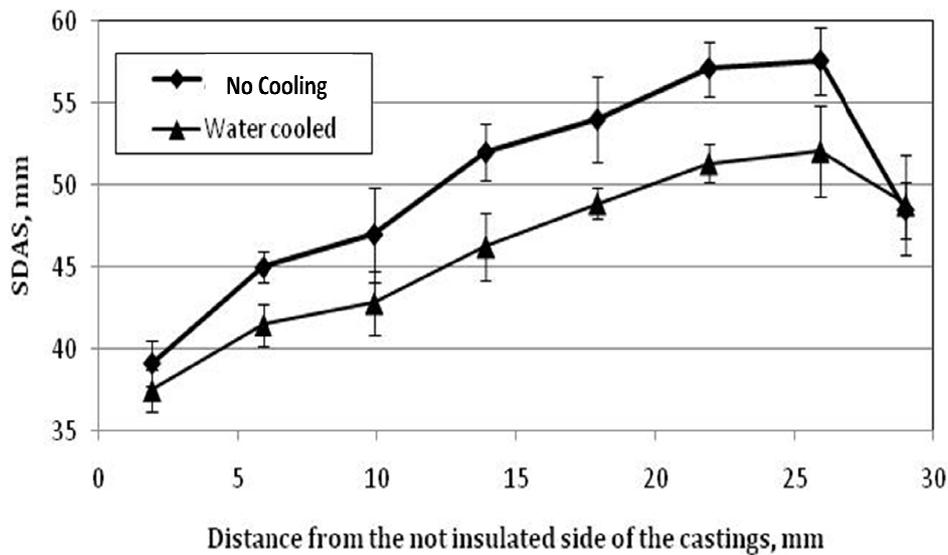


Fig. 17: Andamento dello SDAS lungo la sezione del getto.

Le differenze fra le due serie di campioni (raffreddati e non) tendono a diminuire e ad azzerarsi in corrispondenza delle pareti, a causa della stessa temperatura di partenza dei materiali di parete (conchiglia ed Insural) e quindi delle medesime condizioni iniziali di estrazione del calore.

L'analisi dello SDAS testimonia il raggiungimento di uno degli scopi prefissati, ovvero la differenziazione della microstruttura nella sezione trasversale del getto, e quindi l'imposizione di condizioni differenziate di raffreddamento.

Effetto dell'Idrogeno

Per l'analisi degli effetti del contenuto iniziale di idrogeno nel bagno, si sono presi in considerazione i provini provenienti dalle colate a differenti livelli di idrogeno e non sottoposti ad insufflaggi di aria.

Area Percentuale dei difetti

L'analisi dell'area percentuale dei difetti, in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia per i differenti tenori di idrogeno (Fig.18), evidenzia tre cose:

1. All'aumento del tenore di idrogeno, corrispondono porosità più grandi
2. Partendo dal lato freddo della conchiglia esiste un gradiente di porosità per ognuno dei livelli di idrogeno
3. le deviazioni standard dei dati sperimentali, raggiungono valori elevati

I punti 1 e 2 testimoniano l'efficacia della sperimentazione e l'aderenza dei risultati a quanto descritto dall'analisi del fenomeno affrontata nel secondo capitolo: in prima istanza, tenori di idrogeno maggiori producono maggiore porosità; in seconda analisi è palese una dipendenza della dimensione totale dei pori con la distanza dal lato freddo della conchiglia: all'aumentare di tale distanza, e quindi dello SDAS locale, le dimensioni delle porosità aumentano testimoniando l'effetto della costipazione del poro nella matrice dendritica sull'accrescimento dello stesso.

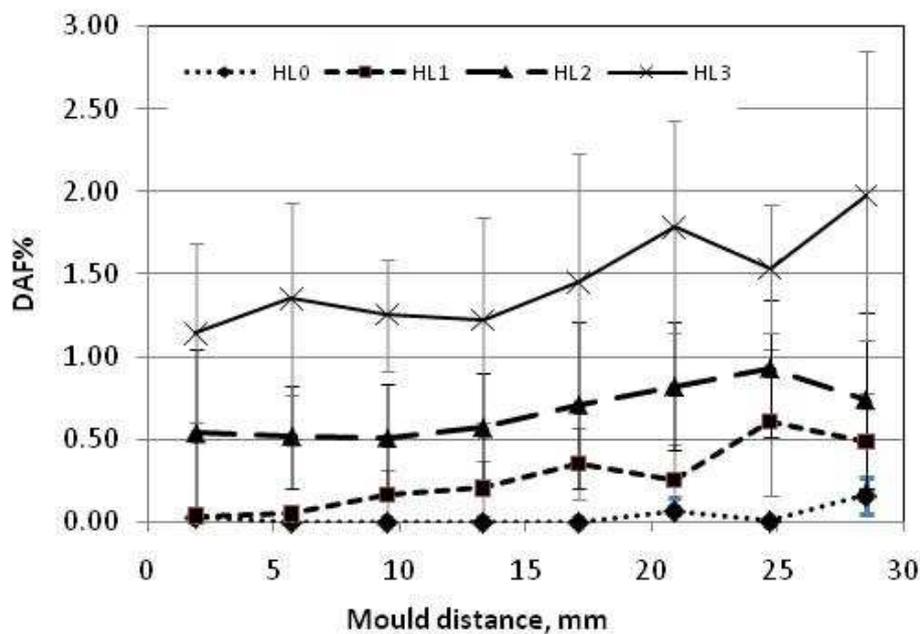
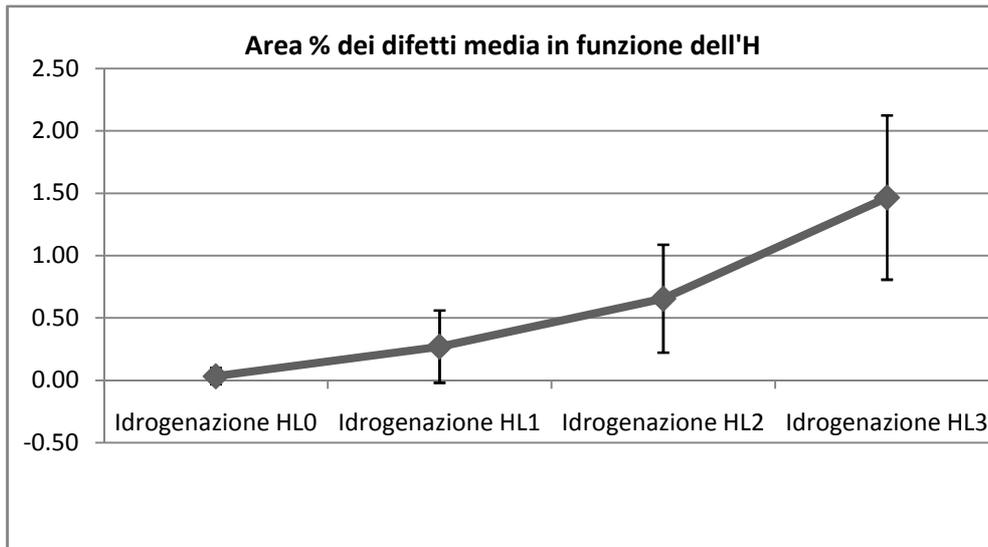


Fig. 18: Area percentuale dei difetti in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia, per i differenti tenori di idrogeno.

Gli alti valori della deviazione standard dei dati sperimentali, testimoniano l'elevata aleatorietà del processo, causata dall'altissima complessità dei fenomeni concorrenti alla formazione della porosità. Elevati valori delle deviazioni standard saranno propri di tutte i dati sperimentali analizzati.



Fog. 19: Area percentuale media dei difetti in funzione del tenore di idrogeno

Il grafico di Fig. 19, mostra l'andamento dell'area Area percentuale media dei difetti in funzione del contenuto di idrogeno. Pur avendo mediato i dati di ogni singola serie di tenori di idrogeno (per cui è evidente l'evoluzione nella sezione (Fig.18)), questo grafico ha il pregio di fornire una visione rapida della crescita della porosità percentuale legata alla quantità di idrogeno disciolto nel bagno e dell'aumento della deviazione standard che ad esso si accompagna, testimoniando come detto la complessità del fenomeno.

Numero dei difetti

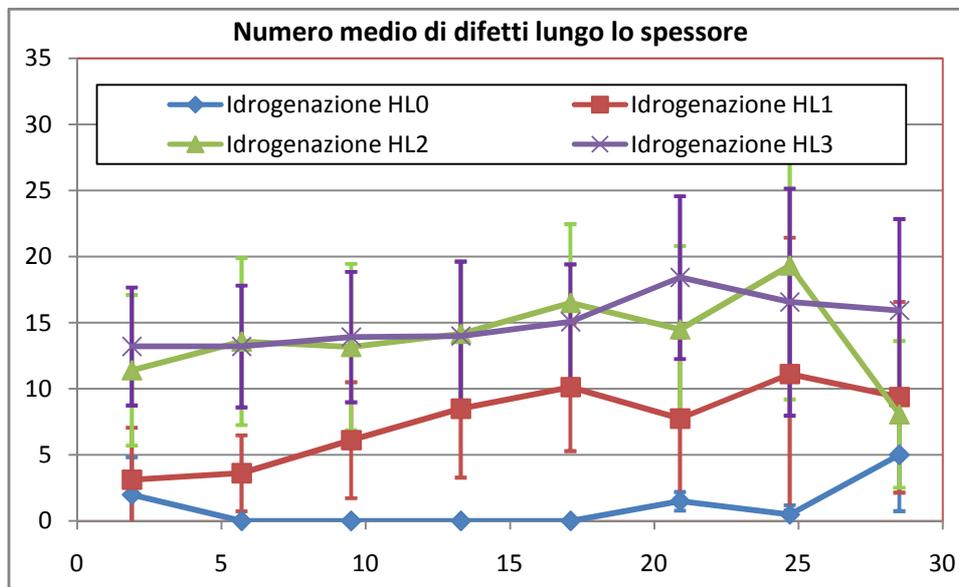


Fig. 20: Numero dei difetti in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia, per i differenti tenori di idrogeno.

Anche l'analisi del numero dei difetti in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia, per i differenti tenori di idrogeno (Fig.20) fornisce risultati in linea con le attese.

All'aumento del livello di idrogeno corrisponde un aumento del numero di difetti per unità di superficie, a causa del minor cammino di diffusione necessario per giungere alle condizioni di precipitazione del gas e nucleazione del difetto. Inoltre, spostandosi nella sezione da sinistra verso destra, a velocità di solidificazione inferiori corrispondono quantità di gas segregato nel liquido più importanti e la corrispondente precipitazione di un numero crescente di difetti, in seno ad una microstruttura in termini di SDAS più grossolana.

L'effetto particolare che si può notare è la sostanziale coincidenza delle curve relative alle condizioni di alto idrogeno (HL3) e medio idrogeno (HL2). Non è possibile fornire una spiegazione robusta di tale fenomeno, è possibile pensare ad una sorta di "saturazione" della capacità di promuovere la nucleazione di un certo numero di difetti al di sopra di un valore soglia del contenuto di idrogeno.

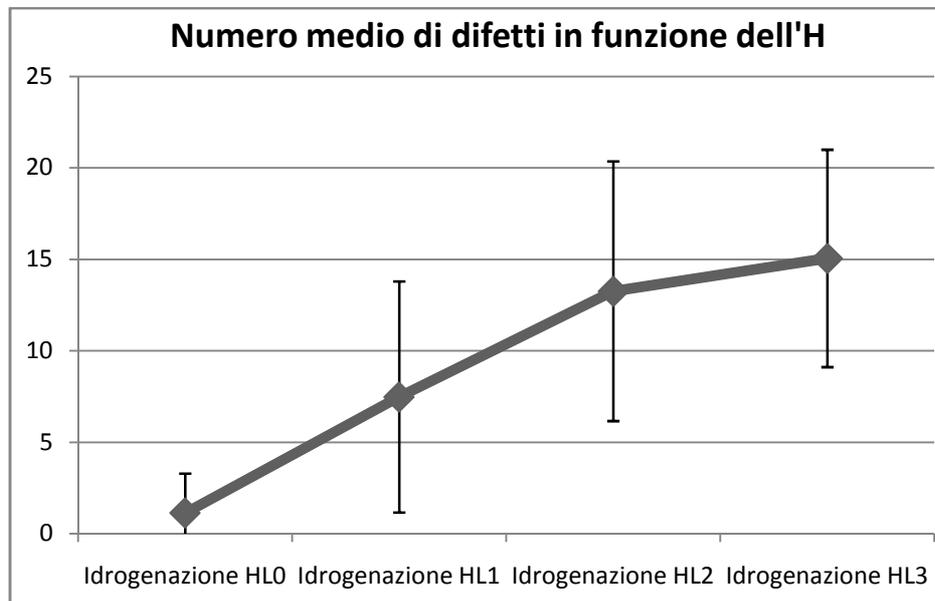


Fig. 21: Numero medio dei difetti in funzione del tenore di idrogeno

Come per il grafico di Fig. 19, il grafico di Fig.21 ha lo scopo di proporre una visione rapida del fenomeno, mostrando l'aumento del numero medio dei pori per unità di superficie, all'aumentare del tenore di idrogeno.

