

# POLITECNICO DI TORINO



Collegio di Ingegneria Meccanica, Aerospaziale, dell'Autoveicolo e della Produzione

## TESI DI LAUREA

Modellizzazione della fatica termica in acciai di uso comune nella realizzazione di inserti per pressocolata di leghe leggere e particolarizzazione dei risultati per la valutazione numerica della vita a fatica di un inserto reale.

**Relatore**

Prof. Carlo Rosso

**Co-relatore**

Ing. Antonio Barbato (Daca-i Powertrain Engineering Srl)

**Candidato**

Francesco Marcelli

Anno accademico 2019/2020



## **ABSTRACT**

Oggigiorno la pressocolata di leghe leggere (HPDC) rappresenta uno dei processi produttivi più utilizzati per la realizzazione in larga scala di componenti meccanici. I campi di applicazione di tale tecnologia variano dal settore automobilistico a quello aerospaziale.

Il lavoro di ricerca svolto ha lo scopo principale di analizzare l'evoluzione temporale ciclica degli stati termici e tensionali in un inserto per stampi di pressocolata attraverso l'utilizzo di un software di calcolo agli elementi finiti al fine di ottenere una stima attendibile della sua durata.

L'elaborato si suddivide in due parti: una prima analisi svolta su un componente semplificato 2D e una seconda analisi su un inserto di dettaglio 3D. L'obiettivo della prima analisi è lo studio dell'effetto delle caratteristiche degli acciai utilizzati per la realizzazione degli inserti, adottando una geometria bidimensionale e simmetrica. Lo scopo della seconda analisi è determinare lo stato tensionale ciclico indotto dalle fasi di colata e spruzzatura cui è sottoposto in opera l'inserto oggetto di studio, per applicarvi i criteri adottati nella precedente analisi nella determinazione della vita a fatica.

I risultati raggiunti sono dunque influenzati dal modello adottato per la fatica termica, ma anche dal modello del materiale e dalle geometrie del componente in analisi.

## Sommario

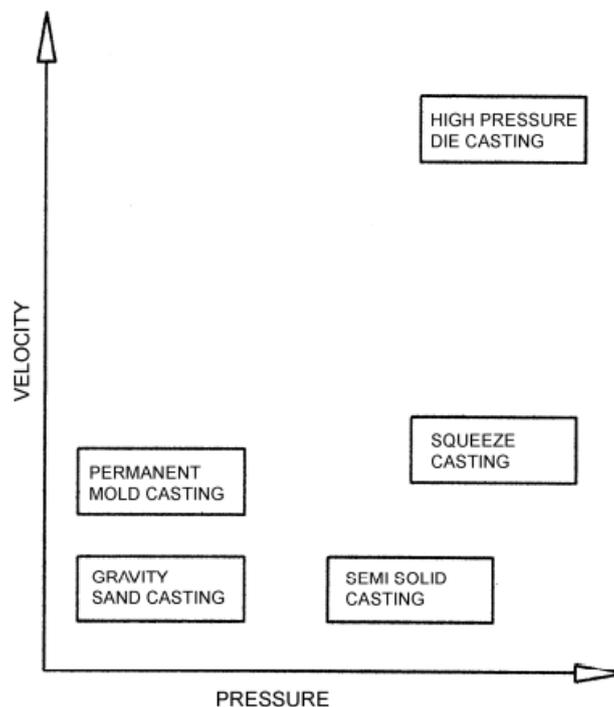
|  |    |
|--|----|
| Introduzione                                 | 1  |
| Cenni sul fenomeno della fatica              | 7  |
| Cenni sulle metodologie FEM e FVM            | 13 |
| Presentazione del problema                   | 20 |
| Analisi 2D                                   | 24 |
| Modellazione dei materiali                   | 28 |
| Setup del modello termodinamico              | 36 |
| Mesh   | 36 |
| Condizioni al contorno e condizioni iniziali | 37 |
| Tempi di simulazione                         | 40 |
| Stabilità termica di ciclo                   | 41 |
| Setup del modello strutturale                | 44 |
| Mesh   | 45 |
| Risultati                                    | 49 |
| Calcolo della vita a fatica                  | 54 |
| Analisi dei risultati                        | 61 |
| Analisi 3D                                   | 65 |
| Setup del modello termodinamico              | 67 |
| Mesh   | 70 |
| Condizioni al contorno e condizioni iniziali | 71 |
| Setup del modello strutturale                | 73 |
| Mesh   | 74 |
| Vincoli                                      | 76 |
| Risultati                                    | 77 |
| Calcolo della vita a fatica                  | 83 |

|              |    |
|--------------|----|
| Conclusioni  | 85 |
| Bibliografia | 88 |

## Introduzione

La pressocolata appartiene alla famiglia dei processi di colata che utilizzano uno stampo permanente. In questa famiglia di processi produttivi si possono trovare anche la colata per gravità e la colata a bassa pressione. Sono processi che vengono impiegati per la fabbricazione in ampia scala e ottengono velocità di produzione molto elevate, paragonabili ai processi di forgiatura e stampaggio di materie plastiche.

Il processo di pressocolata, in inglese High Pressure Die Casting (HPDC), si differenzia dal processo di colata a gravità per via dell'applicazione di una pressione da parte di un impianto ausiliario di elevato costo esterno allo stampo. Ulteriori vantaggi sono una notevole finitura superficiale, elevate caratteristiche meccaniche dei getti e tolleranze strette, che sovente evitano al getto, una volta estratto dallo stampo e raffreddato, di subire ulteriori lavorazioni meccaniche successive di finitura superficiale [1].



*Figura 1: processo HPDC in confronto ad altri processi di colata*

Inoltre, come è evidente dalla figura 1, per via delle elevate pressioni presenti nel processo HPDC si possono ottenere delle velocità di produzione più elevate rispetto ad altri processi di colata.

Le macchine utilizzate nella HPDC sono costituite generalmente da due componenti principali:

- il sistema di apertura, chiusura e mantenimento della posizione di chiusura dello stampo, costituito da 4 colonne e due semiconchiglie, rispettivamente chiamate matrice e punzone;
- il sistema di iniezione.

Le semiconchiglie sono elementi fondamentali dello stampo e si dividono in parte fissa e parte mobile. Il movimento della parte mobile è coadiuvato da un sistema oleodinamico a pistone e necessita dunque di un azionamento. Il sistema di iniezione si suddivide in due tipologie: a camera calda e a camera fredda. Nei sistemi di iniezione a camera calda si hanno dei crogioli di contenimento che vengono mantenuti ad elevate temperature permettendo alla lega di rimanere in stato liquido all'interno di essi, il pistone aspira poi in fase di risalita la lega liquida e la inietta nella conchiglia durante la fase di discesa. Nelle macchine a camera fredda il riscaldamento della lega fino a fusione è attuato da un forno esterno ed il trasferimento del fuso all'interno del pistone è spesso affidato ad un sistema automatico per diminuire i tempi di spostamento e mantenere la temperatura ai livelli di fusione dell'alluminio. [2]

Il processo di pressocolata si può suddividere in 3 fasi:

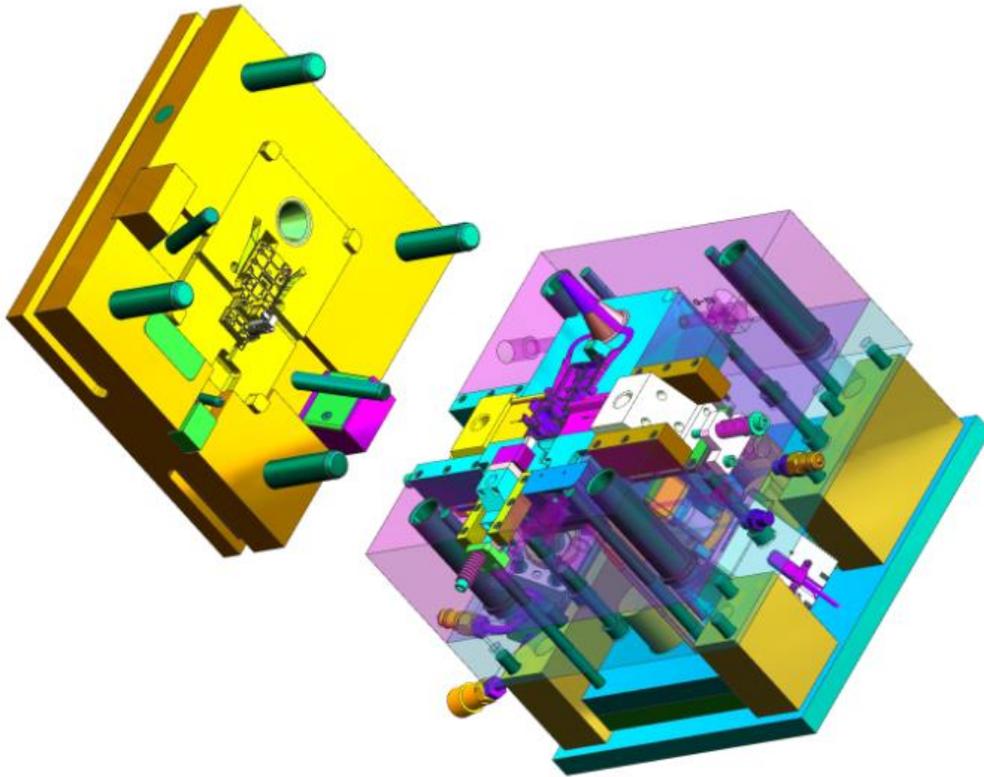
1. Colata della lega nello stampo;
2. Estrazione del getto;
3. Lubrificazione o spruzzatura delle superfici dello stampo.

Durante la fase di colata (anche detta di iniezione o di riempimento conchiglia) la lega con cui si vuole realizzare il getto viene iniettata all'interno della conchiglia per via del sistema di iniezione. La pressione applicata dal pistone al fuso permette il completo riempimento della forma. La solidificazione della lega avviene per stratificazione: la lega fusa a contatto con la conchiglia subisce un rapido raffreddamento per via degli elevati flussi termici causati dai gradienti di temperatura, in queste aree si formano i primi strati di solidificazione. Questa fase rappresenta la più importante per la definizione della qualità del getto, poiché un mancato completamento della forma della conchiglia a seguito di un errore

nella colata può comportare alti livelli di porosità nel getto finale. Il pistone, atto a mantenere la pressione elevata nel fluido durante la colata, svolge il suo compito a velocità variabile per ottimizzare il riempimento della forma: inizialmente mantiene una velocità ridotta per ridurre la formazione di bolle d'aria all'interno della forma, in una seconda fase accelera per evitare la solidificazione del fuso durante il riempimento della conchiglia e infine mantiene la sua velocità costante per contrastare il ritiro del fuso durante la solidificazione. Inoltre si prevedono in fase di progettazione delle materozze, al fine di assicurare il completamento dello stampo nella fase di colata.

A solidificazione avvenuta si passa all'estrazione del getto. In questa fase il sistema di apertura dello stampo si attiva per mobilitare la parte mobile e gli estrattori, al fine di separare la superficie del getto solidificato alla superficie della conchiglia. Per facilitare questa fase si prevedono degli angoli detti "di sforno". E' importante prevedere insieme a quest'ultimi, anche l'assenza di sottosquadri nella conchiglia e negli inserti dello stampo. Alla fine dell'estrazione del getto il livello termico dello stampo è più elevato rispetto al punto di partenza, perché il passaggio della lega fusa a contatto con la conchiglia ha innalzato la temperatura media dello stampo, soprattutto in superficie. Per questo motivo è fondamentale la fase di spruzzatura che prevede un flusso di liquido lubro-refrigerante nella superficie della conchiglia, sia in parte mobile che fissa.

In figura 2 è proposto un esempio di stampo HPDC. Si può notare l'elevato numero di componenti in utilizzo e la complessità degli stessi.



*Figura 2: assieme di uno stampo HPDC*

L'inserto è uno degli elementi principali dello stampo, questo è solitamente realizzato in materiali con alte caratteristiche alle elevate temperature. Durante la fase di colata il getto fuso avvolge completamente la parte superiore dell'inserto, rendendolo vulnerabile a forti flussi termici. Di conseguenza l'inserto presenta una minore durata rispetto al resto dello stampo, ciò lo rende uno degli elementi intercambiabili durante la produzione.

Il processo HPDC è adatto alla produzione di massa di componenti con elevate velocità di produzione, che possono variare da pochi secondi fino ad un massimo di 3 minuti circa per la realizzazione di un getto. [3] Queste velocità si ottengono con la riduzione del tempo di ciclo e sono la causa della riduzione della qualità del getto e della vita dello stampo.

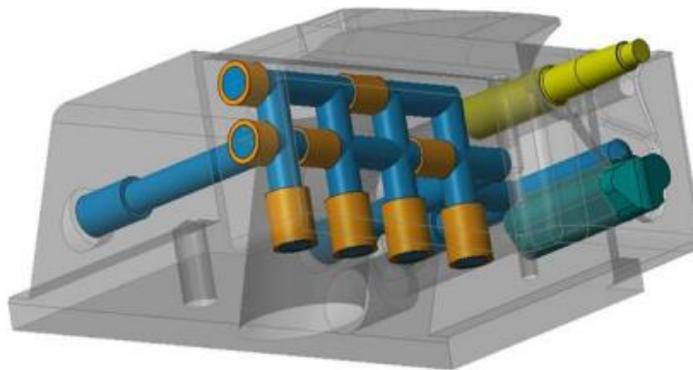
Il tempo di ciclo rappresenta la somma tra i tempi delle fasi per la realizzazione finale di un componente. Nel caso della pressocolata le fasi di colata e apertura dello stampo sono solitamente brevi rispetto alla fase di spruzzatura e raffreddamento, indispensabili per riportare alle condizioni termiche iniziali la conchiglia e gli inserti.

In realtà il raffreddamento dello stampo avviene sia in fase di spruzzatura che in fase di colata: nelle conchiglie e negli inserti per stampi HPDC sono previsti dei canali di

raffreddamento atti alla diminuzione del livello termico durante la fase di colata, in cui lo scambio termico tra la lega e l'acciaio dello stampo è molto elevato. I canali di raffreddamento sono delle semplici cavità di forma circolare, dentro le quali circolano fluidi refrigeranti ad una determinata portata, pressione e temperatura.

Il ruolo principale che i canali di raffreddamento ricoprono nella diminuzione dei tempi di colata ha sollecitato un miglioramento delle prestazioni nel sistema di raffreddamento, migliorando le prestazioni dello stampo e diminuendo di conseguenza i difetti del getto finale. Oggigiorno i canali per il raffreddamento dello stampo possono essere non conformati o conformati. [4]

I canali non conformati sono realizzati nello stampo per asportazione di truciolo, in generale attraverso l'utilizzo della foratura trasversale creando una rete di tubi rettilinei. I canali di raffreddamento conformati, dall'inglese Conformal Cooling Channel (CCC), sono realizzati con la fabbricazione additiva (AM). Quest'ultimi presentano una molteplicità di vantaggi rispetto ai primi, in particolare la capacità di raffreddare in modo più specifico le aree più sollecitate dello stampo permettendo una riduzione dei tempi di raffreddamento, oltre che un raffreddamento più omogeneo con conseguente riduzione di difetti nei getti realizzati. In figura 3 e figura 4 vengono mostrate le differenze costruttive tra le due tipologie di canali.



*Figura 3: canali di raffreddamento non conformati*

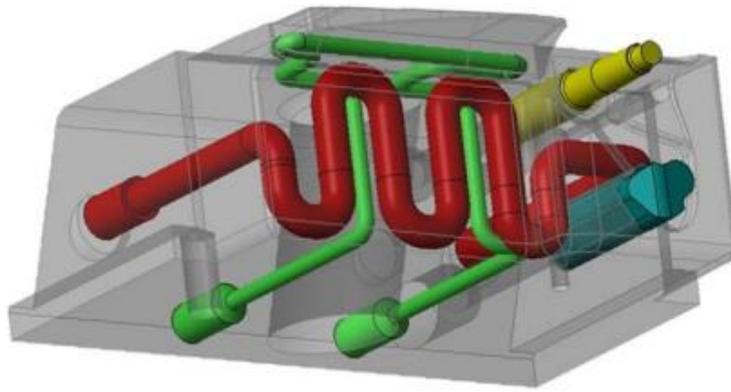


Figura 4:canali di raffreddamento conformati

La scelta dei canali di raffreddamento conformati può migliorare il tempo di ciclo riducendo il tempo di raffreddamento dello stampo fino al 70%, quindi un raddoppio della quantità prodotta nell'unità di tempo.

I campi di applicazione della pressocolata di leghe leggere sono l'automobilistico e l'aerospaziale. Nel panorama europeo sono la Germania e l'Italia i maggiori esponenti dell'utilizzo della pressocolata per la produzione di componenti automobilistici e ricoprono il 60% della totale produzione europea.

Di seguito è proposto un grafico raffigurante i principali componenti prodotti per pressocolata [5].

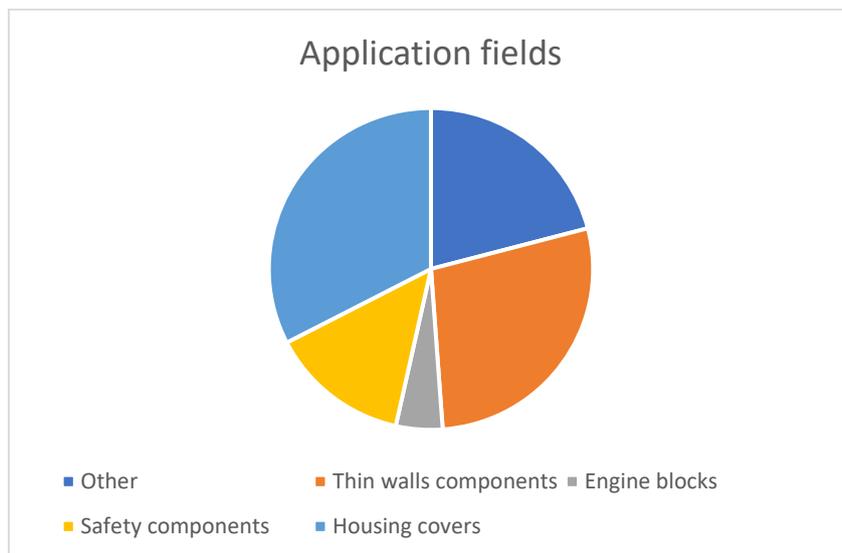


Figura 5:principali componenti di produzione dell'HPDC

## Cenni sul fenomeno della fatica

La ciclicità caratteristica delle lavorazioni di pressocolata induce nei componenti meccanici dello stampo una sollecitazione di fatica.