Roundness

Il grafico di Fig. 22 mostra l'andamento del valore Roundness nella sezione, per i differenti tenori di idrogeno mentre quello di Fig.23 mostra l'andamento della media dei valori di Roundness per i tenori di Idrogeno. Dall'analisi del primo grafico è possibile intuire una diminuzione di tale parametro all'aumentare del tenore di idrogeno ed affermare che esso si mantiene su valori grosso modo costanti per ciascuna famiglia di provini. Il secondo grafico mostra in maniera più chiara l'andamento di tale grandezza e conformemente alle attese mostra come all'aumentare del tenore di idrogeno, i pori tendono ad attingere morfologie più tondeggianti, in quanto il "driver" che ne ha caratterizzato genesi ed accrescimento è la maggior quantità di idrogeno in soluzione.

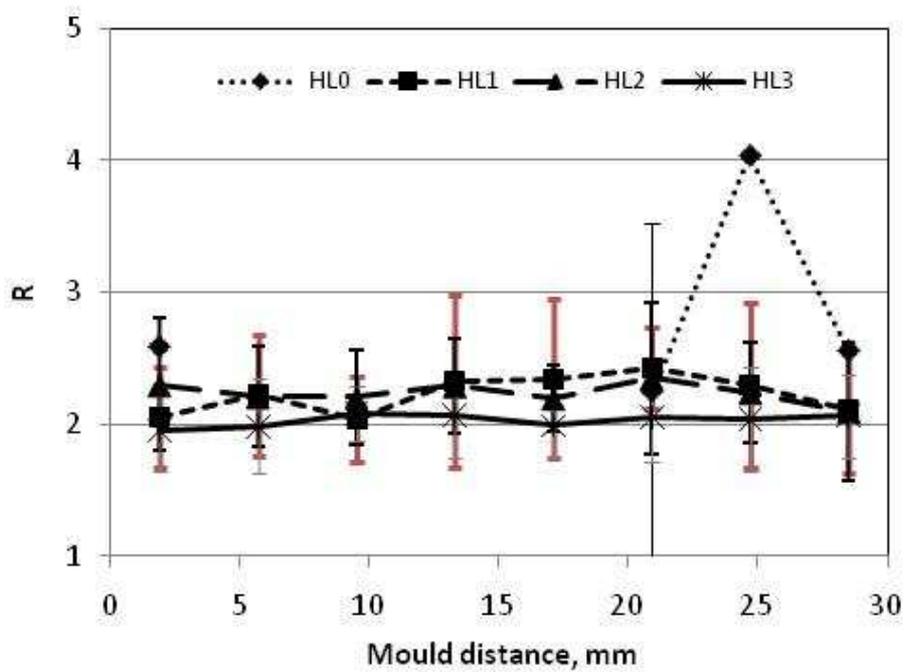


Fig. 22. Roundness dei difetti in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia, per i differenti tenori di idrogeno

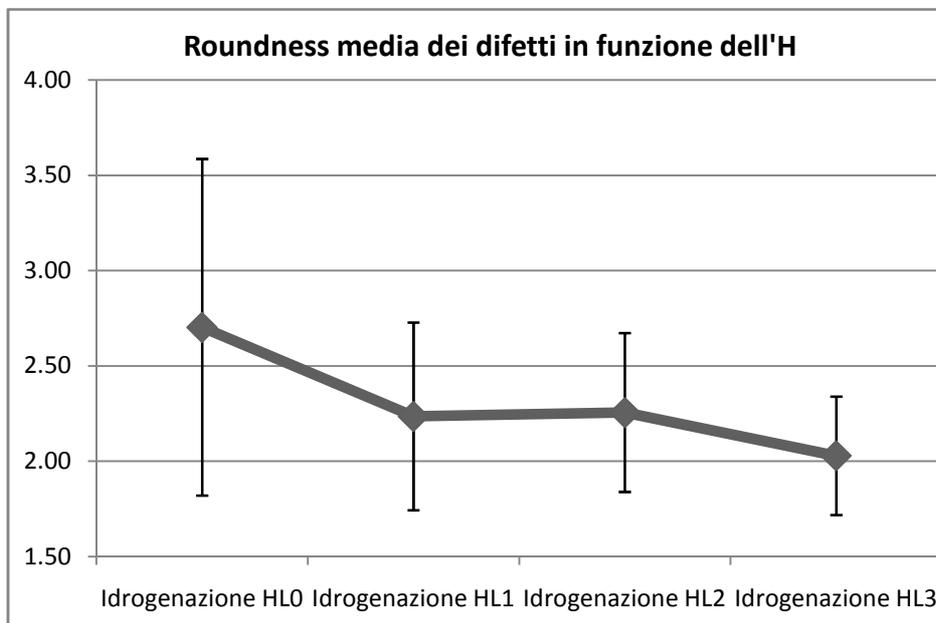


Fig. 23: Roundness media dei difetti in funzione dei differenti tenori di idrogeno

Fèret Massimo

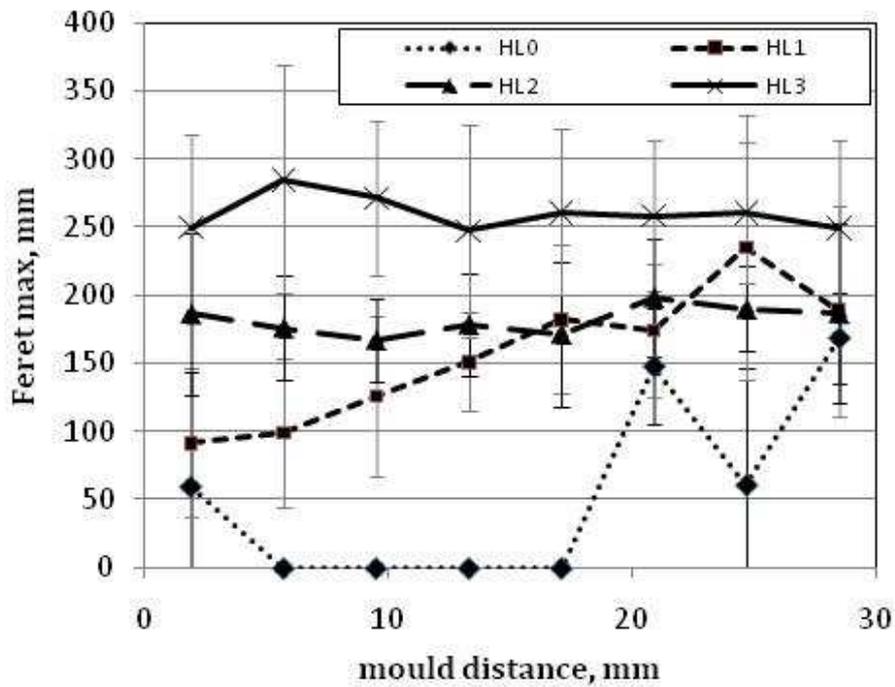


Fig. 24: Fèret Massimo in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia, per i differenti tenori di idrogeno

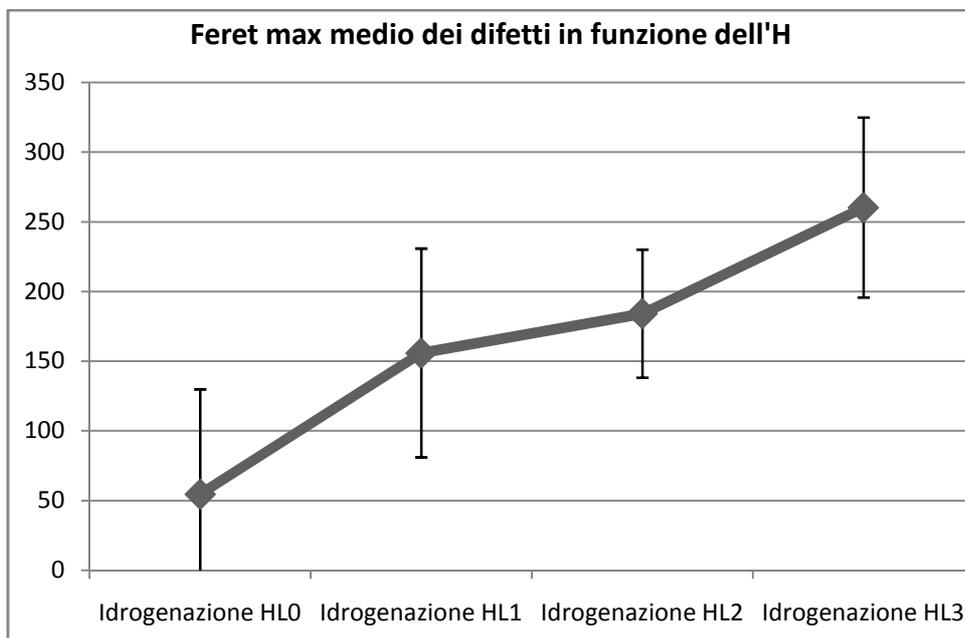


Fig. 25: Fèret Massimo medio dei difetti in funzione dei differenti tenori di idrogeno

I grafici di Figg. 24 e 25 descrivono l'andamento della dimensione massima del lato del rettangolo che inverte il difetto. Similmente all'analisi dell'area percentuale dei difetti, forniscono un'indicazione circa la dimensione di questi ultimi, rispettivamente in funzione del tenore di idrogeno e della posizione nella

sezione (Fig. 24) ed un'indicazione media in funzione del solo tenore di idrogeno (Fig.25).

Anche l'analisi del Fèret massimo dei difetti descrive un aumento in funzione del tenore di idrogeno e della distanza dal lato freddo della conchiglia.

In sostanza l'analisi microstrutturale conferma l'efficacia della sperimentazione nell'ottenimento di difettologie differenziate, sia in funzione della distanza dal lato freddo della conchiglia (quindi delle condizioni locali di raffreddamento e solidificazione) che del tenore iniziale di idrogeno del bagno di colata.

Effetto dell'insufflaggio di aria secca nel bagno (ossidazione in situ)

Lo scopo dell'insufflaggio di aria secca nel bagno è, come chiarito precedentemente, quello di promuovere la creazione in situ di ossidi, finemente dispersi nel bagno fusorio, che all'atto della solidificazione possano agire come siti di nucleazione eterogenea per le porosità.

L'effetto che ci si auspica è, a parità di contenuto di idrogeno nel bagno, di ottenere in seguito alla solidificazione un numero di difetti crescente in funzione del tempo di insufflaggio di aria (e quindi di ossidi dispersi) e difetti contestualmente di dimensione inferiore. Tutto ciò in analogia a quanto avviene in seguito all'affinazione del grano nelle leghe di alluminio: l'introduzione di leghe madri contenenti Boro e Titanio rende disponibili più siti di nucleazione eterogenea per i grani solidi che accrescendosi l'uno alle spese dell'altro danno origine ad una struttura più fine rispetto a quanto sarebbe accaduto senza l'introduzione di affinanti. In poche parole, più grani di dimensioni inferiori.

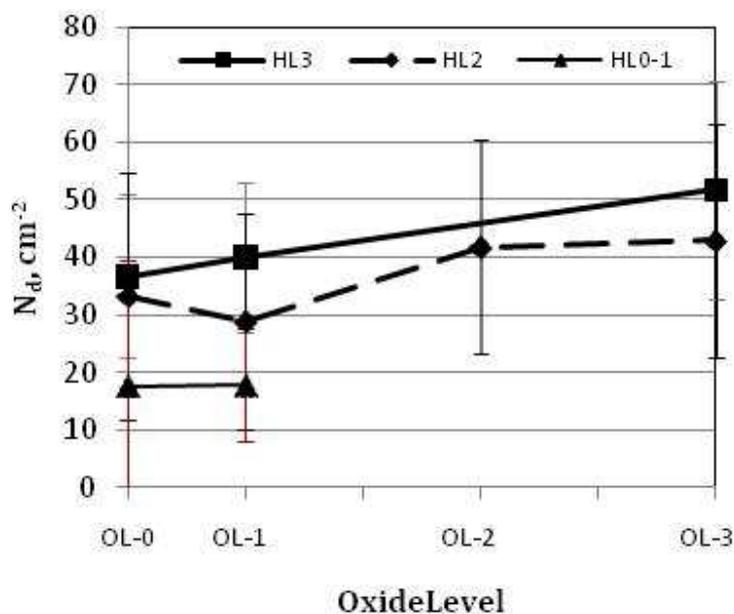


Fig. 26: Numero di difetti per unità di superficie, in funzione di livello di ossidazione (Insufflaggio) e per livelli di idrogeno

L'analisi del grafico di Fig. 26 mostra un andamento concorde alle aspettative per i campioni ad alto contenuto di Idrogeno (HL3) ed un andamento "ragionevole" per i campioni ad idrogenazione media (HL2) per i quali si assiste ad un inaspettato calo del numero dei difetti in seguito alla prime idrogenazione e ad un successivo aumento. Resta da sottolineare l'elevata dispersione dei dati relativi ad ogni singolo punto sperimentale, testimoniata dall'elevata deviazione standard. La mancanza di un numero sufficiente di campioni rappresentativo dei livelli di idrogenazione bassa e bassissima, rendono impossibile una valutazione.

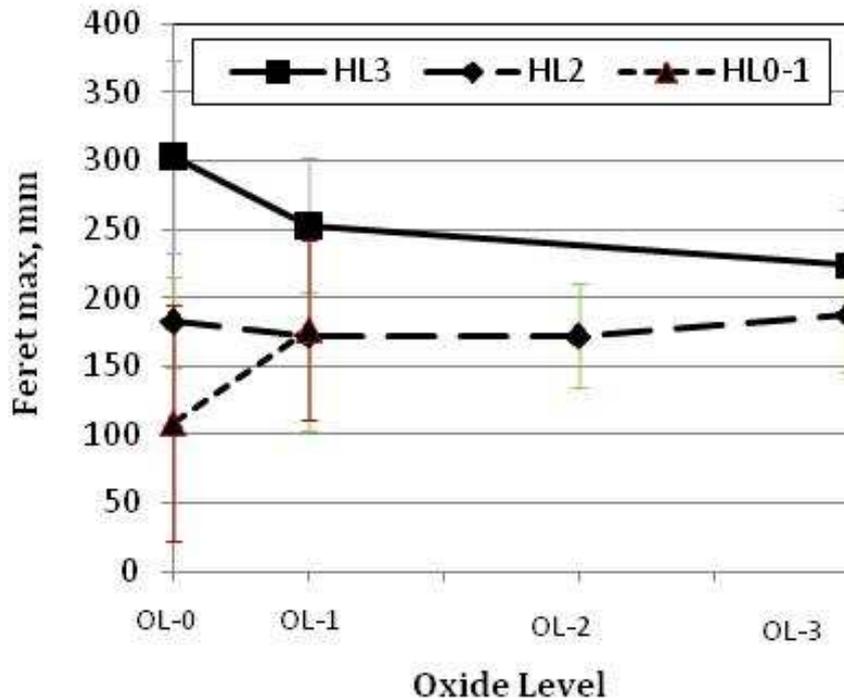


Fig. 27: Fèret Massimo in funzione di livello di ossidazione (Insufflaggio) e per livelli di idrogeno

L'analisi della dimensione dei difetti, in funzione del livello di ossidazione è stata svolta mediante la valutazione del Fèret massimo (Fig.27). Se per il livello di ossidazione alto (HL3) è possibile ravvisare un andamento conforme alle aspettative, gli andamenti dei campioni a livello di idrogenazione medio, basso e bassissimo forniscono indicazioni contrastanti. In pratica non è possibile inferire una tendenza certa dall'analisi dei dati.

La motivazione del comportamento sopra descritto è, probabilmente, da imputare alle modalità di ossidazione del bagno. In primo luogo, non è stato possibile realizzare un metodo di misura quantitativa dell'ossidazione del bagno. In secondo luogo, il comportamento osservato durante le varie campagne di ossidazione è stato estremamente variabile. In taluni casi infatti si è assistito alla produzione di grosse quantità di scoria affiorante: molto probabilmente in questi casi, la produzione di fini bolle di aria nel bagno, ne ha promosso la scorifica per flocculazione inversa portando di fatto a galla gli ossidi appena creati. In altri casi inoltre si è assistito ad un calo della quantità di idrogeno disciolto nel bagno.

Per queste ragioni si afferma che l'analisi degli effetti dell'ossidazione del bagno ha prodotto, al contrario delle altre attività, risultati non robusti pertanto non affidabili.

Altre valutazioni

L'analisi visiva dei getti (Fig. 28) e l'osservazione delle fasi di solidificazione (Fig. 29) evidenzia l'esistenza di un ritiro dal lato della superficie di estrazione del calore, quella opposta alla lastra in Insural.

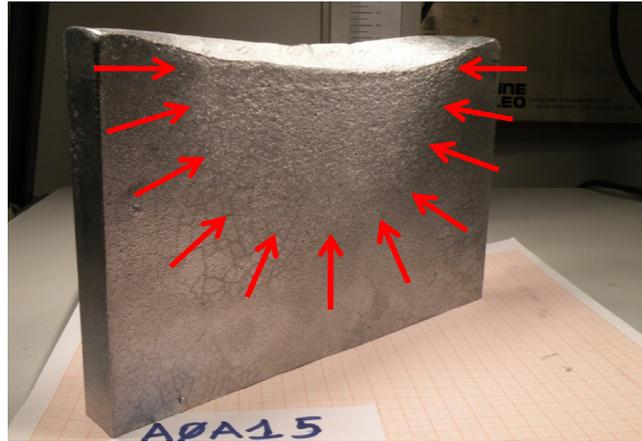


Fig. 28: Analisi visiva del getto: su tutti i getti si evidenzia un ritiro dal lato della superficie di estrazione del calore, quella opposta alla lastra in Insural

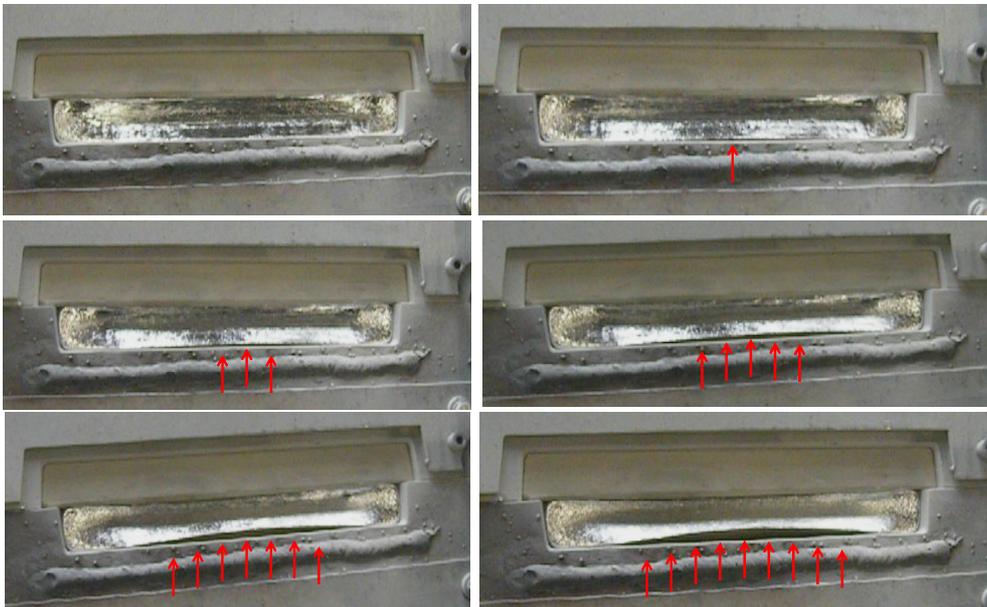


Fig. 29: osservazione della solidificazione del getto: è evidente un distacco del getto dalla conchiglia, in corrispondenza della superficie di estrazione del calore

Questo ritiro, che comporta un distacco del getto dalla superficie della conchiglia deputata allo smaltimento del calore ed una conseguente variazione delle condizioni di scambio termico, è stato tenuto in debita considerazione durante le fasi di simulazione numerica del processo descritte nel capitolo successivo.

Conclusioni

Alle attività progettuali e di realizzazione di stampi e impianti di condizionamento e misura, sono seguite le colate dei getti, alcuni dei quali sono stati scartati a causa di problemi in fase di produzione.

Le micrografie eseguite su campioni estratti dai getti hanno dimostrato l'efficacia della attrezzatura e del protocollo di idrogenazione del bagno. Si è ottenuto infatti materiale a microstruttura differenziata e porosità variabile in funzione dei tenori di idrogeno e delle condizioni locali di raffreddamento dei getti.

Critico si è rivelato invece lo studio degli effetti della quantità di ossidi nel bagno: dai dati sperimentali non è stato possibile infatti inferire alcuna tendenza dotata dei giusti criteri di robustezza ed aderenza a precedenti osservazioni rinvenute in bibliografia [3] [4]. La causa del fallimento di questo tipo di analisi è dovuta, con ogni probabilità, ad alcune grosse criticità nella gestione dell'ossidazione in situ del bagno emerse durante la sperimentazione.

In ultima analisi è da rimarcare come buona parte degli obiettivi prefissi sia stata raggiunta e che i risultati ottenuti dalla sperimentazione sono coerenti con le necessità di validazione del modello di previsione delle porosità descritto e scelto a tale scopo nel Capitolo 3.

Bibliografia

[1] R.Squatrito, I. Todaro, A. Morri, L. Ceschini, L. Tomesani, *Hydrogen and cooling rate effects on microporosity formation in the production of defect-controlled fatigue specimens*, Atti del 4rd International Symposium of Shape Casting, 140th Annual Meeting TMS , febbraio, 2011, San Diego (USA)

[2] ASTM E3-01 (2007) *Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens*

[3] J. Campbell, *Casting*, Oxford, UK, Elsevier Science Ltd, 2003

[4] J.A. Dantzig, M. Rappaz, *Solidification*, EPFL Press 2009

5. Validazione del modello numerico di previsione delle porosità

Introduzione

Una parte del lavoro svolto ha avuto come fine la validazione del modello numerico per la previsione delle porosità. L'attività non si è svolta cronologicamente in un tempo successivo alle fasi di progettazione ed esecuzione dell'esperimento, ma contestualmente ad esse per seguirne l'evoluzione ed affinazione.

Le attività di calcolo si sono svolte in due fasi consequenziali in virtù della natura del modello numerico. Esso si configura come un Post Processore e si appoggia al calcolo delle temperature e frazioni solide locali in funzione del tempo svolto da una precedente simulazione termica o eventualmente accoppiata termica-fluidodinamica nel caso si sia interessati all'analisi del riempimento del getto. Per garantire un campo di temperature consistente ed in linea con la realtà sperimentale è stato necessario assicurare l'accuratezza della simulazione mediante la taratura ricorsiva delle condizioni al contorno di scambio termico del getto con la conchiglia ed il confronto con le temperature rilevate dalle termocoppie (nella conchiglia ed annegate nel getto).

Ottenuta una validazione del campo termico, si è eseguita la simulazione di porosità utilizzando opportune condizioni di calcolo e se ne sono confrontati i risultati in termini di porosità percentuale con quelli sperimentali, ottenuti nel capitolo precedente.

Taratura ricorsiva del problema termico

Durante il ciclo di funzionamento reale una conchiglia raggiunge una stratificazione delle temperature locali, variabile nel tempo, ma tendenzialmente ripetibile, come nell'esempio di Fig.1 relativo al ciclo termico rilevato in attività di studio della colata in conchiglia di una testa motore [1]. Tale stratificazione ha un impatto notevole per la corretta esecuzione di una simulazione termica che risulti fedele alla realtà sperimentale. È necessario quindi replicare tale situazione all'inizio del ciclo di colata simulato, allo scopo di inizializzare correttamente il problema numerico.

Per realizzare tale compito si ricorre usualmente alla esecuzione di un certo numero di simulazioni termiche consequenziali, ognuna delle quali parta dalle

condizioni finali della precedente, allo scopo di ottenere una “regimazione” virtuale delle temperature della conchiglia. Tale pratica viene descritta in gergo “Ciclaggio” della conchiglia analogamente al ciclaggio reale che si svolge in fonderia per portare la conchiglia alla giusta temperatura. A tale scopo si utilizzano condizioni interne di resistenza termica/condizioni al contorno “temporizzate” che riescano ad emulare gli eventi propri di un ciclo di colata in conchiglia come la chiusura della stessa, l’esecuzione del riempimento e la conseguente solidificazione del getto, l’apertura dello stampo, l’estrazione del getto, il tempo necessario per la preparazione dello stampo al ciclo successivo, la chiusura dello stampo ed il tempo di attesa per la colata successiva. Per esemplificare il concetto si pensi alla condizione interna di resistenza termica fra conchiglia e getto. All’inizio del ciclo, a stampo chiuso, tale condizione avrà un valore dell’ordine di grandezza del migliaio di $W/m^2\text{°K}$ e sarà eventualmente variabile in funzione della temperatura. All’apertura dello stampo ed estrazione del getto la condizione di scambio dovrà cambiare per tenere conto dell’evento divenendo una condizione al contorno di scambio termico fra getto ed aria e conchiglia ed aria, che dovranno essere descritte assegnando nuovi coefficienti di scambio termico (dell’ordine stavolta delle decine di $W/m^2\text{°K}$) e temperature stimate dell’aria.