I componenti meccanici sottoposti a fatica [6] presentano cedimenti a tensioni applicate inferiori alle tensioni di rottura statiche. I cicli di carico a cui l'elemento è sottoposto provocano la formazione di cricche macroscopiche, causate dall'accumulo di un danneggiamento per via della ciclicità delle sollecitazioni.

La rottura di un materiale a seguito del fenomeno della fatica è pericolosa per via della velocità a cui questo avviene, a differenza della rottura statica del materiale nella fatica non si nota una variazione significativa della deformazione del pezzo. L'80% dei cedimenti di componenti meccanici sono attribuibili al fenomeno della fatica.

La sollecitazione del componente meccanico può essere periodica o casuale. Nel primo caso la legge di carico si può studiare come la somma di più cicli identici ripetuti nel tempo, per un carico casuale vengono utilizzati approcci più approfonditi.

La definizione di un carico ciclico, come ad esempio le sollecitazioni nella pressocolata, avviene semplicemente con la definizione dei seguenti parametri:

- $\sigma_{max}$  il carico massimo registrato;
- $\sigma_{min}$  il carico minimo registrato.

Da questi si possono ricavare le tensioni medie  $\sigma_m$  e le tensioni alterne  $\sigma_a$ . Il caso più comunemente studiato è il ciclo alterno simmetrico caratterizzato da una tensione media nulla.

Il fenomeno della fatica è locale, la cricca propaga per la nascita o la pre-esistenza di un difetto superficiale o interno al materiale. Nel caso in cui la cricca viene causata dal ciclo di carico si osservano le fasi di nucleazione e propagazione della stessa, nel caso di un difetto pre-esistente la sola propagazione della cricca porta a rottura il componente.

La natura di tipo locale del fenomeno rende la struttura cristallina del materiale un aspetto fondamentale. In generale i materiali duttili evidenziano una maggiore durata ai fenomeni di fatica.

Il comportamento a fatica di un materiale è generalmente rappresentato dal diagramma che rapporta lo sforzo al numero di cicli, detto anche del Wöhler, ossia il nome dell'inventore. Per via dell'alto numero di cicli tale diagramma è spesso riportato in scala logaritmica o semi-logaritmica. In aggiunta si può osservare che ogni materiale possiede delle caratteristiche di resistenza a fatica differenti, pertanto tale diagramma è dipendente dal tipo di materiale a cui si riferisce. Sotto ne è riportato un esempio in figura 6.

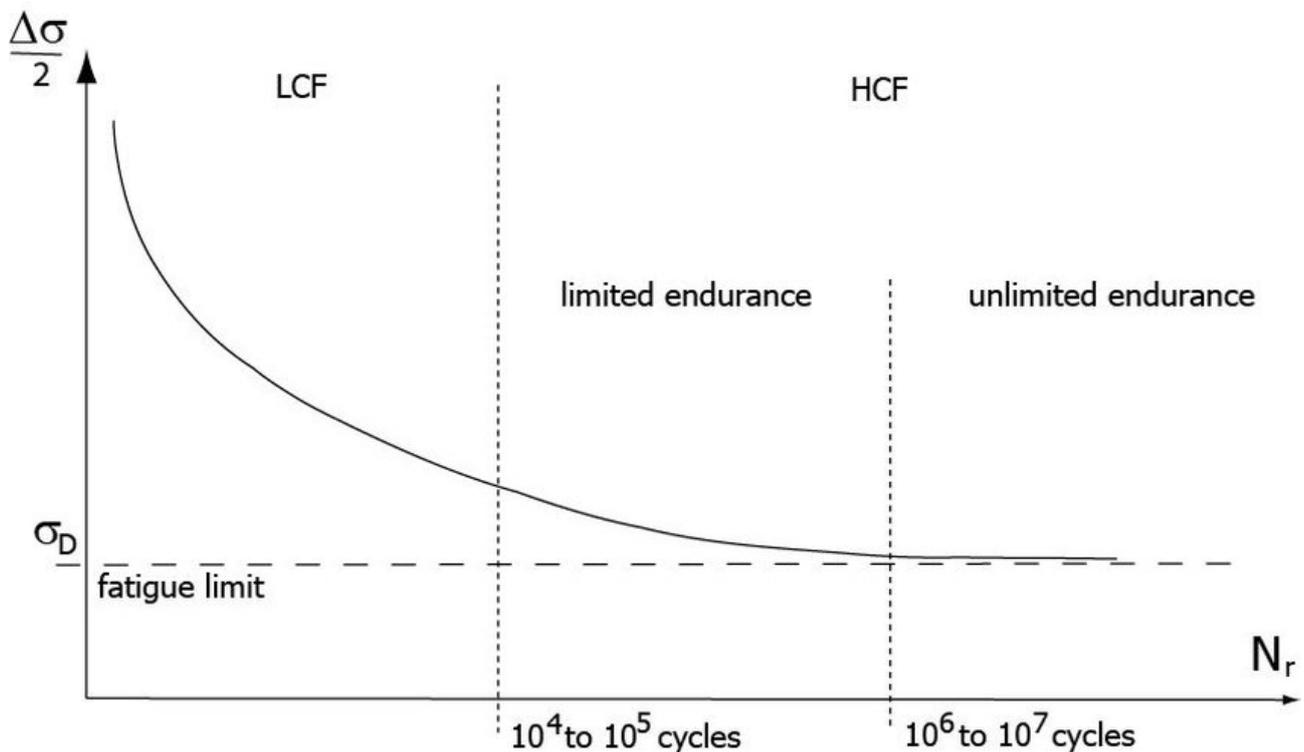


Figura 6: esempio di diagramma del Wöhler

L'asintoto orizzontale in corrispondenza di un basso valore di tensione nelle ordinate rappresenta la tensione limite di fatica, se la struttura è sollecitata con un valore di tensione inferiore al limite di fatica si dice che il corpo ha vita infinita.

Le regioni in cui il diagramma del Wöhler può essere suddiviso sono 2:

- Low Cycle Fatigue (LCF);
- High Cycle Fatigue (HCF).

La zona ad alto numero di cicli HCF si suddivide a sua volta in due aree: la zona di vita infinita e la zona di vita finita.

Nella maggior parte delle lavorazioni per pressocolata di leghe di alluminio la zona di interesse nel diagramma del Wöhler è quella a basso numero di cicli, perché gli sforzi ciclici di trazione e compressione causati dalle fasi di colata e spruzzatura presentano delle tensioni elevate, prossime ai valori di snervamento dei materiali con cui si realizzano gli stampi ed in particolare gli inserti.

La condizione di carico gravosa a cui l'inserto è sottoposto non è limitata alle tensioni nel ciclo, ma è anche dovuta alla temperatura a cui esso si trova. La curva del Wöhler sopra rappresentata non considera la degradazione delle proprietà meccaniche del materiale alle alte temperature. Nel caso degli stampi e degli inserti per stampi di HPDC questo influisce fortemente sulla vita a fatica.

La fatica a basso numero di cicli (LCF) è caratterizzata da elevati stress e basse frequenze di carico, tale fenomeno porta il materiale a deformarsi sia elasticamente che plasticamente.

I materiali che raggiungono carichi in prossimità dello snervamento esibiscono il cosiddetto "Bauschinger effect": un carico che viene rimosso dopo il raggiungimento dello snervamento rilascia una deformazione di tipo plastica nel materiale. I cicli successivi non sono più in grado di seguire la stessa curva di carico e una deformazione plastica viene accumulata ad ogni ciclo. In figura 7 viene riportato un ciclo di isteresi a seguito dell'effetto Bauschinger.

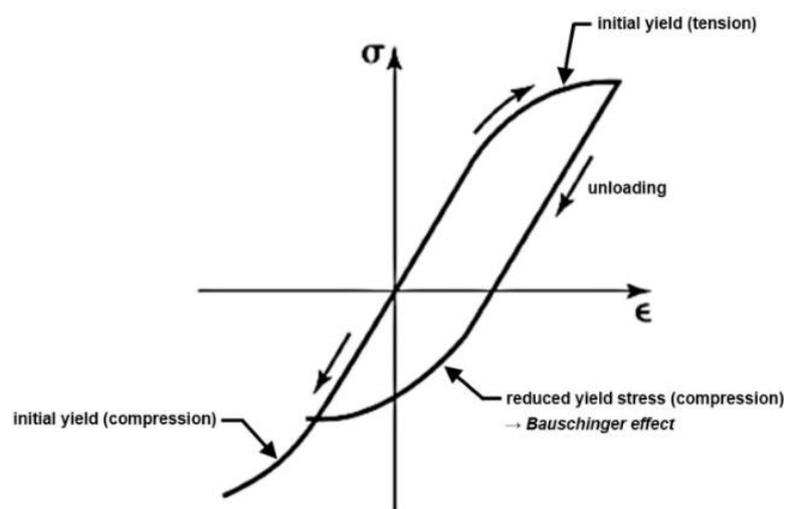


Figura 7: ciclo di isteresi

All'applicazione di un carico superiore allo snervamento (in inglese yield) si sorpassa il limite elastico del materiale e una deformazione residua a  $\sigma = 0$  persiste in assenza di carico.

La valutazione della vita a fatica di un componente sollecitato a LCF necessita di una modifica della curva del Wöhler per considerare gli aspetti sopra citati. La curva tensione-numero di cicli non è adatta alla descrizione della fatica per alti carichi essendo ricavata con test in controllo della tensione. Le curve del criterio Basquin Manson Coffin, a differenza di quelle del Wöhler, vengono ottenute per controllo della deformazione per via della componente plastica non trascurabile.

Il criterio utilizzato da Basquin Manson Coffin somma la componente di deformazione elastica alla componente plastica:

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_{pl} + \Delta\varepsilon_{el}$$

$\Delta\varepsilon_{pl}$  e  $\Delta\varepsilon_{el}$  rappresentano le deformazioni alterne totali del ciclo, rispettivamente parte plastica ed elastica. Il totale è indicato con  $\Delta\varepsilon$  ed è infatti la somma delle due componenti.

Per la parte elastica si ricorre alla formulazione proposta da Basquin, che rappresenta la zona di fatica ad alto numero di cicli come una legge lineare in un diagramma doppio logaritmico:

$$\sigma_a = AN^b$$

Dove  $\sigma_a$  è la tensione alterna di ciclo, calcolata come segue:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$$

La formulazione di Basquin viene riscritta per semplicità nel seguente modo:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N)^b$$

Poiché stiamo considerando l'aliquota elastica della deformazione totale, si può dividere per il modulo di Young al fine di ottenere la deformazione elastica:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N)^b$$

In cui  $\sigma'_f$  è il coefficiente di resistenza a fatica,  $b$  è l'esponente di resistenza a fatica e  $2N$  è il numero di alternanze.

Per la parte plastica si considera la legge di Manson-Coffin che, similmente a Basquin per la deformazione elastica, descrive la deformazione plastica come una retta in un diagramma doppio logaritmico:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon'_f(2N)^c$$

Dove  $\varepsilon'_f$  viene detto coefficiente di duttilità a fatica e  $c$  esponente di duttilità a fatica.

Sommando i due contributi si ottiene la legge di Basquin-Manson-Coffin:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_{el}}{2} = \varepsilon'_f(2N)^c + \frac{\sigma'_f}{E}(2N)^b$$

La curva di Basquin Manson Coffin è ricavata ad una tensione media nulla, in figura 8 è mostrato un esempio:

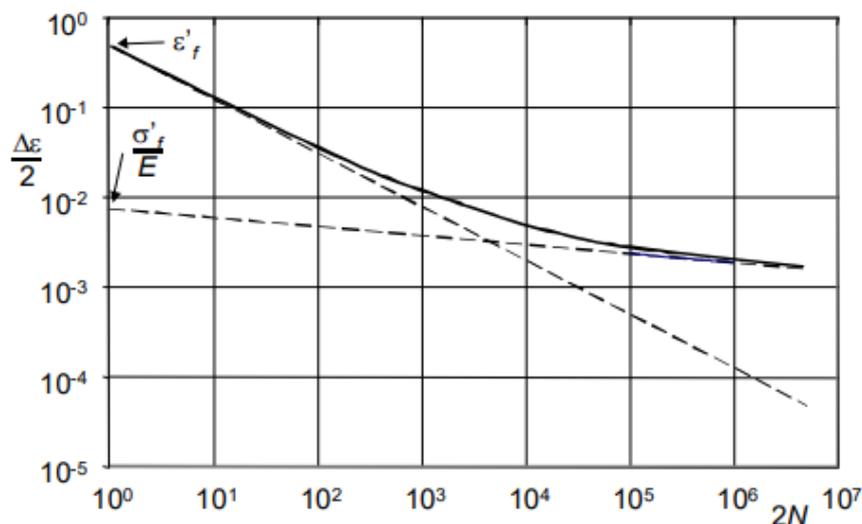


Figura 8: curva Basquin Manson Coffin

Nella fatica ad alto numero di cicli (HCF) è importante considerare l'effetto della tensione media [7], la quale è trascurata nella formulazione di Basquin. Dall'osservazione sperimentale è infatti noto che alle alte deformazioni risulta un rilassamento delle tensioni medie e ciò ne determina un minore impatto nella vita del componente. L'equazione introdotta da Morrow aggiunge un termine alla formulazione Basquin-Manson-Coffin al fine di considerare l'aspetto della tensione media:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \varepsilon'_f(2N)^c + \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E}(2N)^b$$

Analogamente al criterio di Goodman, anche in Morrow la tensione media di compressione determina un aumento della vita a fatica e una tensione media di trazione una diminuzione.

La fatica a basso numero di cicli, anche detta oligociclica, si suddivide in base alla natura della sollecitazione:

- LCF meccanica: il carico variabile è di tipo meccanico a temperatura costante;
- LCF termica: il carico variabile è di tipo termico, con un carico meccanico assente oppure costante.

Una sollecitazione in cui entrambi i carichi meccanici e termici sono variabili nel tempo è detta fatica termo-meccanica, dall'inglese Thermo-Mechanical Fatigue (TMF). L'azione dei carichi può essere in fase (IP) o fuori fase (OP), come in figura 9

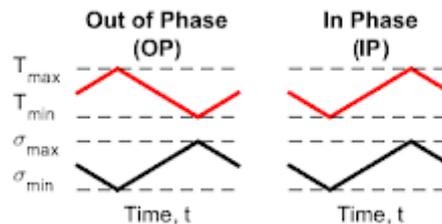


Figura 9: IP e OP nella TMF

## Cenni sulle metodologie FEM e FVM

La modellazione agli elementi finiti è oggi lo strumento più utilizzato nel campo delle simulazioni strutturali. Fa parte della famiglia dei metodi di Galerkin con i quali è possibile passare da un problema nello spazio continuo ad un problema nel discreto, approssimando la soluzione ad un valore esatto.

L'analisi FEM [8] si basa sul Metodo degli Spostamenti: gli spostamenti in certi punti del corpo in esame sono considerati incogniti. Mediante le relazioni di congruenza tra due elementi si ricavano le deformazioni e, attraverso il modello costitutivo del materiale, le tensioni.

Nel metodo degli spostamenti viene ricavata una matrice di rigidezza del modello dalla somma delle singole matrici di rigidezza dei singoli elementi, analogamente viene compiuto per il vettore delle forze esterne. Infine le condizioni al contorno completano il quadro della modellazione.

Le fasi principali sono:

1. Discretizzazione del corpo: scelta della tipologia di elemento;
2. Calcolo della matrice di rigidezza degli elementi;
3. Calcolo della matrice di rigidezza globale;
4. Introduzione delle condizioni al contorno;
5. Soluzione delle equazioni del sistema di carichi;
6. Calcolo di tensioni e deformazioni.

La discretizzazione permette la formazione della griglia (mesh) con la quale il corpo passa da un modello continuo ad uno frazionato in più elementi. Il numero di elementi caratterizza il livello di approssimazione del calcolo.

Il principio fondamentale della Minima Energia Potenziale Totale assicura che l'energia potenziale totale della struttura a seguito della fase di mesh è sempre maggiore di quella corrispondente alla deformazione effettiva. Aumentando il numero di elementi la differenza tra le due energie potenziali diminuisce, fino ad ottenere una convergenza della soluzione approssimata a quella reale. Per questo motivo è importante selezionare con criterio la tipologia e la quantità di elementi della struttura.

Il meshing è l'operazione più delicata del metodo, non esistono criteri per ottenere una

griglia perfetta, ciò nonostante si possono eseguire delle analisi di convergenza della mesh per verificare se al variare del numero di elementi, anche l'output dell'analisi risulta variato.

La scelta dell'elemento determina la matrice di rigidità locale. Quest'ultima dipende dalle funzioni di forma, dall'inglese Shape Functions. Elementi della stessa forma geometrica possono essere descritti da shape functions differenti, ciò determina degli elementi più predisposti a descrivere una determinata geometria, piuttosto che altri.

Partendo dalla definizione di spostamento si ricava la formulazione della matrice di rigidità in forma generale.

$$\vec{u}(x, y, z, t) = N(x, y, z) \cdot \vec{q}(t)$$

$N$  è la matrice contenente le funzioni di forma,  $q$  è il vettore che contiene le coordinate generalizzate dell'elemento. Le funzioni di forma devono rispettare delle determinate condizioni di continuità e derivabilità. L'equazione appena mostrata può essere derivata nello spazio al fine di ottenere il vettore delle deformazioni  $\varepsilon$ :

$$\vec{\varepsilon}(x, y, z, t) = B(x, y, z) \cdot \vec{q}(t)$$

$B$  in questo caso rappresenta la matrice contenente le derivate, lungo le coordinate spaziali, delle funzioni di forma. Considerando in via generale il vettore delle deformazioni nel tratto elastico del materiale come:

$$\vec{\sigma}(x, y, z, t) = E(x, y, z) \cdot \vec{\varepsilon}(x, y, z, t) = E(x, y, z) \cdot B(x, y, z) \cdot \vec{q}(t)$$

Nel caso plastico l'implementazione di un modello costitutivo nel tratto plastico, come il modello di strain hardening, è necessario.

$E$  rappresenta la matrice contenente il modulo di Young. E' anche chiamata matrice di rigidità del materiale essendo caratteristica del tipo di materiale in considerazione.

La matrice di rigidità  $K$  del singolo elemento viene ricavata dalla formulazione dell'energia potenziale  $U$ , che può essere ottenuta come area sottesa al grafico nella curva caratteristica tensione-deformazione del materiale, ossia:

$$U = \frac{1}{2} \int_V \vec{\varepsilon}^T \vec{\sigma} dV = \frac{1}{2} \vec{q}^T \left( \int_V B^T E B dV \right) \vec{q}$$

$$K = \int_V B^T E B dV$$

La fase di assemblaggio della matrice di rigidezza globale, che costituisce la rigidezza del modello in griglia, può esser fatta manualmente attraverso delle tabelle chiamate Tavole delle incidenze. Pertanto questa fase è spesso attuata da un software di calcolo, perché l'assemblaggio di matrici di rigidezza per corpi tridimensionali e geometrie complesse non è realizzabile se non attraverso un calcolatore.

L'applicazione delle condizioni al contorno consiste nell'eliminare dei gradi di libertà dal vettore degli spostamenti. Ciò semplifica la matrice di rigidezza globale attraverso l'eliminazione di righe e colonne corrispondenti a quel determinato grado di libertà vincolato.

L'equazione finale, in forma matriciale, che il software risolve per la valutazione delle tensioni e delle deformazioni in una struttura è la seguente:

$$K \cdot \vec{u} = \vec{f}$$

$\vec{f}$  è il vettore delle forze esterne applicate nel dominio.

Il modello sopra descritto è adatto ad un materiale lineare, che non presenta un tratto plastico nella curva tensione-deformazione. Nella trattazione di questo elaborato, invece gli acciai utilizzati nella modellazione che segue presentano un tratto plastico, seppur breve nel caso del Maraging (immagine in figura 10). [9]

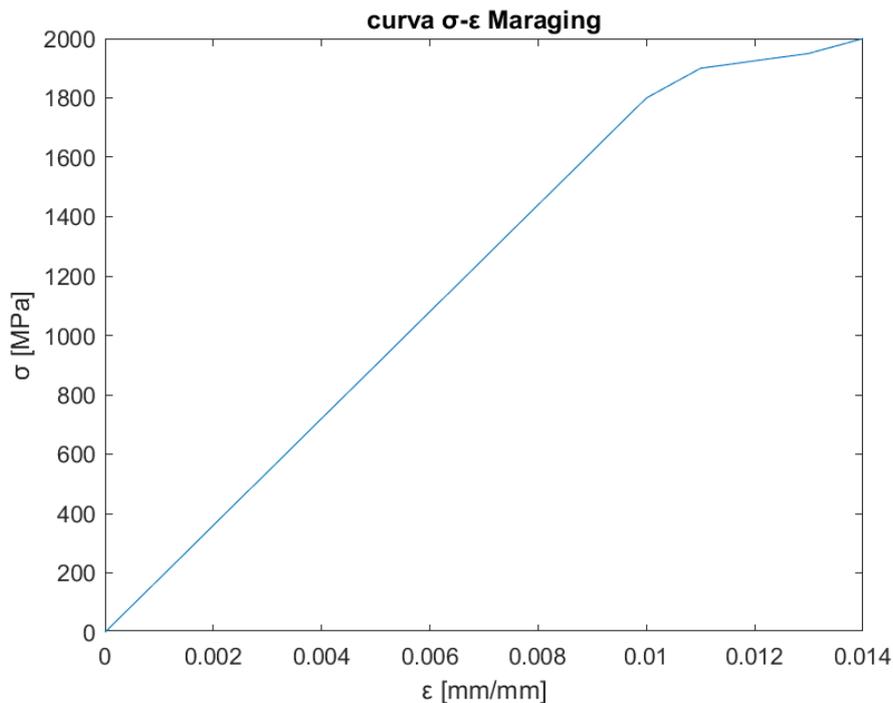


Figura 10: curva tensione deformazione acciaio Maraging a temperatura ambiente

Il tratto plastico è stato descritto attraverso un modello di Multilinear Kinematic Hardening. L'implementazione di tale modello nel software ha permesso il calcolo della componente plastica di deformazione laddove la tensione era maggiore dello snervamento. La plasticizzazione è calcolata dal software FEM mediante un algoritmo [10] le cui fasi sono le seguenti:

1. Suddivisione del comportamento del materiale per sottovolumi, ad ogni sottovolume viene attribuito un fattore di peso (weighting factor);
2. La deformazione totale è applicata ad ogni sottovolume, l'incremento della deformazione plastica viene calcolato per ogni sottovolume;
3. L'incremento individuale per ogni porzione di volume viene sommato in base al fattore di peso associato a quel volume e si calcola l'incremento complessivo di deformazione plastica;
4. La deformazione plastica è aggiornata e la deformazione elastica viene calcolata per sottrazione tra la totale e la plastica in output dall'algoritmo.

Il weighting factor sopracitato viene calcolato sulla base delle curve che sono state implementate nel software. La formula è la seguente:

$$w_k = \frac{E - E_{TK}}{E - \frac{1 - 2\nu}{3} E_{TK}} - \sum_{i=1}^{k-1} w_i$$

Dove:

$w_k$  è il fattore di peso per il sottovolume  $k$  ed è calcolato tante volte quanti sono le suddivisioni dei sottovolumi;

$E_{TK}$  rappresenta il modulo di Young tangenziale nel  $k$ -esimo segmento della curva tensione-deformazione;

$\sum_{i=1}^{k-1} w_i$  la somma dei fattori di peso calcolati per il sottovolume precedente.

La metodologia FEM si presta sia per la modellazione strutturale che termofluidodinamica, ma nelle analisi di CFD (Computational Fluid Dynamics) la metodologia ai volumi finiti FVM (Finite Volume Method) è più utilizzata.

Come l'analisi agli elementi finiti, l'analisi ai volumi finiti deriva dalla famiglia dei metodi di Galërkin di discretizzazione delle equazioni alle derivate parziali. Tale metodologia [11] è prettamente impiegata per la discretizzazione di problemi differenziali in forma conservativa. Tutte le equazioni differenziali alle derivate parziali che derivano da leggi fisiche di conservazione possono essere messe in forma conservativa.

La formazione della mesh avviene suddividendo la geometria di partenza in celle, detti anche volumi di controllo. In figura 11 vengono mostrati degli esempi di volume di controllo in 2D e 3D.

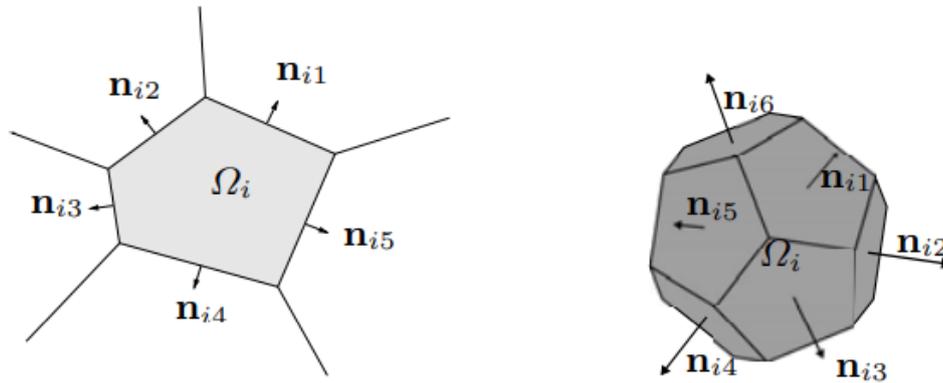


Figura 11: volumi di controllo nell'analisi FVM

L'equazione di conservazione che si vuole discretizzare viene integrata in ogni volume di controllo. Di seguito viene riportata una generale equazione di conservazione e relativa discretizzazione nel dominio  $\Omega_i$ .

$$\partial_t u + \nabla \cdot F(u) = s(u)$$

$$\partial_t \int_{\Omega_i} u d\Omega + \partial_t \int_{\partial\Omega_i} F(u) \cdot n_{ij} d\gamma = \int_{\Omega_i} s(u) d\Omega \quad i = 1, \dots, M$$

$u$  rappresenta l'incognita del problema,  $\partial_t$  la derivata parziale rispetto a  $t$ , mentre  $F$  è la funzione di flusso.  $s$  è il termine di sorgente. I vettori  $n_{ij}$  indicano la direzione della normale sulla superficie (o lato) del volume di controllo  $i$ -esimo nel lato  $j$ -esimo.  $\partial\Omega_i$  rappresenta il bordo del volume di controllo  $\Omega_i$ .

Nel caso in cui il termine  $F$  contenga derivate prime della variabile  $u$ , si dice che il problema è differenziale del secondo ordine.

Anche nelle analisi ai volumi finiti si necessitano delle condizioni iniziali e delle condizioni al contorno del problema differenziale.

Il metodo ai volumi finiti si distingue in base a come si approssimano gli integrali di volume e di superficie, in base alla rappresentazione della funzione di flusso  $F$ , ma anche da come l'incognita  $u$  viene rappresentata e collocata nei volumi di controllo. Ad esempio nei metodi Cell-Centered gli elementi della mesh sono già considerati come volumi di controllo e la variabile viene collocata in un punto centrale della cella. Nei metodi Vertex-Centered i volumi di controllo sono costruiti attorno ai vertici della mesh.

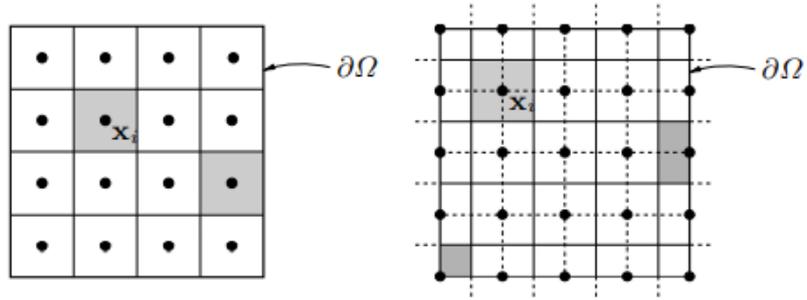


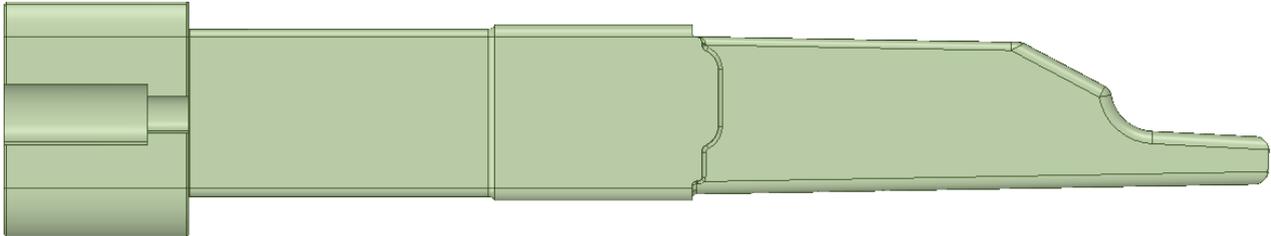
Figura 12: metodologia Cell-Centered (a sinistra) e Vertex-Centered (a destra)

Il metodo ai volumi finiti è piuttosto semplice da implementare, la forma delle celle può essere variabile e la soluzione viene considerata costante all'interno del volume di controllo.

## Presentazione del problema

Il caso in analisi è lo studio di un inserto situato in uno stampo per pressocolata di leghe di alluminio.

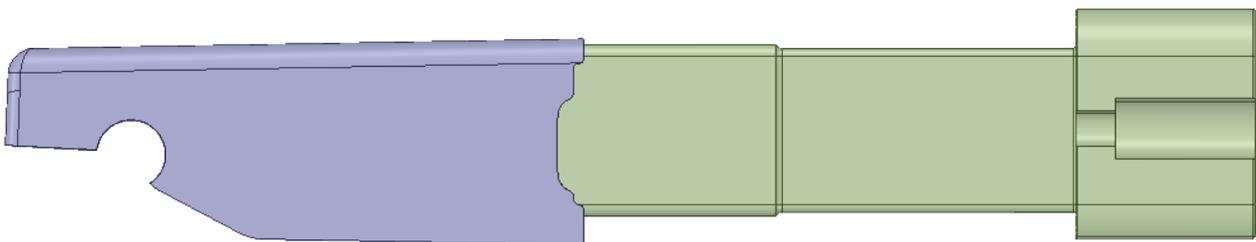
L'inserto è mostrato in figura 13



*Figura 13: inserto tradizionale per HPDC*

L'inserto è il componente che subisce gli stress termici e meccanici più elevati all'interno dello stampo, difatti necessita una caratterizzazione sotto più aspetti.

La sollecitazione di natura termica è generata dai cicli alterni di riscaldamento e raffreddamento cui l'inserto e lo stampo sono sottoposti durante il ciclo di pressocolata. In particolare, durante la fase di colata, il fuso in lega di alluminio entra in contatto con la superficie esterna dell'inserto. Dal contatto tra i due corpi nasce un elevatissimo gradiente di temperatura nella zona di contatto dell'ordine dei 400°C, la temperatura dell'acciaio costituente l'inserto si trova mediamente a temperature molto minori di quelle dell'alluminio, che viene preriscaldato prima dell'iniezione al fine di essere colato nello stampo. In figura 14 è mostrato il modello dell'inserto con attorno lo strato di alluminio in solidificazione.



*Figura 14: modello dell'inserto con l'aggiunta dello strato di alluminio*

Il riscaldamento dell'acciaio nella superficie più esterna genera un'espansione dello strato superficiale, il quale è bloccato dagli strati più interni che si trovano a temperature inferiori. Ciò genera una tensione superficiale di compressione.

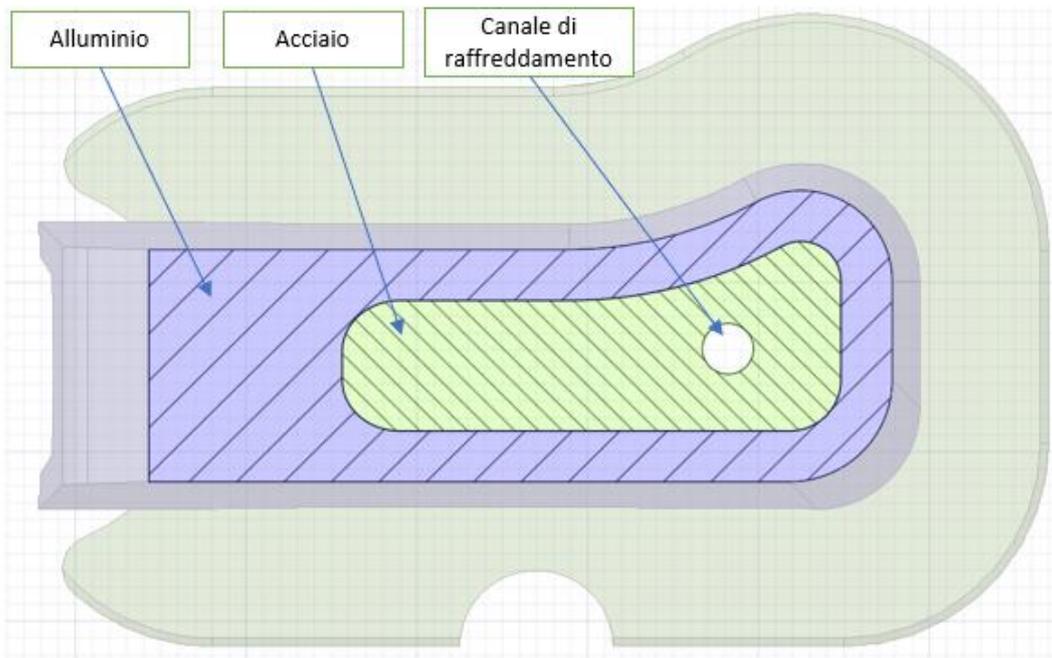
Al contrario, durante la fase di spruzzatura, la superficie dell'acciaio dell'inserto viene a

contatto col flusso di liquido lubro-refrigerante il quale asporta calore e raffredda la superficie esterna, ma la contrazione di questa è bloccata dagli strati interni, caldi per via del calore trattenuto durante la precedente fase di colata. Questo fenomeno genera una tensione di trazione.

Le due fasi insieme generano uno stress termico alterno di trazione e compressione sulla superficie esterna dell'inserto.

Il singolo ciclo di pressocolata non induce solamente una tensione di natura termica, ma lo stato tensionale ha una componente di natura meccanica non trascurabile, derivante dalle azioni del pistone del sistema di iniezione sul fuso di alluminio, dalle tensioni dovute alla solidificazione del getto e dallo sforzo di taglio superficiale proveniente dall'estrazione del prodotto finito alla fine del ciclo.