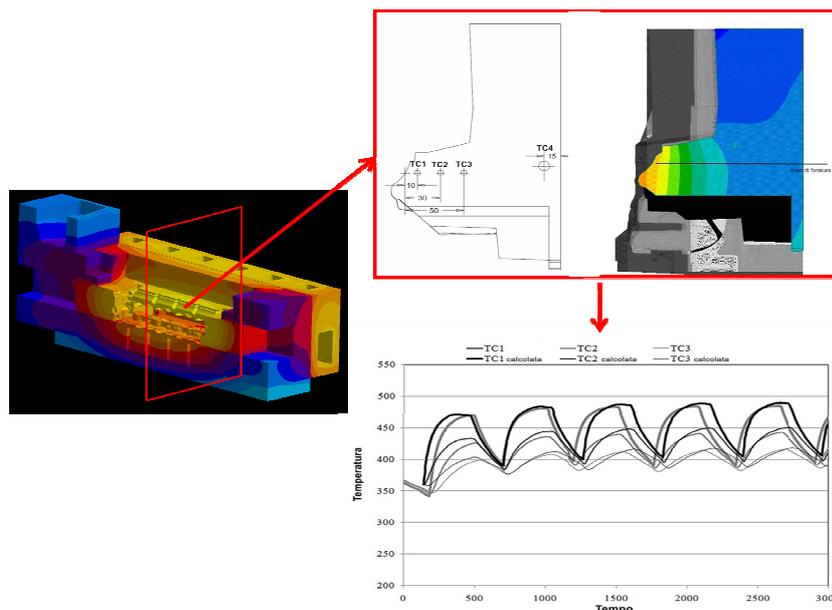


Fig.1: Stratificazione delle temperature all’inizio del ciclo di colata, in una conchiglia per la produzione di teste motore ad alte prestazioni

Oltre alla descrizione degli eventi propri del ciclo di colata, occorre anche tenere in considerazione la variazione dei coefficienti di scambio termico fra getto e conchiglia che, come già accennato, risultano funzione di numerosi eventi concorrenti fra i quali ad esempio il ritiro del getto, che porta alla creazione di meati fra getto e stampo. Proprio tale situazione è stata osservata durante l’esecuzione delle colate sperimentali a causa della creazione di un ritiro estremamente ripetibile dei getti nella zona a contatto con la superficie raffreddata della conchiglia.

Simulazione termica di ciclaggio

Per quanto riguarda la caratterizzazione dei materiali del dominio di calcolo, si sono utilizzati i dati determinati nel capitolo 3. Le condizioni al contorno di scambio termico (con particolare riferimento a quelle sul circuito di raffreddamento) sono state anche esse mutuare dal caso di solidificazione del getto con conchiglia non raffreddata trattata nel capitolo 3.

Per tenere conto dei tempi propri del ciclo di colata e della variazione dei coefficienti di scambio termico di interfaccia si sono utilizzate condizioni temporizzate di scambio termico. I tempi relativi ai vari eventi sono quelli medi desunti dalle attività sperimentali (Fig. 2).

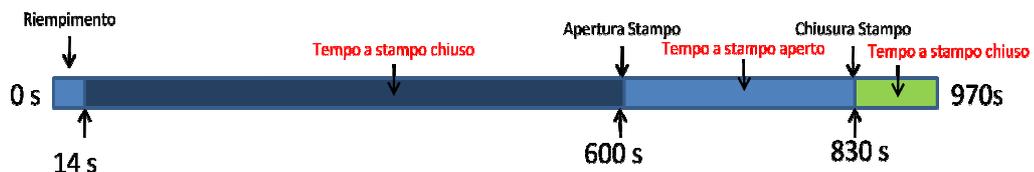


Fig.2. Tempi relativi agli eventi del ciclo di colata sperimentale medio

La condizione al contorno applicata durante il periodo definito "Tempo a stampo aperto" in Fig. 2 consiste in un coefficiente di scambio termico di $20 \text{ W/m}^2\text{K}$ ed una temperatura dell'aria pari a $50 \text{ }^\circ\text{C}$. Tali dati sono stati desunti da attività precedenti [1].

Lo scambio termico fra getto ed Insural è stato "temporizzato" e mantenuto ad un valore $500 \text{ w/m}^2\text{K}$ per il "Tempo a stampo chiuso" e portato a $20 \text{ W/m}^2\text{K}$ e temperatura dell'aria pari a $50 \text{ }^\circ\text{C}$ per il "Tempo a stampo aperto".

Per rendere conto della variazione dei coefficienti di scambio termico locale durante la solidificazione, e quindi durante il riempimento ed il periodo definito "tempo a stampo chiuso" di Fig. 2 si è proceduto alla suddivisione dell'attrezzatura in tre parti secondo piani di taglio orizzontali, in modo da dividere il getto in tre parti uguali (Fig. 3) a cui poter assegnare coefficienti di scambio termico differenti.

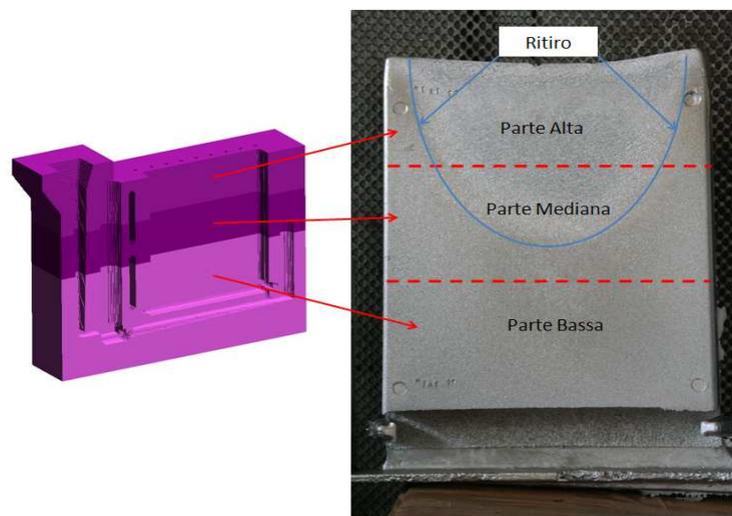


Fig. 3: Suddivisione dell'attrezzatura e del getto in tre parti

Per ogni ciclaggio si sono lanciate dieci simulazioni consequenziali. La temperatura iniziale della conchiglia, relativa alla prima delle dieci simulazioni, è stata posta pari a 292 °C media delle temperature iniziali dei cicli di colata sperimentali B0A1-1, B0A2-2, A0A1-5 e A0A2-6 presi come rappresentativi dell'intero lotto di colate (Fig. 4).

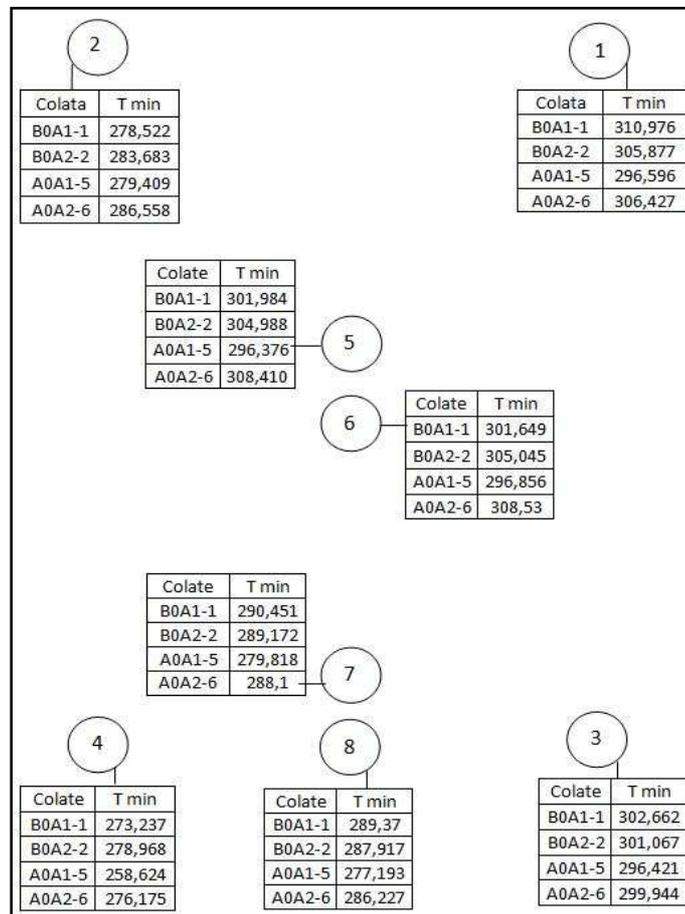


Fig. 4: Temperature iniziali nei punti di rilevamento dei cicli di colata sperimentali B0A1-1, B0A2-2, A0A1-5 e A0A2-6, presi come rappresentativi dell'intero lotto di colate

Sono state eseguite un totale di 35 simulazioni di ciclaggio termico ognuna delle quali è stata caratterizzata da differenti set di condizioni di scambio termico fra getto e stampo durante il "tempo a stampo chiuso", relativi alle tre superfici di scambio ottenute dal taglio della geometria. Per il "tempo a stampo aperto" la condizione al contorno applicata è stata $20 \text{ W/m}^2\text{K}$ per il coefficiente di scambio termico e temperatura dell'aria pari a 50 °C [1]. La taratura di tali condizioni di scambio termico è stata svolta secondo un approccio di tipo "trial and error". Si è partiti da condizioni di scambio termico costanti in funzione della temperatura e differenziate per le tre zone del getto, con valori più bassi nella zona superiore del getto e più alti in quella inferiore. Si è poi passati ad implementare condizioni funzione della temperatura del getto: più alte prima della temperatura di liquidus e più basse dopo, per cercare di emulare le mutate condizioni all'interfaccia durante la solidificazione.

Per ognuno dei ciclaggi si è valutata la sovrapposibilità delle temperature misurate dalle termocoppie nella conchiglia e quelle simulate provenienti dai nodi della mesh corrispondenti. Per ottenere ulteriori informazioni, è stata presa in considerazione anche la lettura delle temperature di una termocoppia sacrificale, immersa direttamente nel getto denominato A03TC, in corrispondenza delle termocoppie mediane della conchiglia (5 e 6).

Le condizioni di scambio che hanno fornito i risultati migliori sono descritte in Fig. 5.

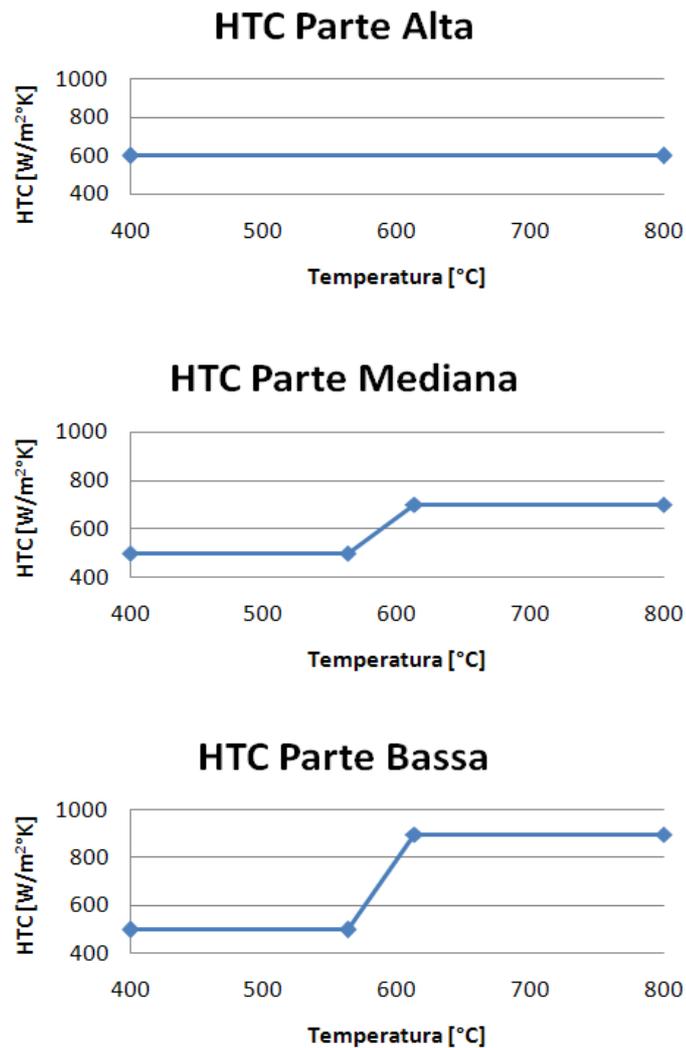


Fig. 5: Condizioni di scambio termico fra getto e stampo nel “tempo a stampo chiuso” risultato della taratura di tipo trial and error applicata alle simulazioni di ciclaggio

Le curve di Figg. 6-13 mostrano il confronto ottenuto dalla simulazione di ciclaggio eseguita utilizzando i coefficienti di scambio termico di cui sopra.