L'analisi volge a semplificare l'inserto sopra mostrato, al fine di ottenere una geometria bidimensionale di semplice studio e che possa permettere una caratterizzazione delle proprietà dei materiali utilizzati, i quali costituiscono dei parametri fondamentali per la lavorazione di colata. A tale proposito viene mostrata di seguito la sezione trasversale ad una data coordinata longitudinale dell'inserto e l'alluminio.



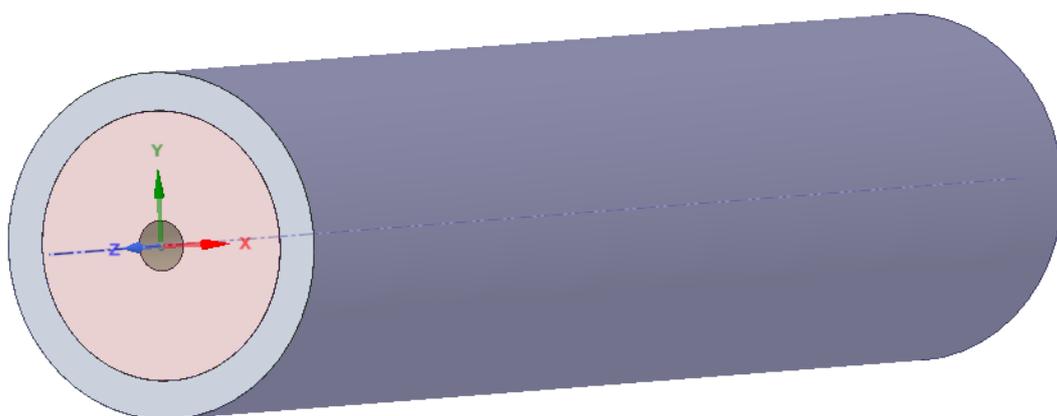
*Figura 15: sezione trasversale inserto*

Dal foro centrale del canale di raffreddamento si notano sul piano di sezione i due componenti dell'inserto e dell'alluminio.

Il profilo dell'inserto presenta una serie di curvature lungo le quali appoggia una corona circolare esterna rappresentante l'alluminio in solidificazione.

Lungo la direzione longitudinale dell'inserto queste geometrie sono fortemente variabili: l'inserto tende a diminuire il suo spessore e così facendo la corona circolare di alluminio si avvicina alla superficie del canale di raffreddamento. Si può dedurre quindi che la legge di scambio termico varia sia in senso longitudinale che radiale. L'effetto precedentemente descritto, legato all'impedimento della dilatazione e della contrazione degli strati esterni del materiale, operato dagli strati più interni, andrà inevitabilmente a sovrapporsi a quello di differente stato/campo termico delle porzioni di inserto adiacenti, che pure daranno luogo a dilatazioni e contrazioni impedito. Quest'ultimo effetto è riconducibile però solo alla peculiare geometria dell'inserto.

Per isolare l'effetto più generale dell'interazione tra strati superficiali, in quanto comunque presente indipendentemente dalla geometria dello specifico inserto, è necessario dunque adottare una virtualizzazione del problema in modo da semplificarlo. Si immagini quindi l'inserto come un tubo forato di lunghezza indefinita e circondato dallo strato di alluminio rappresentato da una corona circolare anch'essa indefinitamente lunga. In figura 16 ne viene mostrato un esempio.



*Figura 16: tubo di lunghezza indefinita*

Il modello virtuale su cui si svolgono le analisi termodinamiche e strutturali è derivante dal tubo sopra mostrato. Per la semplificazione del calcolo si considera la sua sezione trasversale ottenendo una struttura assial-simmetrica e bidimensionale.

Nella virtualizzazione del problema in una geometria assial-simmetrica, le sollecitazioni collegate al campo termico sono da ricondursi esclusivamente alle interazioni tra strato esterno dell'acciaio e cuore dello stesso, restando escluse quelle legate alla particolare geometria dell'applicazione.

## Analisi 2D

I materiali che si utilizzano per la realizzazione di inserti per stampi HPDC sono solitamente costosi per via delle elevate proprietà meccaniche alle alte temperature. In aggiunta le caratteristiche devono essere concordi ai requisiti per la fabbricazione additiva, la quale richiede la polverizzazione del materiale per la produzione di componenti. Tali proprietà si riscontrano in un ventaglio ristretto di materiali, i principali sono gli acciai per utensili a caldo, dall'inglese hot work tool steel e gli acciai Maraging, quest'ultimo adottato nella realizzazione degli inserti in quanto adatto al direct metal laser sintering (DLMS), nota anche come selective laser melting (SLM) o laser powder bed fusion (LPBF), tecnologia di produzione additiva.

L'obiettivo dell'indagine in esame è quello di replicare il fenomeno della pressocolata di leghe di alluminio per un inserto semplificato. In particolare l'output del seguente studio è la stima della vita a fatica, in termini di numero di cicli, dello strato di acciaio nei punti critici nei quali la sollecitazione termica risulta più elevata durante un ciclo di pressocolata.

I risultati vengono estratti per la lega di alluminio A319 e due differenti acciai che vengono messi a confronto: l'acciaio Maraging (1.2709) e l'acciaio per utensili a caldo H11 (1.2343).

Per ottenere il numero di cicli a rottura dell'inserto sono necessarie due distinte analisi:

- Un'analisi termodinamica attraverso l'utilizzo di un software di calcolo ai volumi finiti di tipo Cell-Centered. Qui si valutano gli scambi termici che avvengono nelle fasi di colata e spruzzatura;
- Una seguente analisi strutturale, la quale riceve in input il campo termico istante per istante e restituisce come output gli sforzi termici sullo strato di acciaio. In questo caso è stato necessario l'utilizzo di un software di calcolo strutturale FEM.

I dati in uscita dall'analisi strutturale sono post-processati grazie ad un foglio di calcolo per il calcolo della vita a fatica in numero di cicli a rottura. Una schematizzazione dell'analisi è mostrata in figura 17

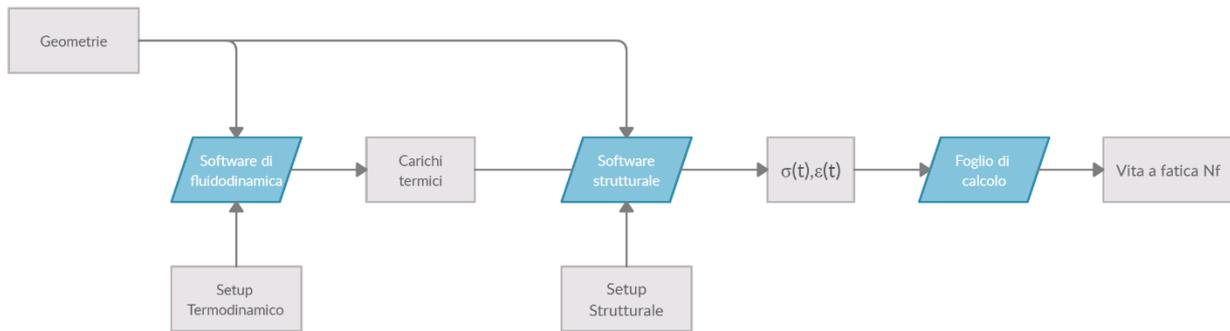


Figura 17: schema a blocchi semplificato dell'analisi preliminare

Il modello bidimensionale è relativo alla sezione di un tubo indefinitamente lungo, la sezione è difatti un 2D con dimensioni variabili. Questa geometria ci permette di escludere da questa analisi gli effetti di bordo, inoltre la direzione del flusso termico è prettamente radiale.

La variazione delle dimensioni relative allo spessore di acciaio e al diametro del canale sono prese in considerazione dalle geometrie esposte di seguito:

| Geometrie | Diametro acciaio [mm] | diametro canale [mm] | diametro alluminio [mm] |
|-----------|-----------------------|----------------------|-------------------------|
| 1         | 23,5                  | 4,5                  | 30,369                  |
| 2         | 28,5                  | 4,5                  | 34,384                  |
| 3         | 22,5                  | 3,5                  | 29,602                  |
| 4         | 27,5                  | 3,5                  | 33,560                  |

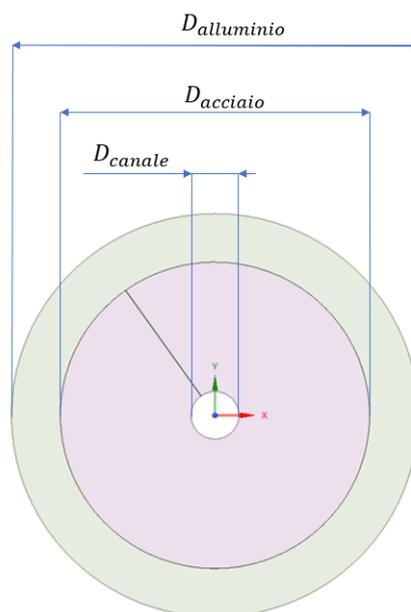


Figura 18: Geometria analisi bidimensionale

Il foro centrale più interno, il disco interno e la corona circolare esterna rappresentano rispettivamente il canale di raffreddamento, lo spessore dell'inserto in acciaio e il getto di alluminio.

Il flusso termico, nella fase di colata, si sposta dalla corona circolare esterna di alluminio al canale di raffreddamento interno. Durante la fase di spruzzatura il calore asportato sulla superficie esterna dell'acciaio dopo l'estrazione del getto fa sì che il flusso termico si sposti dal centro del disco di acciaio al canale e alla superficie più esterna. Questo fenomeno è dovuto all'inerzia termica del disco in acciaio che assorbe calore durante la fase di colata e lo rilascia al canale e allo strato esterno del disco durante la spruzzatura.

Le diverse dimensioni del diametro del canale e dello spessore di acciaio assumono differenti valori nelle geometrie considerate: la prima geometria è caratterizzata da un canale molto grande e un acciaio poco spesso, l'ultima ha un canale ristretto ed un ampio spessore di acciaio. Il motivo di questa scelta risiede nel fatto che questi due parametri geometrici giocano un ruolo fondamentale nelle condizioni termodinamiche del sistema durante il transitorio.

La dimensione dell'alluminio è direttamente proporzionale al flusso termico entrante nell'inserto di acciaio. Le analisi sono state svolte per tutte le geometrie a differenti carichi termici provenienti dall'alluminio.

Il software di calcolo fluidodinamico [12] tiene conto di modelli matematici predefiniti. Tali modelli considerano il fenomeno del trasferimento di calore tra corpi a contatto mediante l'equazione dell'energia (Energy Equation model) e il fenomeno del passaggio di stato nella fase di solidificazione (Solidification and Melting), utile per il dominio fluido dell'alluminio durante la fase di colata.

Tali modelli attivano le leggi di scambio termico tenendo conto del calore latente di solidificazione del materiale.

Di seguito viene mostrata la heat equation ed il modello di solidificazione:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho H) + \nabla \cdot (\rho \vec{v} H) = \nabla \cdot (k \nabla T) + S$$

$$H = h + \Delta H$$

$$h = h_{ref} + \int_{T_{ref}}^T c_p dT$$

$$\Delta H = \beta L$$

$\rho$  è la densità del materiale;

$\vec{v}$  è la velocità del fluido;

$k$  è la conducibilità termica del materiale;

$S$  è il source term;

$c_p$  è il calore specifico del materiale;

$H, h, \Delta H$  e  $h_{ref}$  rappresentano rispettivamente l'entalpia, l'entalpia sensibile, il calore latente e l'entalpia di riferimento.

$L$  è calore latente del materiale.

$\beta$  è la liquid fraction, ossia rappresenta la frazione di liquido residua nello strato di alluminio. In generale viene espressa nel seguente modo:

$$\beta = 0 \text{ se } T < T_{solidus}$$

$$\beta = 1 \text{ se } T > T_{liquidus}$$

$$\beta = \frac{T - T_{solidus}}{T_{liquidus} - T_{solidus}} \text{ se } T_{solidus} < T < T_{liquidus}$$

Le temperature di solidus e liquidus sono caratteristiche del materiale, difatti vengono immesse con le specifiche dell'alluminio in uso.

Con questo modello è possibile prevedere lo scambio termico tra due materiali a contatto, sia durante il periodo in cui l'alluminio si trova in fase liquida che in quella solida.

## Modellazione dei materiali

L'acciaio Aisi H11 e l'acciaio Maraging possiedono differenti caratteristiche e composizioni.

Il primo [13] è un acciaio ad elevato tenore di cromo con la seguente composizione chimica

|     | C [%] | Mn [%] | Si [%] | Cr [%] | Mo [%] | V [%] |
|-----|-------|--------|--------|--------|--------|-------|
| Min | 0,36  | 0,30   | 0,90   | 4,80   | 1,10   | 0,25  |
| Max | 0,42  | 0,50   | 1,20   | 5,50   | 1,40   | 0,50  |

Presenta elevate caratteristiche per la resistenza ad usura alle elevate temperature e alla fatica termica, inoltre possiede un'elevata tenacità e per questo è spesso impiegato in condizioni di esercizio gravose.

La denominazione Aisi/Sae H11 è la più comunemente utilizzata per il suddetto materiale, la seconda designazione con cui si trova in commercio è la UNI con la quale è denominato X37CrMoV51KU.

Per via delle sue caratteristiche trova come principale campo di applicazione l'utensileria a caldo, lo stampaggio per pressofusione e lo stampaggio per materie plastiche.

L'acciaio H11 viene fornito in condizioni di ricottura, ma altri trattamenti termici quali distensione, tempra, nitrurazione e rinvenimento possono essere adoperati per applicazioni più specifiche.

L'acciaio Maraging [14] è un acciaio a resistenza ultra elevata con elevatissimo tenore di Nichel (fino al 19%) e Cobalto. E' un acciaio speciale con comportamento elastico fino quasi alla rottura, con ottima durezza e malleabilità.

La sua composizione chimica è la seguente:

|     | C [%] | Mo [%] | Ni [%] | Co [%] | Ti [%] | Al [%] | Cr [%] |
|-----|-------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Min | 0,01  | 4,5    | 17     | 8,5    | 0,6    | 0,05   | 0,2    |
| Max | 0,03  | 5,2    | 19     | 9,5    | 0,8    | 0,15   | 0,5    |

La denominazione Maraging nasce dal termine inglese Martensite-Ageing. La nomenclatura UNI corrispondente è X3NiCoMoTi 18-9-5, variabile in base alla specifica composizione che si considera.

Il maraging è solitamente fornito con il trattamento termico di Ageing per cottura a 450-

500°C, atto a far precipitare dei carburi secondari che aumentano la durezza e la resistenza a trazione del materiale.

Il getto in alluminio è realizzato in lega A319 [15]. Tale lega ha come principale uso applicativo le testate dei cilindri per motori a combustione interna. La sua composizione chimica è la seguente:

| Cu [%] | Si [%] | Mg [%] | Zn [%] | Fe [%] | Mn [%] | Ni [%] | Ti [%] |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| 2,76   | 5,97   | 0,22   | 0,01   | 0,14   | 0,01   | 0,01   | 0,02   |

La modellazione tramite software di calcolo richiede la definizione delle principali caratteristiche dei materiali in utilizzo. Le proprietà sono state definite, quando possibile, in funzione della temperatura.

Le densità degli acciai sono considerate costanti e pari ai valori:

$$\rho_{H11} = 7800 \frac{kg}{m^3}; \quad \rho_{Maraging} = 8100 \frac{kg}{m^3}$$

Per l'A319 invece la densità è in funzione della temperatura:

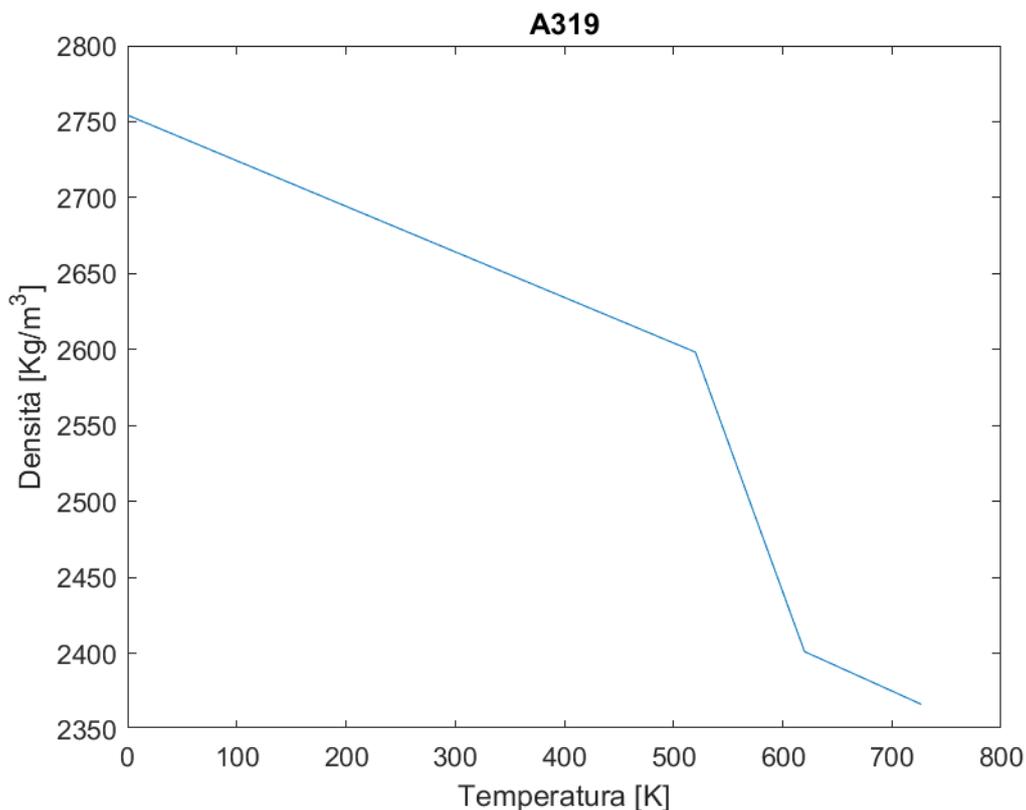


Figura 19: densità alluminio A319

Coefficiente di dilatazione termica: [15]