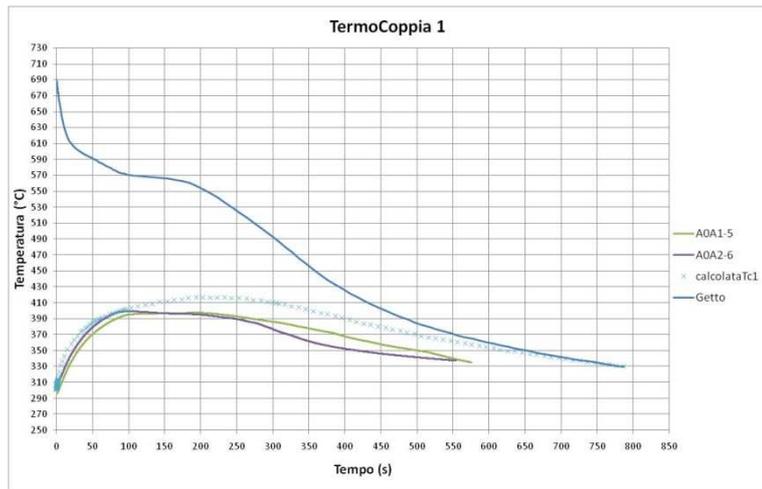


Fig. 6: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 1

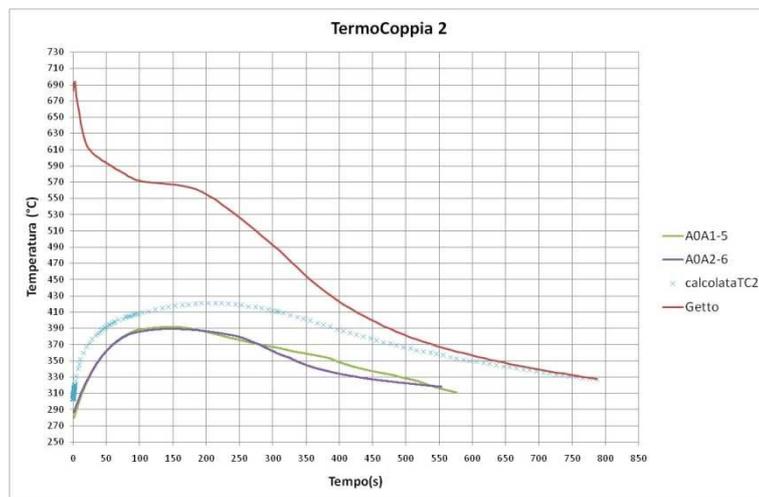


Fig.7: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 2

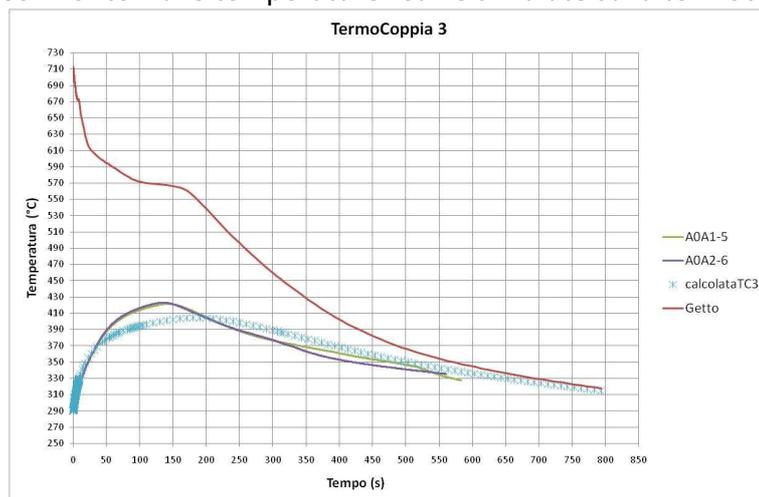


Fig.8: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 3

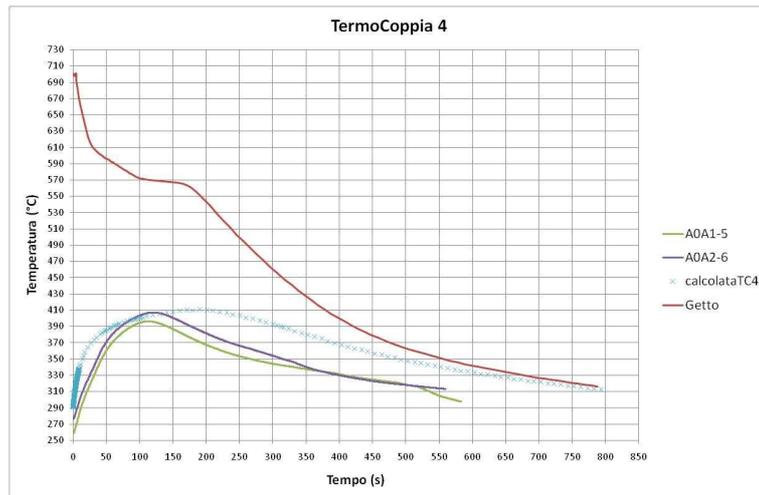


Fig. 9: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 4

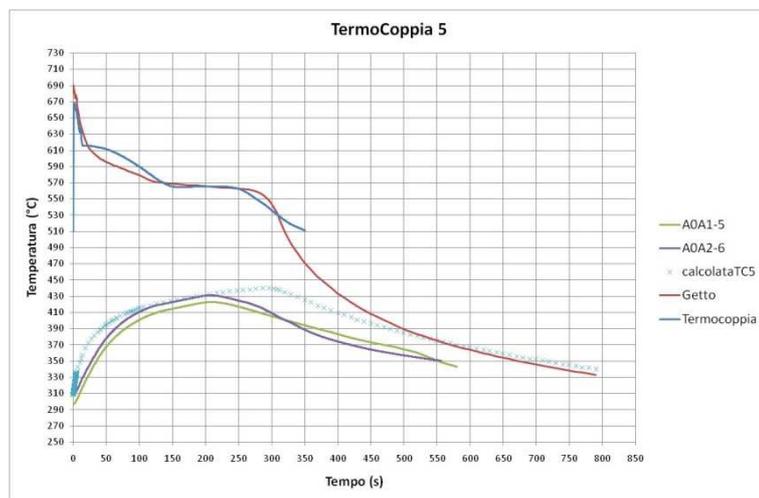


Fig. 10: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 5; sono paragonate anche le temperature della termocoppia annegata nel getto A03TC

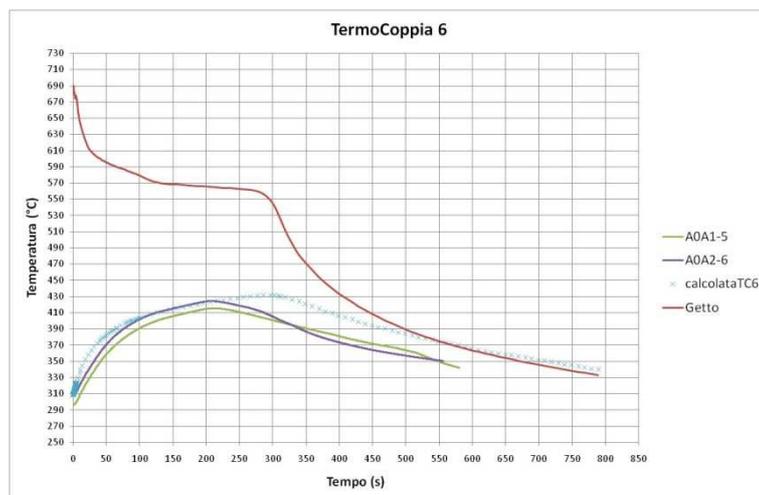


Fig.11: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 6

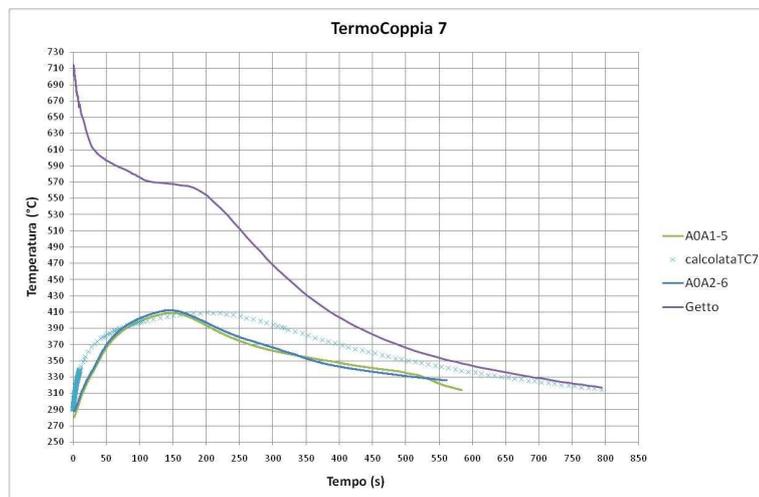


Fig. 12: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 7

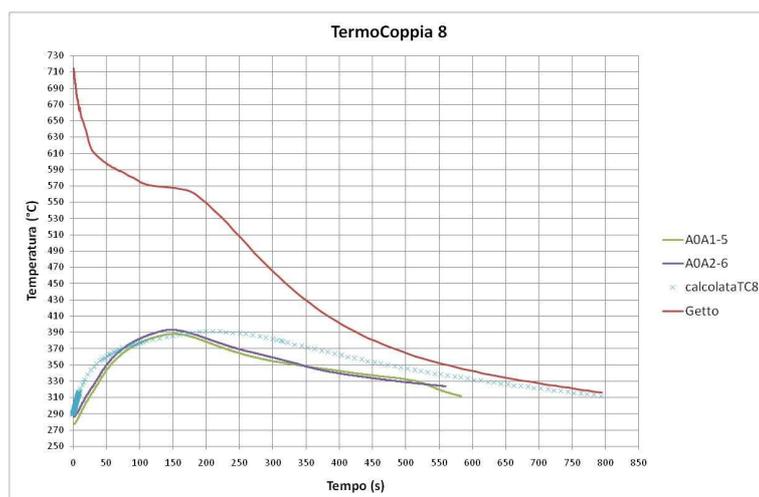


Fig.13: Confronto fra le temperature reali e simulate sulla termocoppia 8

Si nota una buona corrispondenza fra i valori simulati e quelli reali di temperatura. Soprattutto, le pendenze delle curve di temperatura relative ai primi 150 secondi del processo, ed i valori di picco, risultano soddisfacenti. Questo risultato garantisce di cogliere in maniera accurata il processo di solidificazione della lega, durante il quale si sviluppano e concretizzano le caratteristiche microstrutturali e difettologiche del getto. L'immagine di Fig. 14 mostra la distribuzione delle temperature nell'attrezzatura a fine ciclaggio.

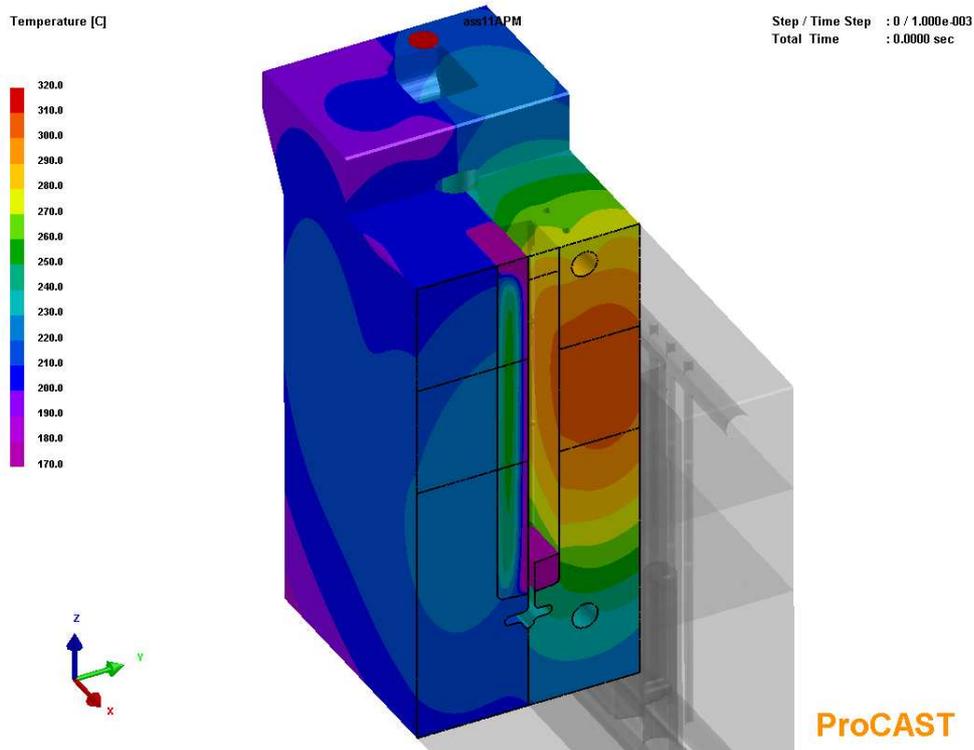


Fig. 14: Distribuzione delle temperature nell'attrezzatura a fine ciclaggio

Alla simulazione di ciclaggio è seguita una simulazione di riempimento e solidificazione che ha costituito la base per l'applicazione del modello di porosità.