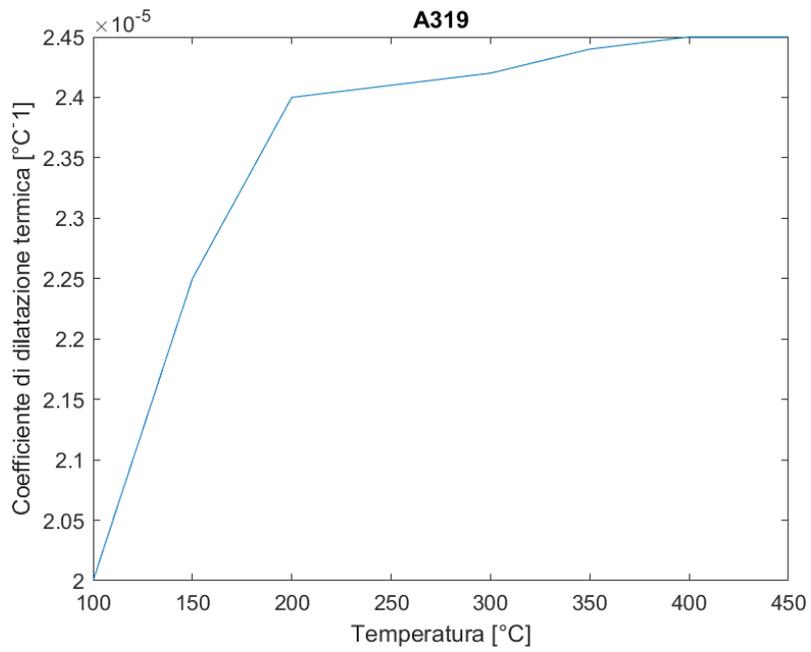


Figura 20: coefficiente di dilatazione termica alluminio A319

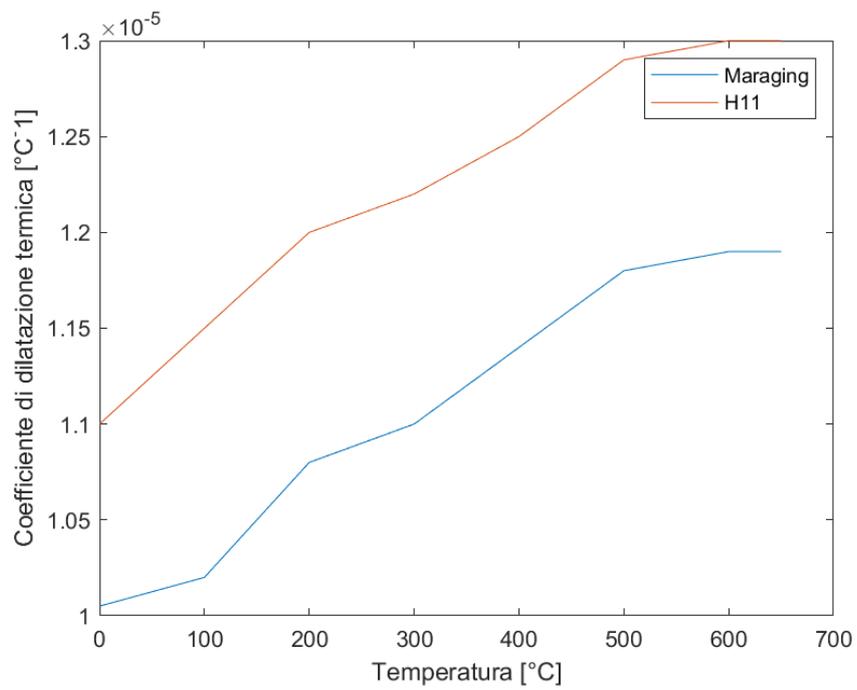


Figura 21: coefficiente di dilatazione termica Maraging e H11

Modulo di Young: [16]

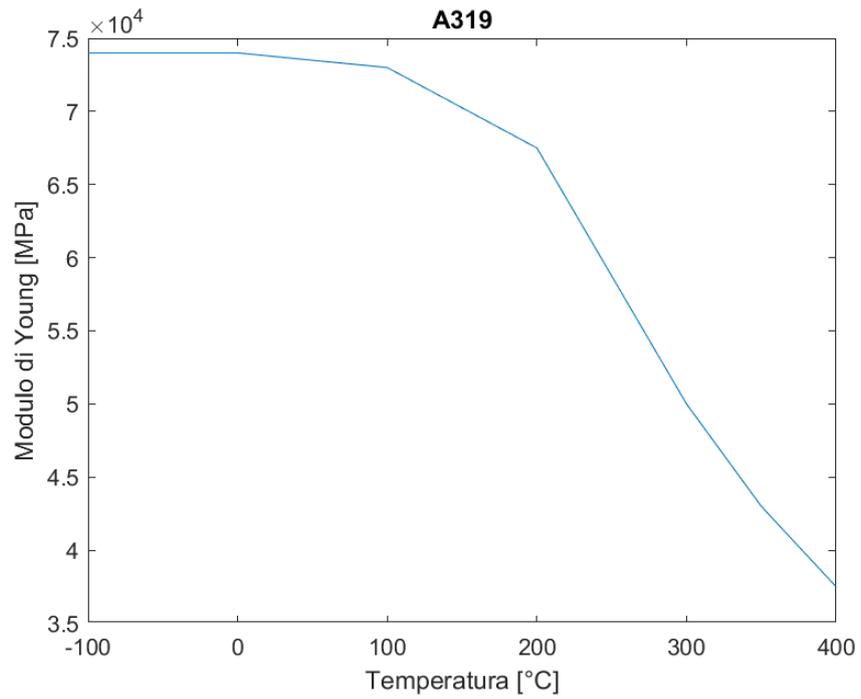


Figura 22: Modulo di Young dell'alluminio A319

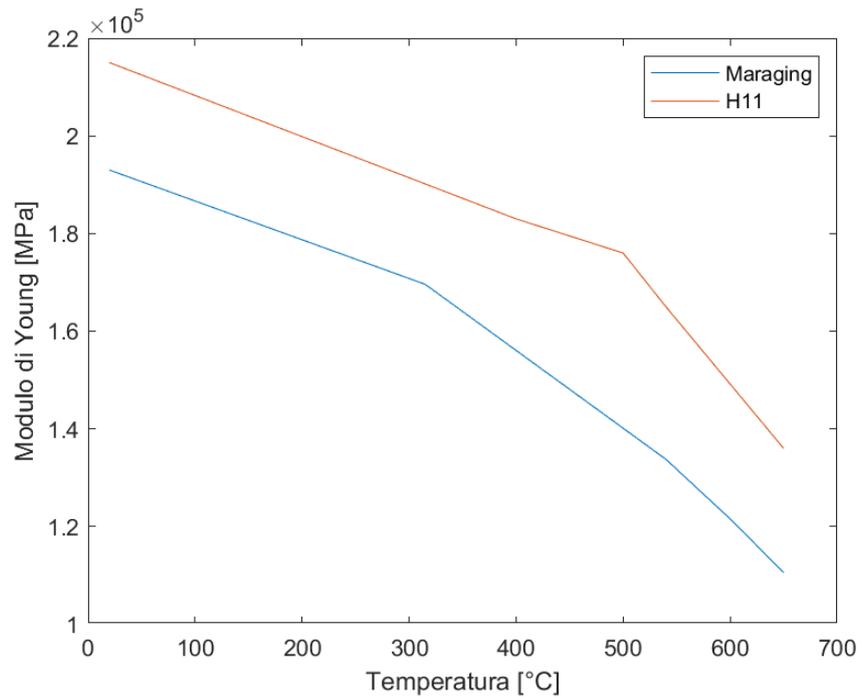


Figura 23: Modulo di Young di Maraging e H11

Modello di hardening:

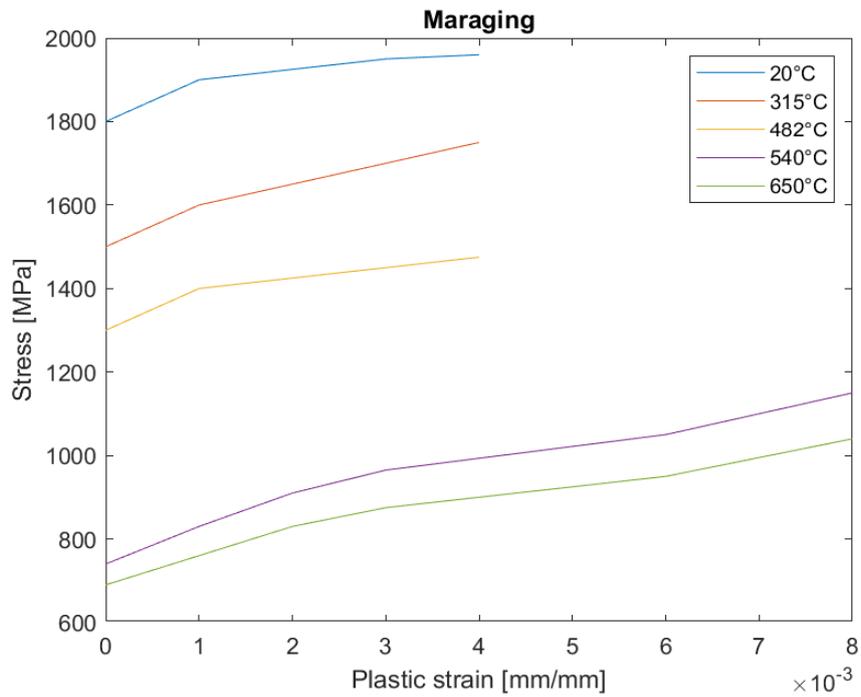


Figura 24: Hardening a differenti temperature dell'acciaio Maraging

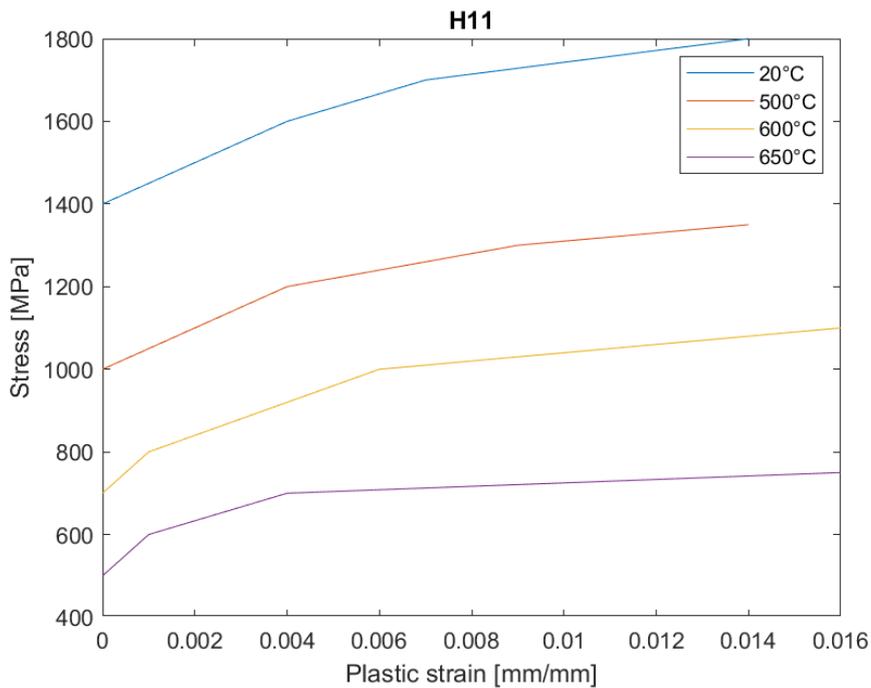


Figura 25: Hardening a differenti temperature dell'acciaio H11

Ulteriori proprietà sono richieste dal calcolo termodinamico, come ad esempio la conducibilità termica degli acciai e dell'alluminio al fine di valutare i flussi termici interni al materiale e le informazioni relative al diagramma di fase della lega di alluminio A319.

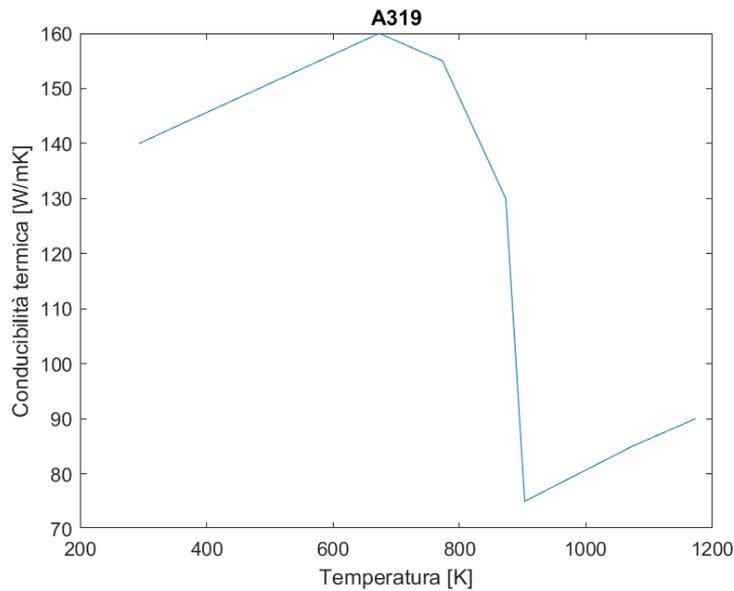


Figura 26: Conducibilità termica dell'alluminio A319

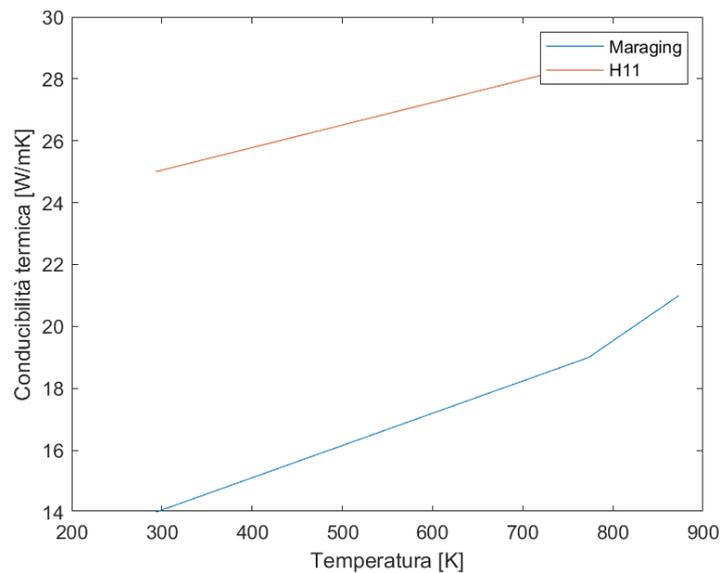


Figura 27: Conducibilità termica acciaio Maraging e H11

Il calore latente di solidificazione, la temperatura di solidus e di liquidus dell'alluminio A319 sono riportate di seguito.

$$L = 393000 \frac{J}{kg};$$

$$T_{solidus} = 798K;$$

$$T_{liquidus} = 898K.$$

Le proprietà dei materiali sopra descritte sono dipendenti dalla temperatura. Ogni proprietà influisce in modo differente sul comportamento del materiale:

- La conducibilità termica, spesso indicata con la lettera  $k$ , è la proprietà del materiale che determina lo scambio termico per conduzione all'interno del materiale. Influisce sulla quantità di calore scambiata tra strati adiacenti di un materiale. Una conducibilità termica elevata porta il materiale ad uniformare la sua temperatura in un tempo minore rispetto ad un materiale con bassa conducibilità termica. E' una grandezza variabile con la temperatura. Nel caso in esame entrambi gli acciai mostrano una proporzionalità diretta tra temperatura e conducibilità termica. In particolare l'acciaio H11 mostra un valore di  $k$  più elevato del Maraging nell'intervallo termico di interesse.

La lega di alluminio A319 ha un andamento differente. In questo caso la proprietà del materiale è definita anche nell'intervallo termico relativo al passaggio di stato. Si nota che nella fase solida e liquida dell'alluminio la conducibilità aumenta proporzionalmente con la temperatura, mentre nell'intervallo compreso tra la temperatura di solidus e di liquidus questa tende a scendere.

- Il comportamento lineare-elastico del materiale, descritto dal modulo di Young ( $E$ ), determina la pendenza nella curva ( $\sigma - \epsilon$ ) nel solo tratto elastico, all'aumentare della pendenza della curva tensione-deformazione si ottengono deformazioni elastiche inferiori a parità di tensione. L'acciaio Maraging possiede un modulo di Young minore, anche se la differenza tra i due materiali è piccola.

In entrambe i casi si ha una proporzionalità inversa tra il modulo di Young e la temperatura. A temperature elevate i due materiali esibiscono una deformazione elastica più elevata a tensioni inferiori, rispetto alla temperatura ambiente.

- Il coefficiente di dilatazione termica, denominato  $\alpha$ , influenza la dilatazione termica di un corpo riscaldato. Esso è direttamente proporzionale alla temperatura per i materiali in esame.

La deformazione termica viene calcolata come segue:

$$\epsilon_{termico} = \alpha \Delta T$$

- Il modello di Hardening è fondamentale per la descrizione del comportamento del materiale nella zona di deformazione plastica. Mentre il modulo di Young caratterizza il tratto elastico come una retta a pendenza  $E$ , il modello di Hardening multilineare definisce la zona plastica della curva tensione-deformazione.

Si nota in particolare che all'aumentare della temperatura è necessaria una tensione minore per ottenere la plasticità nel materiale.

L'acciaio H11 mostra una range di deformazione plastica, prima del cedimento, molto più elevato dell'acciaio Maraging, che possiede un tratto plastico ristretto e quindi l'elasticità del materiale si estende fino a quasi il cedimento del componente, soprattutto alle basse temperature.

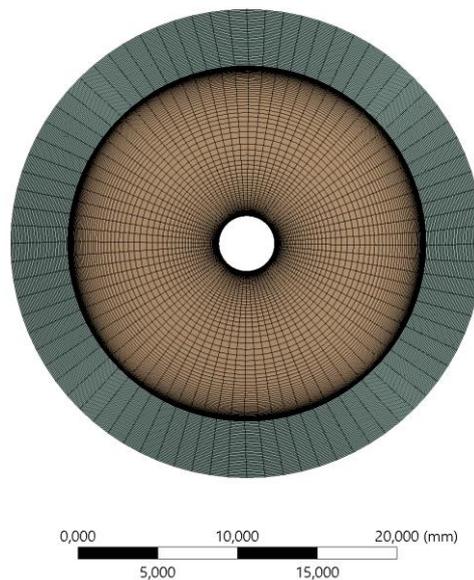
## Setup del modello termodinamico

### Mesh

Il software di calcolo impiegato per il modello termodinamico utilizza i volumi finiti. La mesh è realizzata in modo tale da ottenere più discretizzazioni lungo la direzione radiale, ossia la direzione del flusso termico. Per questo motivo si sono utilizzati elementi quad, in particolare si sono impostate le seguenti features di mesh:

- Metodo di mesh multizona con element shape di tipo QUAD;
- Edge sizing di 80 elementi sulle 3 circonferenze: canale, acciaio e alluminio;
- Edge sizing sulla linea di bias: 80 elementi e bias factor dell'80%;
- Face meshing sulla superficie dell'acciaio;
- Face meshing sulla superficie dell'alluminio, 40 divisioni interne.

In questo modo il risultato ottenuto è raffigurato in figura 28



*Figura 28: Mesh del disco*

Gli elementi sono allungati in senso circonferenziale e sottili in senso radiale, così da permettere un calcolo con accuratezza senza creare un numero eccessivo di elementi. Il bias ha permesso di ottenere una distribuzione di elementi ottimale per il tipo di analisi, in particolare aumentando gli elementi in corrispondenza dell'interfaccia alluminio-acciaio.

## Condizioni al contorno e condizioni iniziali

Il setup delle condizioni al contorno, dall'inglese Boundary Conditions (BCs), determina il risultato della simulazione. Queste vengono applicate nelle zone di bordo del modello dove si localizzano le interfacce tra due domini differenti. Perciò definiscono le condizioni alle pareti. In figura 29 sono mostrate le zone di applicazione delle condizioni al contorno.

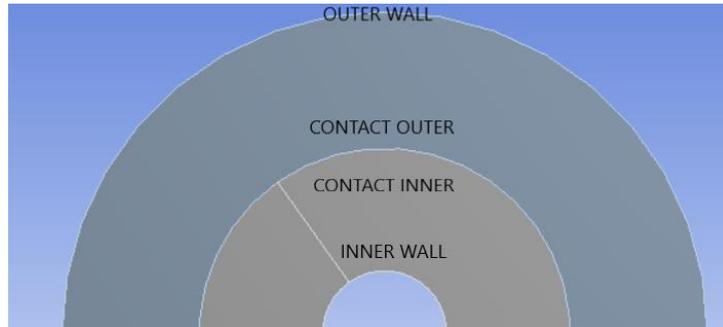


Figura 29: aree di applicazione delle condizioni al contorno del modello 2D

Per il modello 2D ce ne sono 4: due di interfaccia e due nelle pareti esterne ai domini di acciaio e di alluminio. Le condizioni non sono costanti durante la simulazione del disco, il passaggio dalla fase di colata alla spruzzatura è determinato dal cambiamento delle stesse BC.

| Zona          | Fase di colata          | Fase di spruzzatura   |
|---------------|-------------------------|-----------------------|
| Outer Wall    | Adiabaticità            | Adiabaticità          |
| Inner Wall    | $T = T_{Canale} = 331K$ | Adiabaticità          |
| Contact Outer | Coupling                | Adiabaticità          |
| Contact Inner | Coupling                | $Q = Q_{spruzzatura}$ |

La corona circolare di alluminio che circonda il disco di acciaio non scambia calore verso l'esterno, dove altro alluminio fuso viene colato. Questa condizione è descritta dall'adiabaticità della parete esterna di alluminio ed è invariata tra le due fasi.

Nella fase di colata l'alluminio fuso e l'acciaio sono termicamente accoppiati, da qui la condizione di coupling assegnata alle pareti di interfaccia. Il canale di raffreddamento svolge la funzione di asportazione di calore, la sua temperatura è fissa ad un valore.

Durante la spruzzatura il canale di raffreddamento non svolge più la sua funzione, quindi la parete interna diventa adiabatica. Il getto di alluminio viene estratto tra la fase di colata e la fase di spruzzatura, in questo modello si è scelto di isolare termicamente l'alluminio

applicando la condizione di adiabaticità sull'interfaccia esterna di contatto.

Per simulare il comportamento della spruzzatura si è impostato sulla parete interna di contatto, ossia quella appartenente al dominio dell'acciaio, una legge descrittiva del calore asportato  $Q$ . Il calore è asportato e dunque uscente dall'acciaio, secondo la convenzione adottata dal software tale calore è negativo.

Per modellare la quantità di calore asportata per unità di superficie si è utilizzata una legge di flusso ottenuta dalla letteratura, per la quale il flusso di asportazione è rappresentato fisicamente dal calore asportato dall'evaporazione delle goccioline a contatto con lo strato esterno di acciaio ad elevata temperatura. Alla temperatura di  $100^{\circ}\text{C}$  circa si ipotizza il passaggio di stato del fluido refrigerante e per tale motivo si nota una variazione della legge di asportazione. La prima relazione che si mostra è relativa allo stato gassoso delle goccioline ed è valida per una temperatura di parete dell'acciaio superiore alla temperatura di evaporazione del getto, al contrario la seconda relazione descrive il calore sottratto dal flusso refrigerante nello stato liquido. [17]

Se  $T_{wall} > 373,15\text{K}$

$$Q = -\dot{m}(c_{p,l}(T_{sat} - T_{spray}) + h_{f,g} + c_{p,v}(T_{wall} - T_{sat}))$$

Se  $T_{wall} < 373,15\text{K}$

$$Q = -\dot{m}c_{p,l}(T_{sat} - T_{spray})$$

$T_{sat} = 373,15\text{K}$ , temperatura del passaggio di stato dello spray;

$T_{spray} = 293,15\text{K}$ , temperatura dello spray di spruzzatura;

$h_{f,g} = 2257 \frac{\text{kJ}}{\text{kg}}$ , entalpia di vaporizzazione del getto;

$c_{p,v} = 3488,3 \frac{\text{J}}{\text{kgK}}$ , calore specifico dello spray in fase vapore;

$c_{p,l} = 4180 \frac{\text{J}}{\text{kgK}}$ , calore specifico dello spray in fase liquida.

Mentre per la portata massica specifica  $\dot{m}$  sono stati rilevati dei dati di fonderia, da cui

$$\dot{m} = 1,2099 \frac{\text{kg}}{\text{sm}^2}.$$

Tra le due leggi, sopra introdotte, si nota che per la seconda viene semplicemente eliminato il contributo dell'entalpia di vaporizzazione e del calore asportato per il gradiente di temperatura della fase vapore del getto. Difatti ha senso pensare che il getto refrigerante non vaporizza se viene a contatto con la parete esterna dell'inserto la quale si trova ad una temperatura inferiore di quella di evaporazione del liquido stesso. L'implementazione di una legge variabile con la temperatura di parete è richiesta dal software mediante linguaggio C, attraverso la scrittura di un codice.

```

1. #include "udf.h"
2.
3. DEFINE_PROFILE(wallheatflux, t, i)
4. {
5.     real cp1 = 4180.;
6.     real cp2 = 3488.3;
7.     real Tsat = 373.;
8.     real Tliq = 293.;
9.     real Ql = 2257000.;
10.    real ctime = CURRENT_TIME;
11.
12.    face_t f;
13.    real hflux = 0.;
14.
15.    begin_f_loop(f,t)
16.    {
17.        if(F_T(f,t) > 373.)
18.            hflux = -1.2099*(cp1*(Tsat-Tliq)+Ql + cp2*(F_T(f,t)-Tsat));
19.        else
20.            hflux = -1.2099*cp1*(F_T(f,t)-Tliq);
21.
22.        F_PROFILE(f,t,i) = hflux;
23.    }
24.    end_f_loop(f,t)
25. }

```

Le condizioni iniziali ( $T_{cs}$ ) dell'analisi differiscono dalle condizioni al contorno poiché le prime fissano solamente un valore di partenza, mentre le seconde si mantengono nel corso della simulazione.

$$T_{alluminio_{iniziale}} = 973K$$

$$T_{inserto_{iniziale}} = 523K$$

La temperatura dell'alluminio è al di sopra del suo punto di fusione, determinando lo stato liquido iniziale del dominio della corona circolare, mentre per l'acciaio la temperatura è

relativa al riscaldamento di Irregimentazione, il quale è utilizzato per portare lo stampo ad una temperatura prossima alla temperatura media di regime.

### Tempi di simulazione

L'analisi fluidodinamica è di tipo transitorio, dipende dal tempo di simulazione. Per l'indagine del tubo si sono considerate delle tempistiche variabili per entrambe le fasi di colata e spruzzatura. Nella realtà i tempi sono prestabiliti dai tempi di produzione e dalla condizione termica dello stampo nonché del getto in alluminio.

La durata della fase di colata è simulata con due differenti soluzioni. Il vincolo considerato è la temperatura media finale dell'alluminio, che nella realtà possiede un ampio range di variabilità. Nel caso in esame si simula l'estrazione del getto di alluminio a due temperature: 370°C e 420°C. Il motivo di questa scelta risiede nella peculiarità del modello virtuale, nel quale è stato necessario contenere l'effetto di asportazione di calore del canale per poter applicare il modello di spruzzatura a valle dell'estrazione del getto.

I tempi per il raggiungimento di tale temperatura nel getto in alluminio sono variabili con le geometrie che si sono considerate.

Un secondo aspetto relativo al tempo di simulazione è la suddivisione temporale via time-steps. L'accuratezza del problema dipende dal numero di discretizzazioni che si considerano e da come queste sono distribuite. La discretizzazione del problema può essere spaziale, come nel caso già visto della mesh, oppure temporale. La discretizzazione temporale viene considerata suddividendo il tempo complessivo della simulazione in piccoli istanti temporali, dall'inglese time-steps.

I periodi di simulazione in cui è necessaria un'elevata accuratezza di calcolo sono quelli in cui lo scambio termico risulta più elevato: l'inizio della fase di colata e la fase di spruzzatura. Considerando suddette considerazioni il time-step della simulazione è stato il seguente:

| Time-step [s] | Fase  |
|---------------|---|
| 0,0001        | Inizio della colata ( $t < 0,2s$ )                    |
| 0,01          | Fase di colata ( $0,2s \leq t \leq t_{END\_colata}$ ) |
| 0,001         | Fase di spruzzatura                                   |

## Stabilità termica di ciclo

Con il termine “stabilità termica” si intende la condizione che sussiste tra due cicli consecutivi di pressocolata per la quale la temperatura media dello stampo non varia alla fine di ogni ciclo.

Durante l’esecuzione di più cicli reali di pressocolata ci si aspetta di ottenere una stabilità termica dello stampo tra un ciclo e il successivo. La temperatura dello stampo a fine ciclo deve essere uguale alla temperatura alla fine del ciclo precedente, altrimenti avremmo un cambiamento di temperatura media di ciclo dello stampo che comporterebbe il mancato riempimento dello stampo in caso di trend della temperatura media di ciclo discendente, oppure la mancata solidificazione del getto nel caso di trend ascendente della stessa temperatura, ovviamente mantenendo lo stesso tempo di ciclo.

Come condizione iniziale si impone la temperatura media di regime dell’acciaio a 523K come condizione iniziale, che genera una distribuzione omogenea di temperatura lungo la superficie. Lo stesso viene fatto per l’alluminio alla temperatura di 973K, come in figura 30

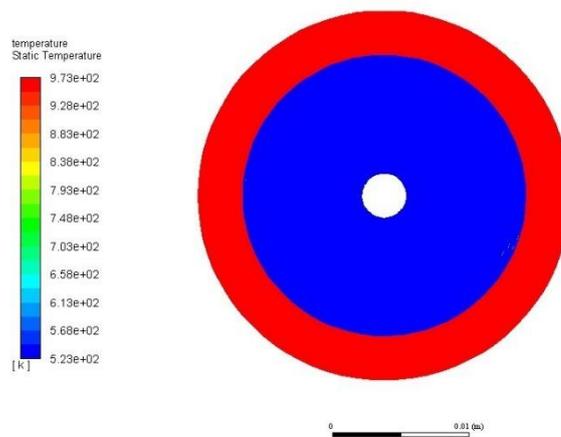


Figura 30: contour iniziale del disco

Nella realtà il campo iniziale di temperatura non è omogeneo, derivando dalle condizioni del ciclo di pressocolata precedente.

La stabilità del singolo ciclo è esplicitata dalle seguenti condizioni:

$$\begin{cases} Q_{IN} = Q_{OUT} \\ T_{start} = T_{end} \end{cases}$$

Per la prima condizione si specifica:

$Q_{IN} = Q_{alluminio}$  calore in ingresso dall’alluminio all’acciaio durante la colata;

$Q_{OUT} = -(Q_{canale} + Q_{spruzzatura})$  calore asportato all'acciaio in entrambe le fasi.

Quindi imporre il calore in ingresso uguale a quello in uscita implica asportare per spruzzatura il calore in ingresso durante la colata, al netto di quello asportato dal canale.

$$Q_{spruzzatura} = |Q_{OUT} - Q_{canale}|$$

La limitazione del calore in asportazione durante la spruzzatura è impostata attraverso un monitoraggio della simulazione, che interrompe il calcolo in modo automatico quando il calore di spruzzatura ha riportato lo strato di acciaio all'energia di partenza.

La seconda condizione prevede la misurazione della temperatura media del disco e l'approccio da utilizzare è differente rispetto alla prima condizione, perché alla fine della simulazione il campo di temperatura assume un valore non omogeneo lungo la superficie dell'acciaio. Perciò si sono monitorate le temperature medie del tubo in acciaio affinché queste ritornassero ai valori di inizio simulazione, prima della colata di alluminio.

Si può notare dal grafico in figura 31

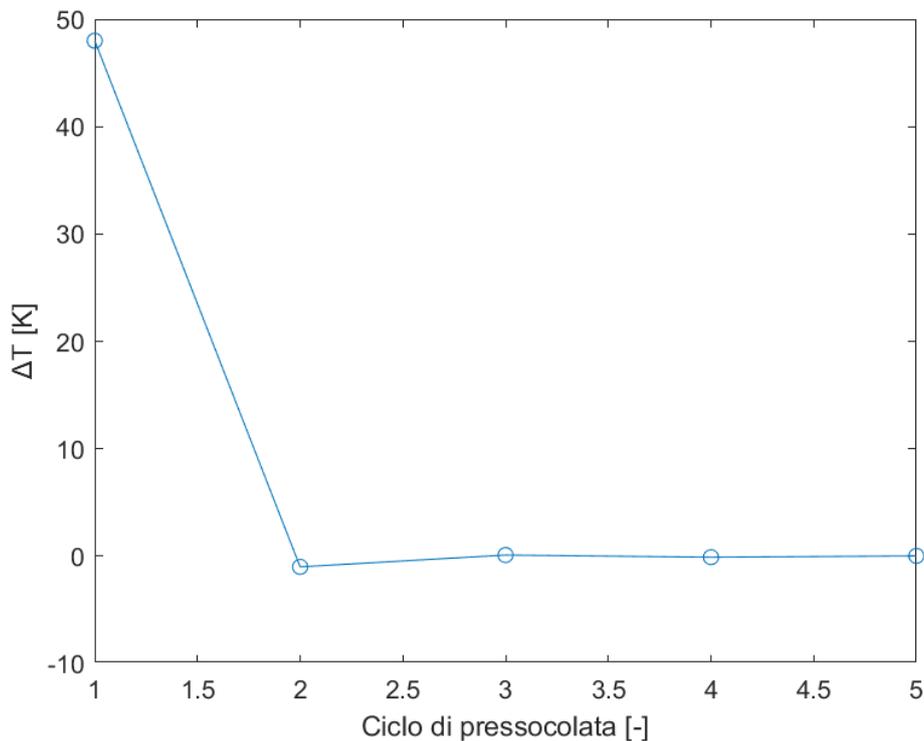


Figura 31: stabilità termica del ciclo

Il grafico mostra che, per ogni singola geometria, la differenza tra le temperature iniziali e finali di cicli simulati in successione si annulla, o quasi, già al secondo ciclo. Al primo ciclo la temperatura iniziale è settata a priori, in base ai dati di fonderia sull'irregimentazione

degli stampi [3]. Già al secondo ciclo si ottengono dei valori molto più limitati di delta. Si è scelto come ciclo stabile il terzo per via del  $\Delta T$  molto prossimo a valori nulli.

Mentre per la condizione sul calore è possibile risolvere il problema in modo automatico per la condizione sulla temperatura è necessario triplicare il tempo di calcolo del disco. La stabilità termica è una condizione onerosa dal punto di vista di calcolo, ma necessaria per migliorare la modellizzazione del fenomeno in analisi.

## Setup del modello strutturale

L'impostazione del problema strutturale differisce da quella termodinamica a partire dal software utilizzato. La mesh del modello termodinamico e quella considerata per lo strutturale sono differenti: nella prima il software impiega volumi finiti, nella seconda si hanno degli elementi finiti (Finite Element Method). Difatti nello schema in figura 17 soltanto le geometrie sono state condivise tra i due modelli.