Per valutarne la consistenza e coerenza nella descrizione del campo termico del getto in funzione del tempo si è confrontato lo SDAS calcolato mediante la relazione empirica determinata sperimentalmente nel Cap. 3 con lo SDAS medio delle colate in oggetto che ha dimostrato un'ottima corrispondenza (Figg. 15-17)

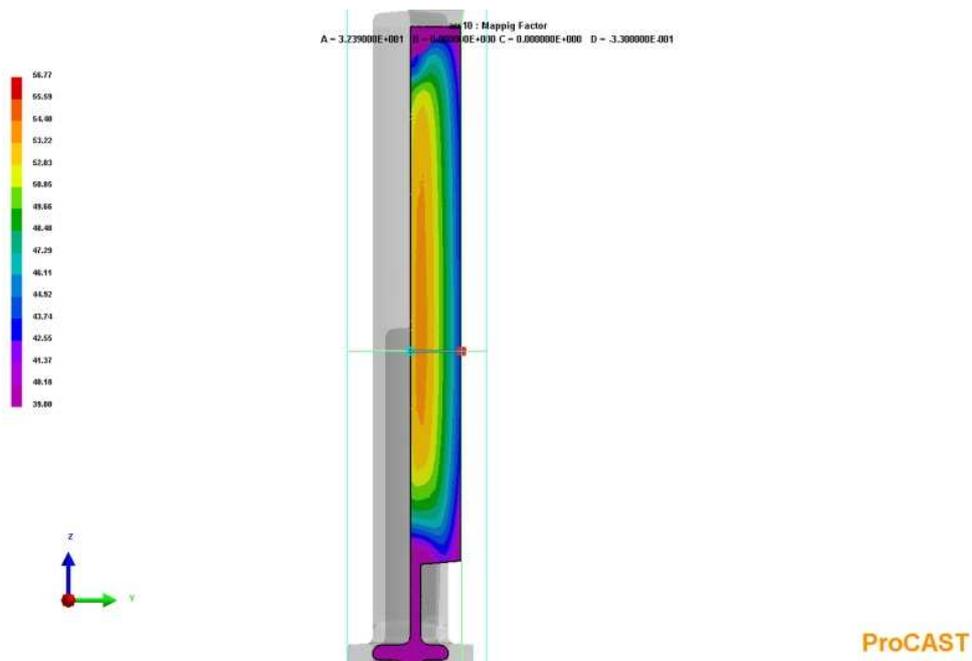


Fig. 15: Andamento dello SDAS simulato nella sezione del getto

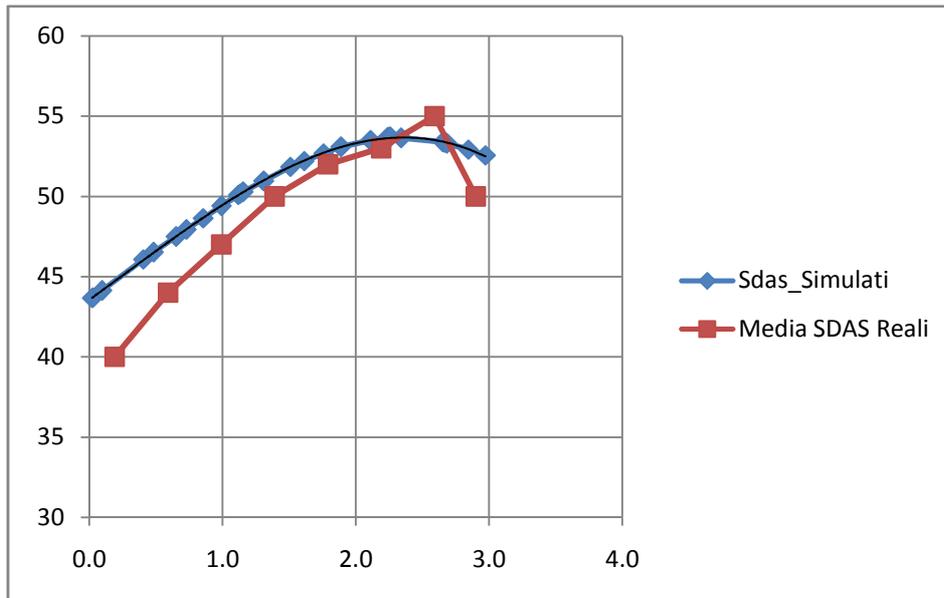


Fig. 16: Andamento dello SDAS misurato e quello simulato, nella sezione del getto.

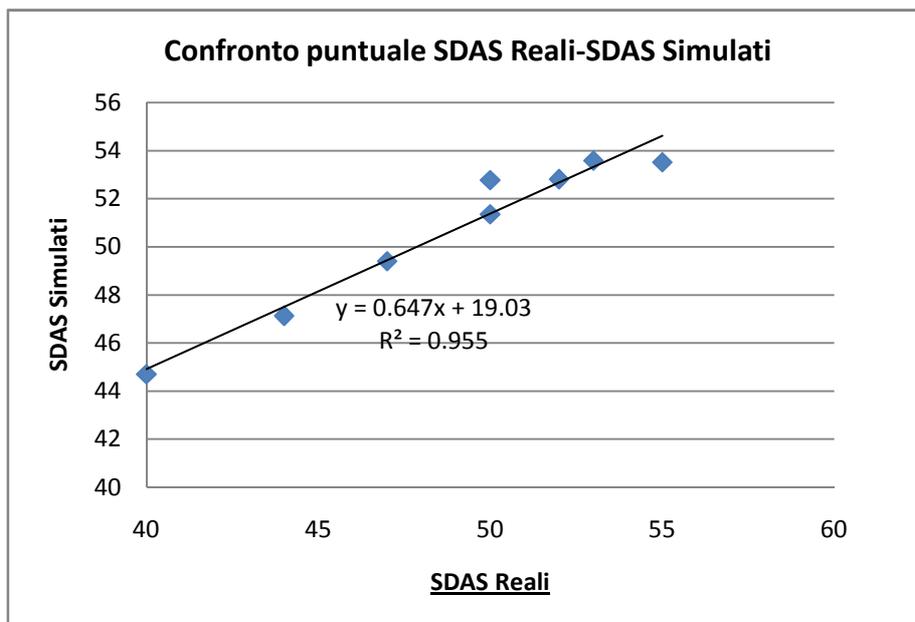


Fig.17: Confronto SDAS misurato-simulato.

Si evidenzia come l'andamento qualitativo dello SDAS nella sezione del getto è correttamente previsto. I valori puntuali previsti di SDAS si discostano da quelli reali di circa 4 μm in corrispondenza della superficie del getto a contatto con la conchiglia. Tale differenza tende a diminuire spostandosi verso l'interno del getto. Il diagramma di correlazione fra SDAS reali e simulati mostra infine un ottimo coefficiente di correlazione quadratico.

Simulazione della porosità mediante il modello di previsione selezionato

Il modello di porosità avanzato necessita di un set up delle condizioni relative a :

- Proprietà del materiale del getto
- Proprietà dei gas
- Informazione di processo
- Parametri di calcolo

Proprietà del materiale del getto

È necessario fornire al modello di calcolo alcune proprietà termofisiche della lega come: composizione, frazione di solido in funzione della temperatura e curve di viscosità e densità in funzione della temperatura. Tali informazioni sono state generate in occasione della caratterizzazione della lega (cfr. Cap 3, Par “Caratteristiche termofisiche dei materiali del dominio di calcolo”) e fornite al modello.

Un'altra importante informazione richiesta è la permeabilità (K) della mushy zone, descritta dalla relazione di Kozeny-Karman (cfr. Cap. 2, par “Modelli basati sulla legge di Darcy”)

$$K(f_s(t), \lambda_2(t)) = \frac{(1 - f_s)^3}{f_s(t)^2} \frac{\lambda_2^2(t)}{180}$$

La permeabilità risulta funzione dello SDAS λ_2 il cui calcolo può essere svolto mediante l'equazione 27 Cap. 2 oppure, come nel nostro caso può essere imposto come valore medio sul getto, desunto dal calcolo diretto dello SDAS svolto implementando correlazioni empiriche (Cfr. Cap. 3 Eq. 3) nella precedente simulazione termica.

Proprietà del gas in soluzione

Il modello richiede informazioni relative al tipo ed alla quantità di gas corresponsabile della formazione delle porosità. Nel nostro caso il gas è l'idrogeno molecolare e se ne è valutato l'effetto relativo alle due concentrazioni proprie dei punti sperimentali HL0 (bassissimo idrogeno) ed HL3 (alto idrogeno):

- HL1 (Basso idrogeno), 0.16 ml/100g, $3.9 \cdot 10^{-6}$ Frazioni Molari
- HL3 (Alto idrogeno), 0.33 ml/100g, $8.8 \cdot 10^{-6}$ Frazioni Molari

È possibile inoltre specificare alcuni parametri che caratterizzano le fasi di nucleazione ed accrescimento delle porosità:

- Raggio di nucleazione, pari al raggio del primo precipitato stabile, valore posto apri a 5 μ m, poiché valori più bassi richiederebbero pressioni troppo elevate per l'esistenza del poro

- Densità dei pori: definisce il numero di centri di nucleazione disponibili per la precipitazione delle porosità per unità di volume [m³]. Questo valore è stato desunto dal valore sperimentale medio del numero di difetti per unità di superficie sperimentale (Cfr. Cap. 3 Fig. 68) trasformato in numero di pori per unità di volume mediante l'equazione di Wiencek [2]:

$$n = \sqrt{\frac{n_d^3}{f_r}} \approx 1 * 10^8$$

Dove n= frazione volumetrica dei pori, n_d è la frazione superficiale dei pori e f_r è la frazione volumetrica totale della porosità a fine solidificazione posta pari al 5%, valore plausibile per la lega e le condizioni di processo utilizzate

- Frazione solida di transizione: frazione solida critica al di sotto della quale il oro è sferico, al di sopra della quale comincia ad essere costipato fra le dendriti. Questo valore è stato imposto pari ad una frazione solida del 50%

Condizioni di processo

Viene chiesto di specificare il tipo di processo utilizzato (gravità, pressocolata etc.) e la pressione di riferimento da applicare al pelo libero del getto. Per le colate in gravità la pressione di riferimento, indicata pari a quella atmosferica, viene applicata alla superficie più alta del getto riconosciuta dal software.

Parametri di calcolo

Si richiede di indicare alcuni parametri necessari allo svolgimento dei calcoli numerici, come ad esempio le tolleranze di convergenza, il numero massimo di iterazioni possibili per ogni time step etc.

Degna di nota è la strategia di meshatura della geometria (Fig. 18) già accennata in sede di descrizione del modello (Cap.2). Il modello di calcolo non usa la griglia FEM della precedente simulazione termica, ma sovrappone ad essa una mesh strutturata ai volumi finiti i cui valori di temperatura e frazione di solido in funzione del tempo vengono interpolati dai nodi della griglia non strutturata. Per evitare ingiustificati utilizzi delle risorse di calcolo, per ogni time step, vengono attivati esclusivamente i volumi che ricadono all'interno degli elementi della precedente mesh FEM la cui temperatura è compresa fra quelle di Liquidus e Solidus. In questo modo è possibile generare una griglia ai volumi finiti più fine, allo scopo di cogliere gli effetti di un fenomeno caratteristico di una scala più piccola di quella richiesta per la risoluzione del problema termico ed ottenere comunque tempi di calcolo accettabili.

Per le simulazioni è stata generata una griglia ai volumi finiti da 0.1 mm di lato.

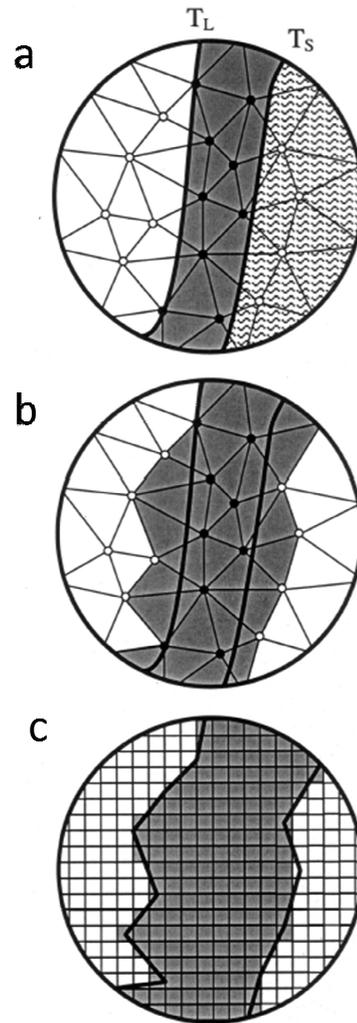


Fig. 18: Strategia di meshatura del modello di porosità: Alla griglia FEM del precedente problema termico, viene sovrapposta una mesh ai volumi finiti più fine. Durante il calcolo vengono attivati, per ogni time step, solo i volumi che coprono gli elementi della precedente griglia FEM la cui temperatura è compresa fra quelle di Solidus e Liquidus.

Risultati della simulazione di porosità e confronto con i dati sperimentali

Le simulazioni di applicazione del modello di porosità, sono state eseguite su una workstation mono processore a 4 cores. A causa della impossibilità di parallelizzazione del calcolo, è stato possibile utilizzare un solo core per un tempo macchina di circa 48 ore. Durante l'attività di studio, si sono lanciate più simulazioni, in ragione di circa una per ogni simulazione di ciclaggio. Vengono qui presentate solo le ultime due, relative come detto poc'anzi ai punti sperimentali HL1 (basso Idrogeno, HL1, 0.16 ml/100g) ed HL3 (alto idrogeno, 0.33 ml/100g).

Le immagini di Figg. 18 e 19 evidenziano gli andamenti delle porosità simulate per i due casi presi in considerazione.