Come già accennato nell'introduzione l'analisi del disco bidimensionale deve rappresentare il modello di un tubo indefinitamente lungo e assial-simmetrico, per evitare effetti di bordo e applicazione di vincoli esterni. Il disco ne rappresenta una sezione intermedia.

Questo tipo di analisi è riconducibile ad uno stato piano di deformazione, che rispetta le seguenti equazioni [18]:

$$\begin{aligned}\varepsilon_z &= 0 \\ w &= 0\end{aligned}$$

La deformazione piana di un elemento 2D rappresenta un caso particolare di problema piano in cui sia le deformazioni che gli spostamenti nella direzione uscente dal piano sono nulli. L'ipotesi di stato di deformazione piano è spesso applicabile per elementi di spessore elevato, in cui si ottengono delle elevate tensioni perpendicolari al piano che evitano lo spostamento in quella direzione. Dunque tale ipotesi introduce implicitamente una condizione di vincolo nella direzione uscente dal piano.

Le tensioni normali e di taglio lungo il piano di deformazione si possono calcolare come segue:

$$\begin{aligned}\sigma_x &= E \frac{(1-\nu)\varepsilon_x + \nu\varepsilon_y}{(1+\nu)(1-2\nu)} \\ \sigma_y &= E \frac{(1-\nu)\varepsilon_y + \nu\varepsilon_x}{(1+\nu)(1-2\nu)} \\ \tau_{xy} &= \frac{E}{2(1+\nu)} \gamma_{xy}\end{aligned}$$

La tensione ortogonale al piano  $\sigma_z$  assume il seguente valore:

$$\sigma_z = \nu E \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{(1+\nu)(1-2\nu)} = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$$

## Mesh

La condizione di stato piano di deformazione è ottenuta mediante l'introduzione di un elemento piano nella mesh: elemento PLANE182. Tale elemento [19] si utilizza per le analisi 2D di strutture solide. E' definito da 4 nodi per ogni elemento, per ogni nodo si dispongono di due gradi di liberta (DOFs): la traslazione nodale nella direzione x ed y, rispettivamente chiamati UX e UY.

Tra le tipologie di analisi tollerate dall'elemento ci sono plasticità, grandi deformazioni e grandi spostamenti.

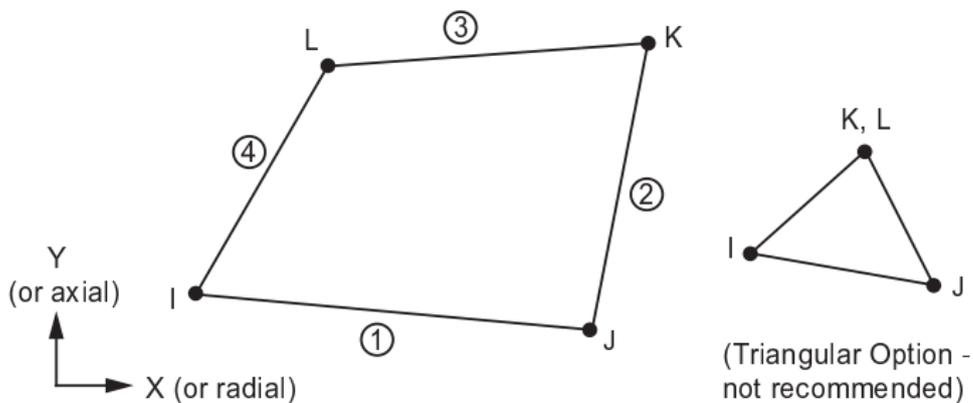


Figura 32:elemento PLANE182

In figura 32 è mostrata un'immagine dell'elemento nelle due shape Quad e Tri.

La shape triangolare esclude un nodo dalla sua configurazione standard, ma per la geometria del disco si è scelta la shape di tipo Quad.

Ogni elemento FEM è compatibile con determinati input di analisi. L'elemento PLANE182 possiede tra i requisiti di input la presenza di un materiale con proprietà ortotrope, per questo motivo è necessaria la modifica del modello del materiale affinché le caratteristiche siano nulle nella direzione z (ortogonale al piano del disco bidimensionale).

La tipologia dello stato tensionale di un elemento 2D viene definita dalle Keyoption.

Nell'analisi in esame le Keyoption attivate sono:

- Keyoption(1) =2;
- Keyoption(3) =2;
- Keyoption(6) =0.

La Key(1) definisce la tecnologia dell'elemento, se impostata a valore 2 si attiva l'enhanced strain formulation, ossia una funzione utile ad evitare il fenomeno di Shear Locking introducendo gradi di libertà quando necessario.

La Key(3) definisce il comportamento dell'elemento, attraverso questa funzione si può impostare la tipologia di stato di deformazione: il valore 2 si traduce in stato di deformazione piana.

La Key(6) imposta la formulazione dell'elemento, se non ci sono particolari requisiti viene settata di default al valore 0 che imposta una formulazione di puro spostamento.

La determinazione delle suddivisioni della geometria bidimensionale è avvenuta per convergenza, la mesh del modello termodinamico non è adatta anche per il modello strutturale. E' stata necessaria un'analisi Input/Output per diminuire la variabilità dei risultati.

L'analisi Input/Output è utile nel caso in cui si vuole analizzare come, al variare dei parametri in input, si ottengono differenti output del sistema. Nel caso in analisi gli input sono le suddivisioni delle circonferenze della mesh e della linea del Bias, con riferimento alla figura 28. Il parametro in output di interesse è la tensione circonferenziale sulla superficie esterna dell'acciaio, punto più sollecitato della struttura. Un secondo parametro di output analizzato è il numero di elementi.

I risultati dell'analisi di convergenza sono mostrati di seguito nei grafici in figura 33 e 34

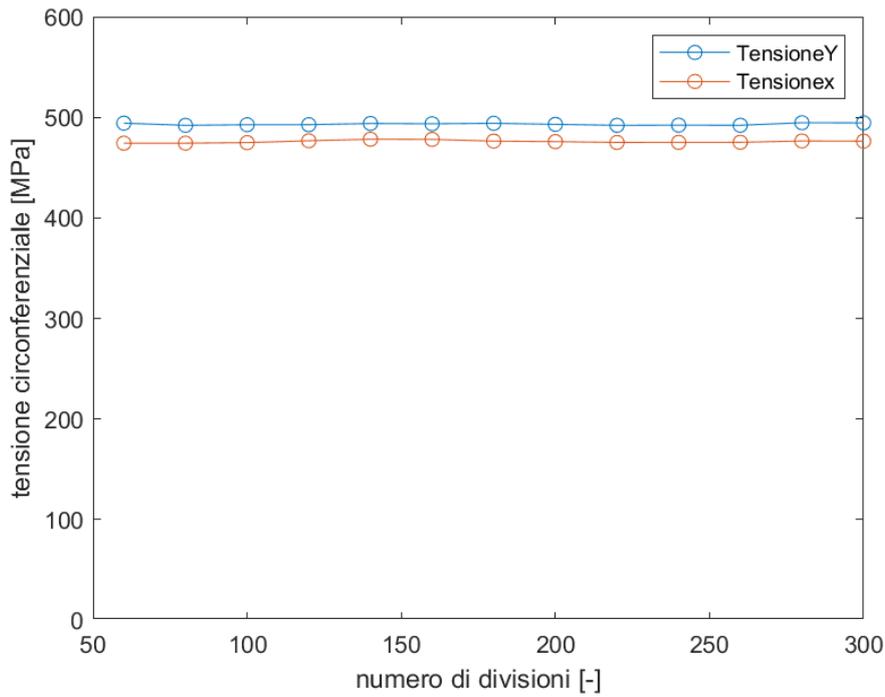


Figura 33: convergenza della mesh, tensioni circonferenziali

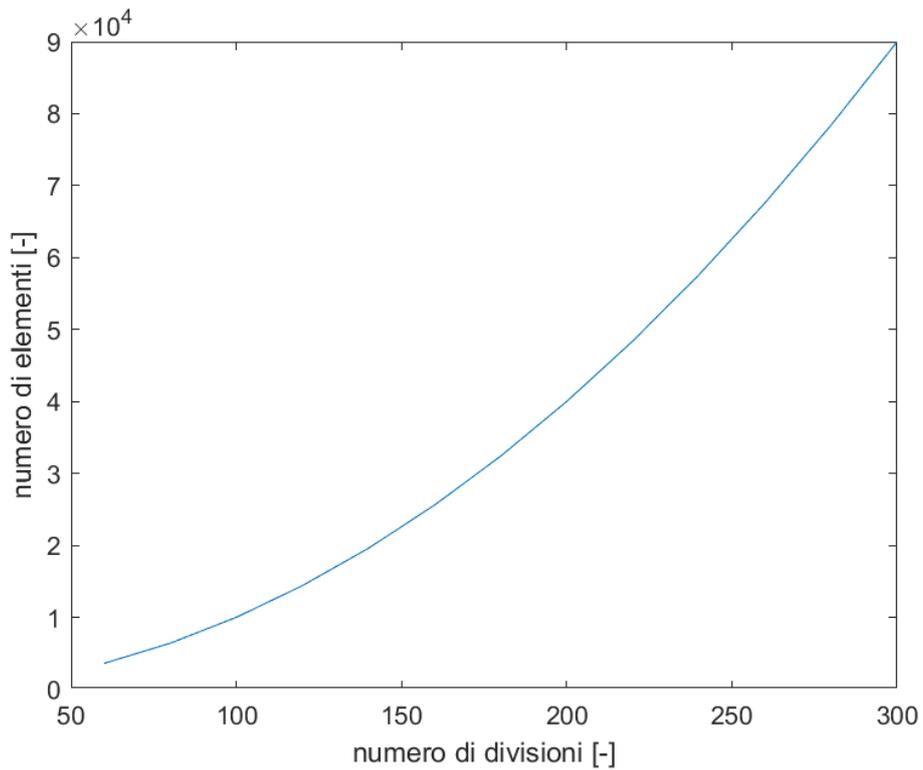


Figura 34: convergenza della mesh, numero di elementi

I risultati della tensione circonferenziale sono costanti per ogni suddivisione delle circonferenze e della linea del BIAS della mesh.

La scelta del numero delle suddivisioni della mesh per le geometrie è di 140. Considerare un numero di discretizzazioni minore può portare il risultato ad una variazione significativa,

mentre incrementare le suddivisioni diminuisce la qualità degli elementi della mesh sulla circonferenza più esterna, che risultano schiacciati al bordo. Inoltre il numero di elementi aumenta parabolicamente con le suddivisioni e ciò incrementa l'onerosità del calcolo.

## Risultati

La simulazione fluidodinamica ha permesso di generare ed esportare il campo di temperatura nel modulo di calcolo strutturale.

In figura 35 il campo termico a fine colata e fine spruzzatura di una generica geometria.

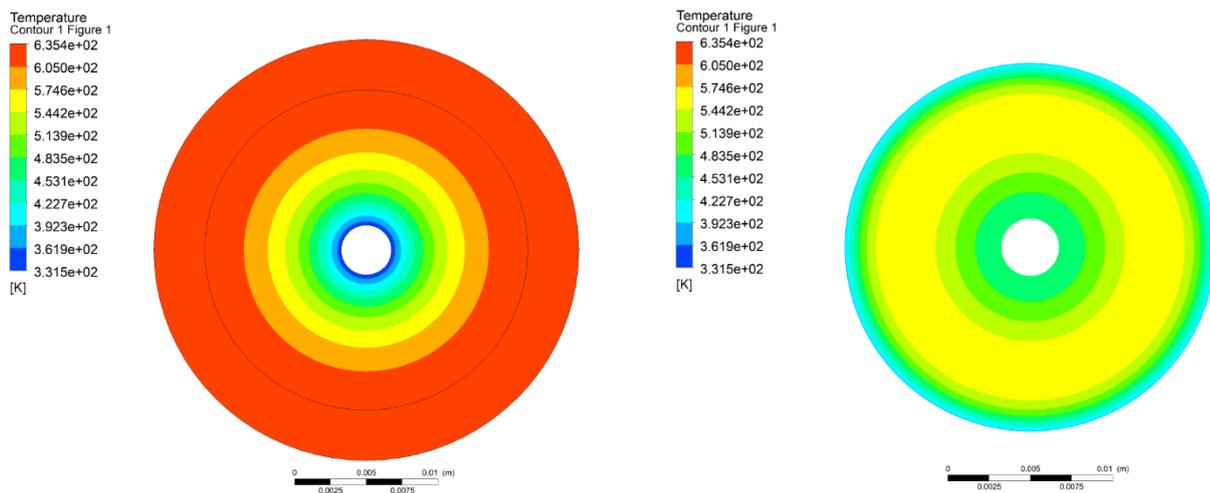


Figura 35: disco a fine colata e fine spruzzatura

Nel profilo di sinistra in figura 35 si può osservare una temperatura uniforme e alta nella circonferenza esterna dell'acciaio. La distinzione tra il dominio dell'acciaio e dell'alluminio non è netta per via della stessa temperatura a cui questi si trovano. La Boundary condition di "coupling" tra le due superfici a contatto nell'interfaccia alluminio-acciaio permette il passaggio di calore e quindi uno stesso livello termico durante il transitorio tra le due facce. Nella circonferenza più interna la temperatura è fissata a 331,5K dal canale di raffreddamento, in cui l'acqua circola ad una temperatura molto inferiore rispetto a quella dell'acciaio asportando calore.

Nel secondo profilo di destra è avvenuta l'estrazione del getto di alluminio e per questo motivo non è visibile la corona circolare esterna. Le temperature dell'acciaio sono ridotte rispetto a quelle della prima fase per via del calore in asportazione dalla spruzzatura. La circonferenza esterna dell'acciaio è più fredda di quella interna del canale per l'azione diretta che la spruzzatura ha sullo strato esposto dell'inserto.

Il canale di raffreddamento è adiabatico, l'acqua di raffreddamento del canale non circola durante la fase di refrigerazione dello stampo. Lo strato di acciaio in prossimità del canale è

comunque freddo rispetto gli strati interni e continua a richiamare a sé del calore per uniformare la temperatura.

I seguenti risultati sono stati rilevati in una sonda (probe) posta sulla circonferenza più esterna dell'acciaio, punto più sollecitato della struttura bidimensionale. In figura 36 è mostrata la posizione della sonda nel disco.

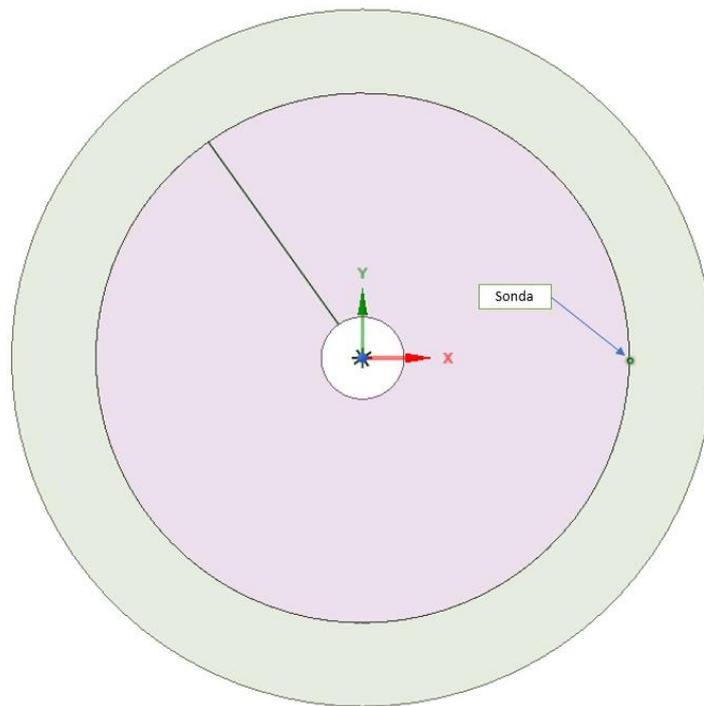


Figura 36: Sonda nel punto più sollecitato del disco

Risultati del modello termodinamico:

| Acciaio Maraging  | Tempo di colata [s] | Tempo di spruzzatura [s] | Tempo di solidificazione alluminio [s] | Calore sottratto dal canale [kJ] | Calore sottratto dalla spruzzatura [kJ] | Carico termico [kJ] | Geometria |
|---|---------------------|--------------------------|--|----------------------------------|---|---------------------|-----------|
| Temperatura media di estrazione del getto fissata a 370°C |                     |                          |  |                                  |   |                     |           |
|   | 18,95               | 0,315                    | 6,6                                    | 443,6                            | 76,03                                   | 520                 | 1         |
|   | 20,1                | 0,566                    | 4,2                                    | 388,68                           | 131,08                                  | 520                 | 2         |
|   | 21,25               | 0,357                    | 7,55                                   | 442,07                           | 77,66                                   | 520                 | 3         |
|   | 22,35               | 0,626                    | 4,6                                    | 386,55                           | 133,23                                  | 520                 | 4         |
| Temperatura media di estrazione del getto fissata a 420°C |                     |                          |  |                                  |   |                     |           |
|   | 12,7                | 0,855                    | 6,3                                    | 309,2                            | 157,13                                  | 466                 | 1         |
|   | 11,05               | 1,413                    | 3,7                                    | 212,86                           | 253,5                                   | 466                 | 2         |
|   | 14,4                | 0,906                    | 7,2                                    | 311,7                            | 154,78                                  | 466                 | 3         |
|   | 12,5                | 1,495                    | 4,15                                   | 215,3                            | 251,2                                   | 466                 | 4         |

| Acciaio H11   | Tempo di colata [s] | Tempo di spruzzatura [s] | Tempo di solidificazione alluminio [s] | Calore sottratto dal canale [kJ] | Calore sottratto dalla spruzzatura [kJ] | Carico termico [kJ] | Geometria |
|---|---------------------|--------------------------|--|----------------------------------|---|---------------------|-----------|
| Temperatura media di estrazione del getto fissata a 370°C |                     |                          |  |                                  |   |                     |           |
|   | 11,75               | 0,3                      | 3,95                                   | 440,8                            | 78,77                                   | 520                 | 1         |
|   | 12,35               | 0,447                    | 2,4                                    | 383,9                            | 136,14                                  | 520                 | 2         |
|   | 13,15               | 0,326                    | 4,45                                   | 438,3                            | 81,2                                    | 520                 | 3         |
|   | 13,7                | 0,491                    | 2,65                                   | 380,53                           | 139,32                                  | 520                 | 4         |
| Temperatura media di estrazione del getto fissata a 420°C |                     |                          |  |                                  |   |                     |           |
|   | 7,8                 | 0,677                    | 3,7                                    | 302,31                           | 164,02                                  | 466                 | 1         |
|   | 6,55                | 1,037                    | 2,15                                   | 200,32                           | 266                                     | 466                 | 2         |
|   | 8,8                 | 0,716                    | 4,2                                    | 302,86                           | 163,71                                  | 466                 | 3         |
|   | 7,4                 | 1,093                    | 2,4                                    | 201,77                           | 264,9                                   | 466                 | 4         |