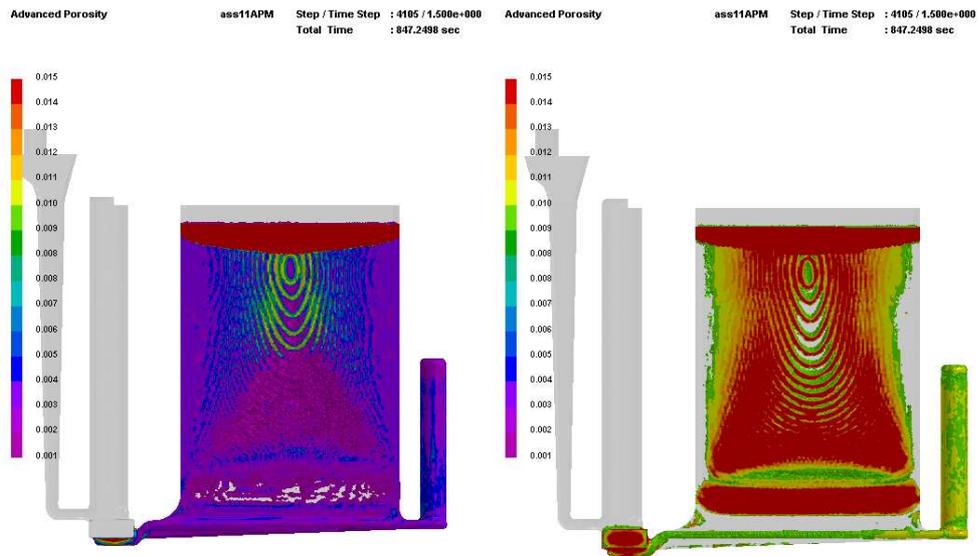


Fig. 18: Porosità previste per il getto a contenuto di idrogeno pari a 0.16 ml/100 g (a sx) e per il getto a contenuto di idrogeno pari a 0.36 ml/100g (a dx). Il modello mostra la sensibilità alla variazione del parametro contenuto di idrogeno

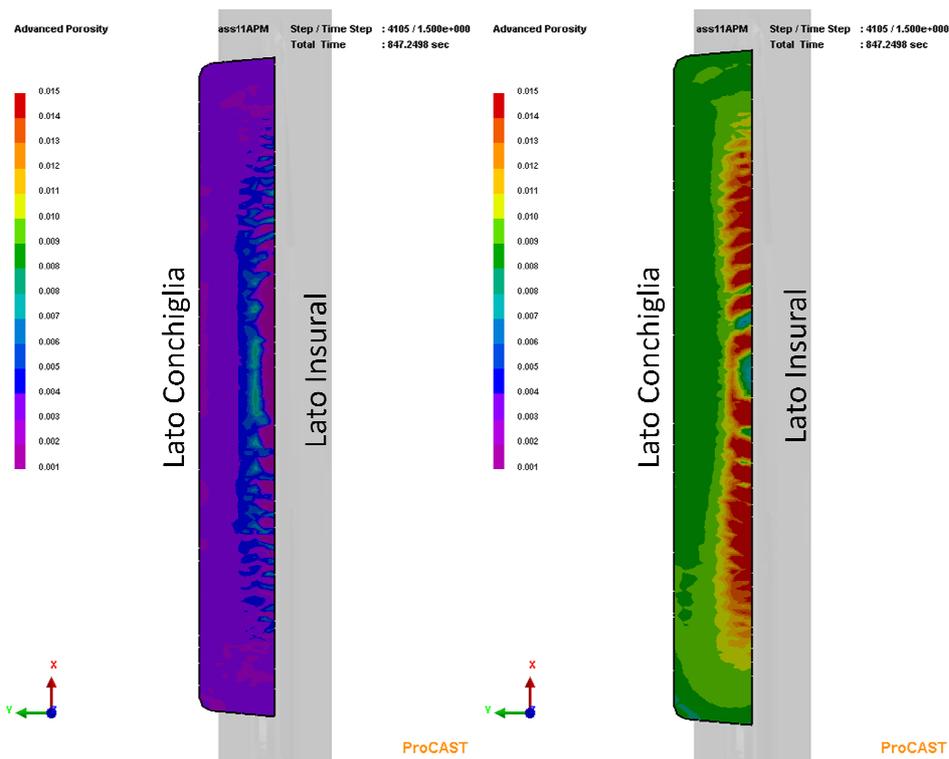


Fig. 19: Porosità previste per il getto a contenuto di idrogeno pari a 0.16 ml/100 g (a sx) e per il getto a contenuto di idrogeno pari a 0.36 ml/100g (a dx). La vista in corrispondenza della sezione di estrazione dei provini evidenzia il gradiente delle porosità ad andamento crescente, spostandosi dalla zona raffreddata del getto (a contatto con la conchiglia) verso la zona isolata dal coibente Insural 140.

Dalle immagini proposte è possibile trarre alcune considerazioni di tipo qualitativo. Il modello si dimostra sensibile alle variazioni del parametro “concentrazione di idrogeno nella lega”, restituendo valori di porosità maggiori per contenuti di idrogeno maggiori. In seconda istanza, l’analisi dei risultati in corrispondenza della sezione di estrazione dei provini metallografici, mostra un effettivo aumento delle porosità spostandosi dalla zona raffreddata del getto (a contatto con la conchiglia) verso la zona isolata dal coibente Insural 140.

Per essere maggiormente “quantitativi” nella valutazione dei risultati della simulazione, si è reso necessario estrarre i dati di porosità relativi ai nodi della griglia agli elementi finiti essendo impossibile l’estrazione diretta dei dati calcolati sulla mesh ai volumi finiti, a causa del loro formato. La transizione dei dati calcolati dal modello di porosità sulla griglia ai volumi finiti viene eseguita automaticamente interpolando i valori dei centroidi dei volumi finiti ed assegnandoli ai valori dei nodi della mesh FE “vicini”. L’esportazione dei dati di porosità relativi a ciascun nodo della griglia è possibile in formato ASCII e rende disponibile un file ordinato manipolabile utilizzando i più comuni fogli di calcolo. Tale file contiene: una colonna relativa al numero di ogni nodo, tre colonne relative alle coordinate cartesiane di ogni nodo ed un’ultima colonna contenente il valore di porosità calcolata per ogni nodo.

Individuando le coordinate X,Y dei vertici di ognuna delle otto celle, rappresentative della suddivisione dei provini metallografici che spazzano la zona del getto dal lato conchiglia al lato Insural (Fig. 20), è possibile “filtrare” il file sopra descritto per selezionare i nodi che ricadono al loro interno. Per aumentare il numero di nodi intercettati, si è deciso di spazzare un volume di pianta pari alle celle sopra descritte ed altezza pari a 6 mm (3mm nella direzione delle z crescenti e 3 mm nella direzione delle z decrescenti). Mediando i valori di porosità relativi ai nodi di ogni parallelepipedo si è ottenuto un valore di porosità calcolato per ogni cella che è stato possibile confrontare con i dati sperimentali corrispondenti (Tab. 1, Figg. 21 - 22)

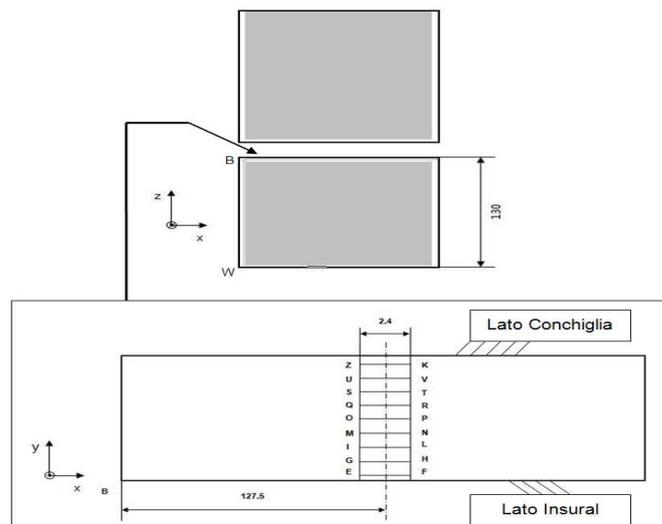


Fig. 20: Suddivisione in celle della sezione di estrazione dei campioni metallografici lungo lo spessore del getto per l’individuazione delle coordinate dei vertici di ogni cella

Tab. 1: Confronto fra porosità sperimentale e calcolata lungo lo spessore del provino

Distanza dalla conchiglia (mm)	Porosità % - HL1 (Basso Idrogeno)		Porosità % - HL3 (Alto Idrogeno)	
	Sperimentale	Calcolata	Sperimentale	Calcolata
1,9	0,04	0,24	1,26	0,91
5,9	0,06	0,29	1,45	0,89
9,9	0,20	0,35	1,25	0,89
13,9	0,27	0,33	1,14	0,88
17,9	0,39	0,37	1,61	0,90
21,9	0,32	0,45	1,88	0,98
25,9	0,79	0,66	1,63	1,40
29	0,70	0,25	1,87	1,62

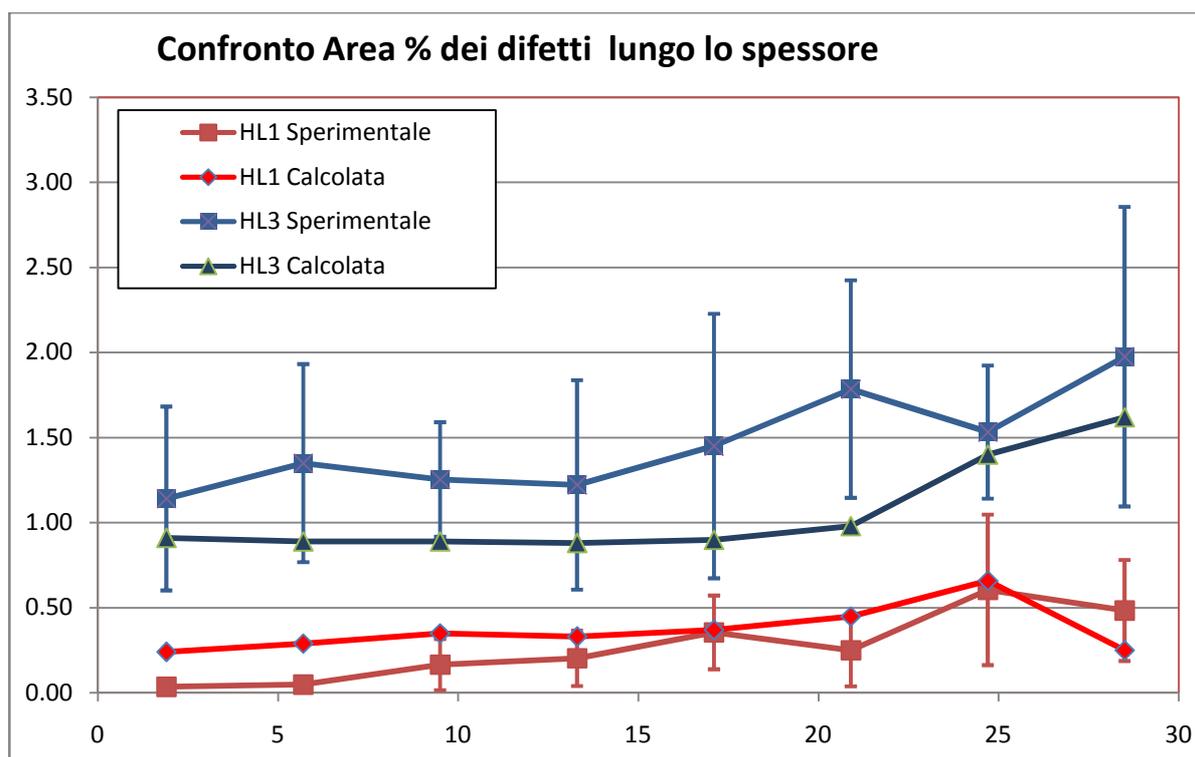


Fig. 21: Confronto lungo lo spessore fra le porosità Sperimentale e Calcolata delle due serie di campioni

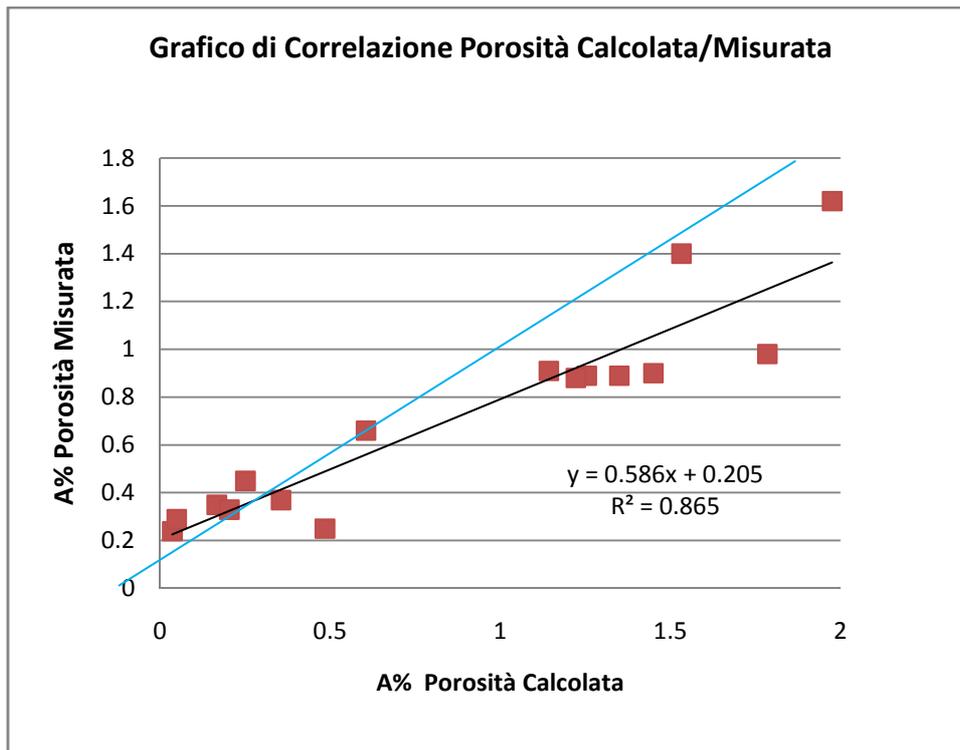


Fig. 22: Grafico di correlazione fra i valori di Porosità Sperimentale e Calcolata

Il grafico di Fig. 21 mostra il confronto lungo lo spessore fra le porosità Sperimentale e Calcolata delle due serie di campioni a basso ed alto idrogeno.

La prima considerazione che è possibile trarre è che il modello stima le porosità secondo il giusto ordine di grandezza. Tale considerazione non è assolutamente banale, vista la complessità dei fenomeni connessi e la conseguente complessità del modello di calcolo.

In seconda istanza, il modello si dimostra sensibile al contenuto iniziale di idrogeno nella lega: è possibile infatti riconoscere una differenziazione delle porosità calcolate in funzione dei contenuti di idrogeno relativi ai due livelli imposti.

È inoltre possibile leggere una variazione del contenuto di porosità in funzione della distanza dal lato “freddo” del getto (a contatto con la conchiglia) verso il lato caldo (a contatto con l’Insural) e quindi in funzione delle condizioni locali di estrazione del calore. Per le porosità calcolate al livello di idrogeno più alto, il gradiente non ha un andamento lineare, ma si mantiene su valori grosso modo stabili fin oltre la metà della sezione per poi aumentare in corrispondenza della zona “calda”.

Confrontando gli andamenti sperimentali e calcolati si osserva una leggera sovrastima delle porosità per i punti sperimentali a basso livello di idrogeno, che tende a decrescere spostandosi verso il lato caldo del getto. Per i punti della serie ad alto livello di idrogeno si nota una sottostima dei valori di entità leggermente più importante.

Tali considerazioni si ripetono nell’interpretazione del grafico di correlazione fra porosità calcolata e sperimentale (Fig. 22). I punti relativi alla serie a contenuto di idrogeno giacciono sotto la bisettrice del quadrante, al contrario di quelli relativi alla serie ad alto contenuto di idrogeno. I punti della

serie a basso idrogeno risultano inoltre più “raccolti” rispetto a quelli ad alto idrogeno, probabilmente anche a causa della minor deviazione standard dei valori sperimentali ed alle minori incertezze relative alla loro individuazione.

Volendo fornire una valutazione degli scostamenti dei valori di porosità percentuale lungo tutta la sezione esaminata è possibile riscontare uno scostamento medio da quella osservato sperimentalmente del 30% per la colata ad alto idrogeno e del 3% per la lega a basso contenuto di gas.

Al di là dalle lievi sovra o sotto stime, il coefficiente di determinazione R^2 (o coefficiente di correlazione quadratico) della retta di regressione attinge un valore pari a 0.878, a testimonianza della buona capacità del modello nella valutazione delle porosità in funzione non solo dei livelli iniziali di idrogeno nella lega, ma anche delle condizioni locali di smaltimento del calore

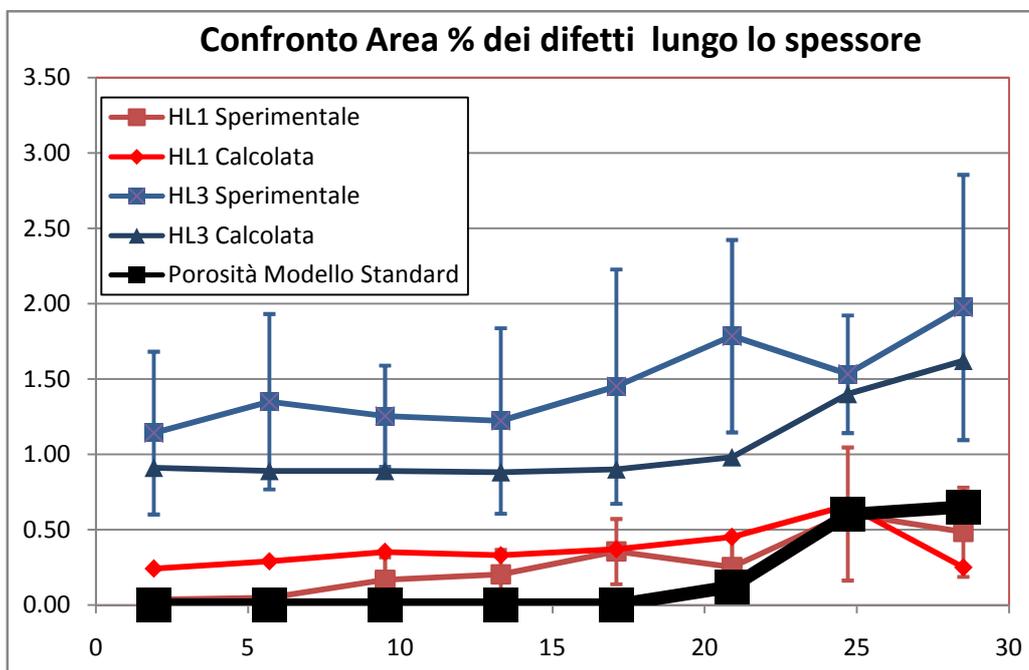


Fig. 23: Porosità Sperimentale e Calcolata mediante il modello di calcolo analizzato delle due serie di campioni, in confronto con i valori di porosità calcolati mediante il modello standard del software di simulazione del processo fusorio adottato (linea in nero)

Infine, in Fig. 23 si propone un paragone fra le porosità calcolate e sperimentali analizzate sinora ed i risultati del modello di porosità standard del software di simulazione del processo fusorio adottato, che risulta ampiamente adottato in campo industriale per la valutazione dei difetti di fusione di almeno un ordine di grandezza maggiore rispetto a quelli analizzati, in fase di progettazione del getto. Tale modello si basa esclusivamente sul calcolo del ritiro di solidificazione risultando insensibile al livello iniziale di idrogeno nel bagno, parametro variabile nella pratica industriale e talvolta controllato per esaltare o inibire alcune caratteristiche dei componenti fusi. Si nota come il valore di porosità calcolato da questo modello sia pari a zero per buona parte della sezione attingendo valori più alti solo nella parte “calda” del getto. Da questa

rapida analisi si evince come tale modello non sia adatto per la valutazione di porosità di piccole dimensioni distribuite nel getto.

Conclusioni

In questo capitolo si è affrontata l'attività di validazione del modello di calcolo delle porosità selezionato.

Come descritto, tale modello si appoggia su temperature e frazioni di solido calcolate in una precedente simulazione termica, che deve essere la più accurata possibile per garantire risultati in linea con la realtà fisica. Per garantire l'accuratezza della simulazione termica, si è svolta una campagna di taratura ricorsiva allo scopo di cogliere in simulazione l'andamento delle temperature misurate nella conchiglia e nel getto. Anche il calcolo dello SDAS ed il paragone con lo SDAS misurato sperimentalmente nel getto è stato utilizzato come strumento di validazione. La taratura ricorsiva della simulazione termica ha fornito risultati estremamente validi, al costo però di un notevole dispendio di ore uomo ed ore macchina: sono state eseguite ed analizzate un totale di 35 simulazioni di ciclaggio della conchiglia, per cogliere la giusta temperatura di regime della conchiglia, ed altre simulazioni accoppiate termiche-fluidodinamiche sono state lanciate a partire dalla corretta distribuzione iniziale delle temperature nello stampo.

Le simulazioni di applicazione del modello di porosità finali sono state eseguite per due dei punti sperimentali studiati, quello a basso contenuto iniziale di idrogeno nel bagno (HL1, 0.16 ml H₂/100g) e quello ad alto contenuto di idrogeno nel bagno (HL3, 0.36 ml H₂/100g). L'analisi dei risultati di ha fornito risultati ampiamente ragionevoli: le leggere sovra o sottostime fornite dal modello di previsione delle porosità, possono essere attribuite alla complessità del modello adottato, necessario a descrivere fenomeni fisico-chimici parimenti complessi. Alcune semplificazioni a carico del modello applicato, prima fra tutte la gestione della nucleazione delle porosità, basata sull'individuazione di parametri soglia di pressione dell'idrogeno sopra ai quali l'esistenza della bolla è possibile, possono avere un certo peso. Possono inoltre influire alcune inesattezze nell'impostazione della simulazione termica a cui il modello si appoggia, in termini ad esempio di condizioni di scambio termico, caratterizzazione dei materiali del dominio di calcolo etc.

Occorre tenere in considerazione per la valutazione della efficacia del modello lo scopo che esso si propone: l'individuazione delle zone critiche di un getto a causa della presenza di porosità (dell'ordine delle decine di micron) ed i gradienti di queste ultime nel componente, compiti che il modello analizzato ha dimostrato di poter assolvere con una ottima precisione e robustezza, anche in relazione alla poca robustezza, intrinseca nei processi di formatura da liquido, testimoniata dalle alte deviazioni standard dei dati sperimentali.

Per questi motivi, si ritiene il modello di calcolo studiato validato dalle attività sperimentali.

Bibliografia

[1] R. Squatrito, I. Todaro, L. Tomesani, *Process Modelling and Microstructure Prediction in Gravity Die Aluminium Castings with Sand Cores*, Atti del 3rd International Symposium of Shape Casting, 138th Annual Meeting TMS (Minerals, Metals & Material American Society) , 15-19 febbraio, 2009, San Francisco (USA)

[2] K. Wiencek and J. Rys': *Graphite Nodule and Eutectic Cell Count in Cast Iron: Theoretical Model Based on Weibull Statistics and Experimental Verification* Mater. Eng., 1998, vol. 3, pp. 396–99

6. Conclusioni

In questo lavoro si è studiato il problema della porosità, difettologia comune ed insidiosa nella produzione di componenti fusi in alluminio. L'attenzione si è focalizzata sullo studio delle porosità di dimensioni dell'ordine delle decine o centinaia di micron, definite comunemente microporosità.

L'attività si è svolta in varie fasi.

Una prima fase di studio ed approfondimento del fenomeno mediante l'analisi di tipologie di modellazione differenti, a partire da quelle più datate a quelle che costituiscono la frontiera attuale della ricerca. Tale fase ha avuto come risultato la maturazione di una consapevolezza critica circa i meccanismi che provocano la manifestazione del fenomeno, la loro complessità ed interconnessione. Grazie anche ad una maturata esperienza in fonderia, è stato individuato il modello di previsione delle porosità che garantisce il miglior compromesso fra accuratezza nella descrizione di tutti i meccanismi concorrenti, quindi accuratezza dei risultati attesi, e spendibilità degli stessi in campo industriale.

L'analisi dei modelli di previsione della porosità ha permesso inoltre di individuare i parametri fondamentali del fenomeno da controllare nella successiva fase sperimentale:

- Modalità di estrazione del calore e velocità locali di solidificazione
- Contenuto di Gas (Idrogeno) in soluzione nella lega
- Quantità di inclusioni bagnabili dal liquido come siti di nucleazione delle porosità

Lo scopo della seconda fase del lavoro è stato quello di progettare un apparato sperimentale che permettesse la produzione di getti a microstruttura e difettologia differenziate e controllate. Tale compito si è delineato arduo sin dai primi momenti, a causa della necessità di controllare i parametri di un processo, quello fusorio, intrinsecamente poco robusto. L'aggettivo "controllata" riferito alla porosità, è utilizzato in contrapposizione a quanto riscontrato in letteratura. L'approccio più comune rilevato è quello di generare nel getto difetti casuali per

poi valutarne l'entità e natura. L'idea che si è cercato di concretizzare è quella di imporre un controllo quanto più accurato possibile su tutti i parametri chiave dell'intero processo di colata onde rendere lecita l'attesa di ritrovare, statisticamente, difetti simili in getti colati con i medesimi parametri.

L'apparato sperimentale, costituito da una conchiglia, da un impianto di condizionamento del bagno e da un disciplinare di esecuzione delle colate, è stato progettato avvalendosi di strumenti di analisi numerica, estensivamente messi a punto per garantirne la massima accuratezza.

La terza fase del lavoro ha riguardato la conduzione della sperimentazione e l'analisi dei risultati della stessa. Le indagini microstrutturali sui getti realizzati hanno dimostrato come la maggioranza degli obiettivi prefissi fosse stata raggiunta e che i risultati ottenuti dalla sperimentazione fossero coerenti con le necessità di validazione del modello di previsione delle porosità selezionato.

L'ultima fase dell'attività ha riguardato l'esecuzione di simulazioni numeriche di previsione delle porosità del componente realizzato mediante le attività sperimentali, utilizzando il modello selezionato. Estrema cura è stata posta nel set up delle campagne di simulazione numerica, ed alcune procedure particolari sono state necessarie per l'imposizione delle medesime condizioni di processo misurate sperimentalmente. L'analisi comparata dei dati di porosità percentuale misurata sperimentalmente e simulata ha dimostrato una buona correlazione.

In ultima analisi il modello analizzato ha dimostrato di poter assolvere con una ottima precisione e robustezza all'individuazione delle zone critiche di un getto a causa della presenza di porosità (dell'ordine delle decine di micron) ed alla descrizione della distribuzione di queste ultime nel componente.

Per questi motivi, si ritiene il modello di calcolo studiato validato dalle attività sperimentali.