Risultati del modello strutturale:

| Acciaio H11   | $\sigma_{max}$ [MPa]                                      | $\sigma_{min}$ [MPa] | $\varepsilon_{max}$ [-] | $\varepsilon_{min}$ [-] | Geometria |
|---|---|----------------------|-------------------------|-------------------------|-----------|
|   | Temperatura media di estrazione del getto fissata a 370°C |                      |                         |                         |           |
|   | 362,29  | -691,29              | 0,001561                | -0,0041764              | 1         |
|   | 443,17  | -717,42              | 0,0018922               | -0,0043066              | 2         |
|   | 385,29  | -681,14              | 0,0016548               | -0,0041147              | 3         |
|   | 452,58  | -710,3               | 0,0019323               | -0,0042621              | 4         |
| Temperatura media di estrazione del getto fissata a 420°C |   |                      |                         |                         |           |
|   | 475,97  | -684,49              | 2,03E-03                | -4,12E-03               | 1         |
|   | 516,17  | -716,66              | 2,21E-03                | -4,29E-03               | 2         |
|   | 485,09  | -678,04              | 2,07E-03                | -4,08E-03               | 3         |
|   | 538,23  | -708,15              | 2,30E-03                | -4,24E-03               | 4         |

| Acciaio Maraging  | $\sigma_{max}$ [MPa]                                      | $\sigma_{min}$ [MPa] | $\varepsilon_{max}$ [-] | $\varepsilon_{min}$ [-] | Geometria |
|---|---|----------------------|-------------------------|-------------------------|-----------|
|   | Temperatura media di estrazione del getto fissata a 370°C |                      |                         |                         |           |
|   | 348,31  | -524,22              | 1,67E-03                | -3,92E-03               | 1         |
|   | 403,36  | -545,7               | 1,92E-03                | -4,06E-03               | 2         |
|   | 382,36  | -517,62              | 1,82E-03                | -3,87E-03               | 3         |
|   | 414,33  | -541,9               | 1,97E-03                | -4,03E-03               | 4         |
| Temperatura media di estrazione del getto fissata a 420°C |   |                      |                         |                         |           |
|   | 451,71  | -523,91              | 2,15E-03                | -3,91E-03               | 1         |
|   | 489,55  | -543,87              | 2,33E-03                | -4,04E-03               | 2         |
|   | 462,58  | -517,28              | 2,20E-03                | -3,86E-03               | 3         |
|   | 504,76  | -541,83              | 2,40E-03                | -4,02E-03               | 4         |

I risultati sono stati estratti per una selezione di geometrie in modo tale da poter considerare gli effetti dello spessore di acciaio, del canale di raffreddamento e della temperatura di estrazione del getto. La grandezza che ha risentito della variazione di quest'ultimi parametri è il calore che l'acciaio ha accumulato nella fase di colata, ossia il calore asportato per spruzzatura.

Per una data temperatura di estrazione del getto è stato possibile mantenere il carico termico in ingresso, inteso come calore scambiato tra acciaio e alluminio, costante per ogni geometria. Ciò è stato possibile mantenendo costante l'area della corona circolare intorno al disco di acciaio. La struttura è bidimensionale, fissata la temperatura di estrazione del getto, l'alluminio si raffredda fino a perdere una data quantità di calore che cede per scambio termico all'acciaio. Alla temperatura di estrazione di 370°C corrisponde il carico termico di 520kJ, mentre per la temperatura di 420°C il carico termico ammonta a 466kJ.

L'accoppiamento dell'analisi termodinamica e strutturale ha evidenziato che, all'aumentare del calore accumulato dallo spessore di acciaio, corrisponde un aumento della trazione massima, dal grafico seguente in figura 37

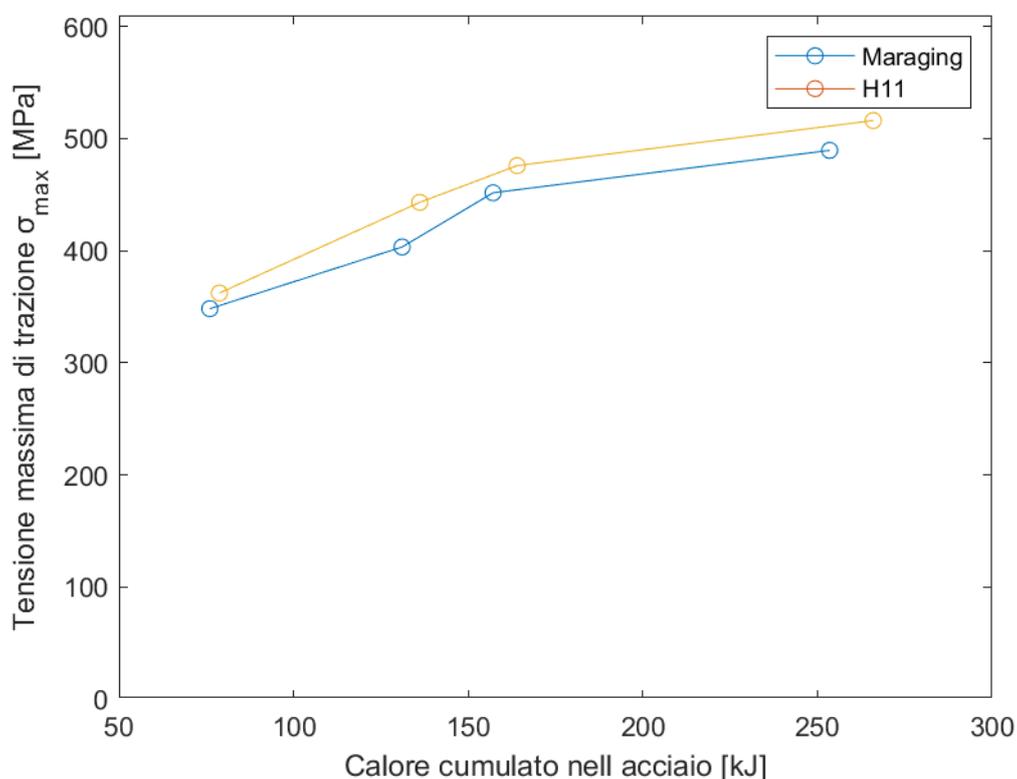


Figura 37: trazione massima vs calore sottratto da spruzzatura

Dalle tabelle dei risultati dell'analisi termodinamica si nota che il carico termico in ingresso nello strato di acciaio viene distribuito tra calore asportato dalla spruzzatura e calore asportato dal canale. I tempi di colata sono molto maggiori di quelli di spruzzatura, ciò ha evidenziato un maggiore effetto del canale rispetto al calore asportato in spruzzatura.

Il calore derivante dall'alluminio si ripartisce in modo differente, in primo luogo le geometrie con spessore di acciaio più elevato trattengono il calore nello strato interno, poi asportato in spruzzatura. Inoltre l'aumento della temperatura di estrazione del getto ha diminuito il tempo di colata e quindi ha aumentato la quantità di calore asportato in spruzzatura piuttosto che quella sottratta dal canale.

La solidificazione del getto, valutata mediante la percentuale di frazione liquida, avviene velocemente per la maggior parte delle simulazioni. Si nota che la dimensione del canale di raffreddamento non influisce sulla solidificazione del getto quanto lo spessore di acciaio.

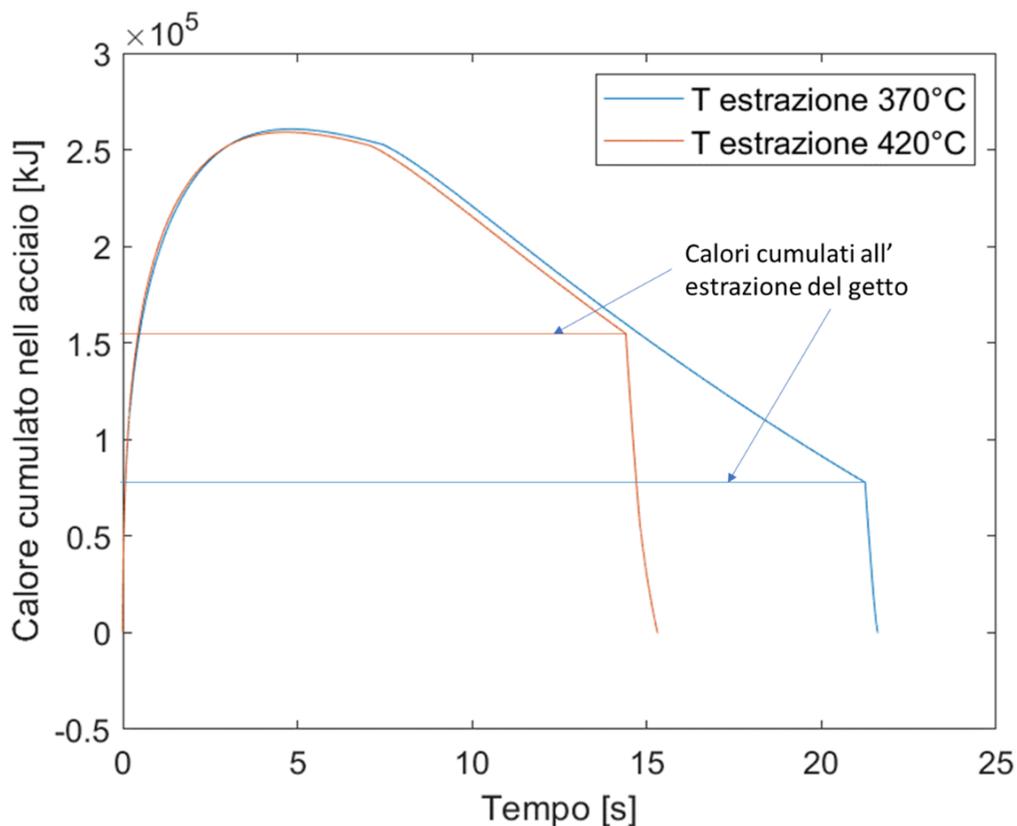


Figura 38: calore cumulato nel tempo per l'acciaio maraging, geometria 3

In figura 38 è mostrato il grafico raffigurante l'andamento temporale del calore cumulato nell'acciaio.

In una prima fase l'alluminio ha un effetto preponderante nello scambio termico, il rateo

con cui il fuso trasferisce calore all'acciaio è più alto rispetto a quello relativo all'asportazione di calore da parte del canale. Raggiunto il picco, il calore cumulato tende a decrescere: l'alluminio ha ceduto la maggior parte della quota energetica che possedeva all'acciaio e da questo momento in poi il canale di raffreddamento assume un ruolo più importante nella sottrazione di calore.

Il cambio di pendenza a circa 7 secondi di simulazione è dovuto alla solidificazione dell'alluminio: il passaggio dallo stato liquido a quello solido determina un cambiamento nella legge di scambio termico tra la corona circolare e il disco, in particolare si nota un decremento nella potenza termica trasmessa dall'alluminio per via della solidificazione del fuso.

Il calore cumulato nell'acciaio alla fine della fase di colata è corrispondente alla quantità asportata dalla spruzzatura. Dal grafico in figura 38 è visibilmente marcata la differenza tra le due quote di calore sottratte nella refrigerazione dello stampo per le due temperature.

#### Calcolo della vita a fatica

I risultati del calcolo del numero di cicli a fatica sono mostrati nelle seguenti tabelle:

|             | N [n° cicli]       | Geometria |
|-------------|--------------------|-----------|
| Acciaio H11 | T estrazione=370°C |           |
|             | 3420               | 1         |
|             | 2330               | 2         |
|             | 3325               | 3         |
|             | 2340               | 4         |
|             | T estrazione=420°C |           |
|             | 2425               | 1         |
|             | 1840               | 2         |
|             | 2420               | 3         |
|             | 1790               | 4         |

|                  | N [n° cicli]       | Geometria |
|------------------|--------------------|-----------|
| Acciaio Maraging | T estrazione=370°C |           |
|                  | 29000              | 1         |
|                  | 16000              | 2         |
|                  | 25000              | 3         |
|                  | 15750              | 4         |
|                  | T estrazione=420°C |           |
|                  | 10250              | 1         |
|                  | 7000               | 2         |
|                  | 10000              | 3         |
|                  | 6750               | 4         |

Il numero di cicli a cui il componente può essere sottoposto, prima che mostri cedimento, è influenzato da molti fattori come accennato dal capitolo introduttivo.

Il criterio scelto per la valutazione della vita a fatica è differente tra i due acciai:

- L'acciaio H11 denota una resistenza a fatica a basso numero di cicli (LCF). Il criterio adottato per la determinazione del numero di cicli è Basquin Manson Coffin;
- L'acciaio Maraging mostra un comportamento più resistente con numero di cicli elevato (HCF). Anche in questo caso si è adottato il criterio di Basquin Manson Coffin, ma tenendo in conto anche l'effetto della tensione media con la modificazione introdotta da Morrow.

Le curve relative ai test in controllo di deformazione ( $\epsilon - N$ ) sono disponibili per una limitata tipologia di materiali a limitate temperature. Nel caso in esame le curve ricavate in controllo di deformazione ( $\epsilon - N$ ) inizialmente disponibili sono: H11 (300°C), H11 (600°C) e Maraging (20°C).

I test vengono condotti a date temperature di esercizio e l'estrapolazione delle curve intermedie è attuata mediante opportune ipotesi.

Ipotesi attuate:

1. La temperatura durante il ciclo di pressocolata è variabile. Le curve di fatica considerate per il calcolo sono alle temperature medie integrali di ciclo, in questo caso approssimate come media ponderata, calcolata come segue:

$$\bar{T} = \frac{\sum_{i=1}^n T_i \Delta t_i}{\sum_{i=1}^n \Delta t_i}$$

Dove  $T_i$  e  $\Delta t_i$  rappresentano rispettivamente la temperatura ed il time-step relativi all' $i$ -esimo istante ed  $n$  è il numero di time-step totali eseguiti durante la simulazione. Tali temperature sono rappresentabili come la retta orizzontale che nel grafico delle temperature nel tempo approssima l'area sottesa ad un rettangolo. Nel grafico in figura 39 è mostrata la temperatura media integrale in corrispondenza del punto di

interesse nella circonferenza del disco.

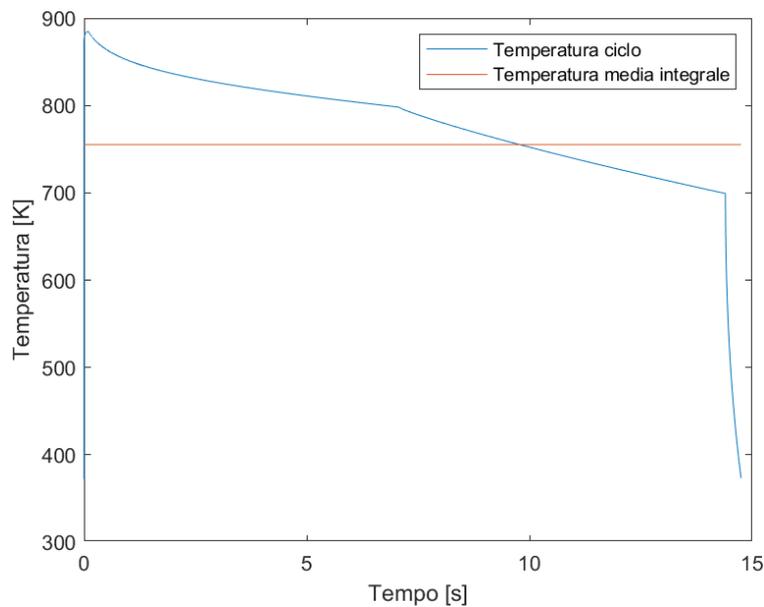


Figura 39: Temperatura media integrale di ciclo

2. Le curve mancanti per la determinazione della vita a fatica sono quelle relative alla temperatura media di ciclo per entrambi i materiali. Per ricavare tali curve si è ipotizzato che il decadimento della resistenza a fatica dell'H11, per via delle elevate temperature, è identico a quello dell'acciaio Maraging. In termini numerici:

$$\frac{(\varepsilon - N)_{Maraging_{600^{\circ}C}}}{(\varepsilon - N)_{Maraging_{20^{\circ}C}}} = \frac{(\varepsilon - N)_{H11_{600^{\circ}C}}}{(\varepsilon - N)_{H11_{20^{\circ}C}}}$$

Le temperature medie integrali sono di circa 482°C (755K) per entrambe i materiali. Per la curva dell'H11 a 20°C e le due curve a 482°C si sono utilizzate delle interpolazioni lineari a partire dalle due curve disponibili per ogni materiale.

Di seguito vengono mostrate le curve ottenute da articoli scientifici e quelle ricavate alla temperatura media di ciclo. [20]

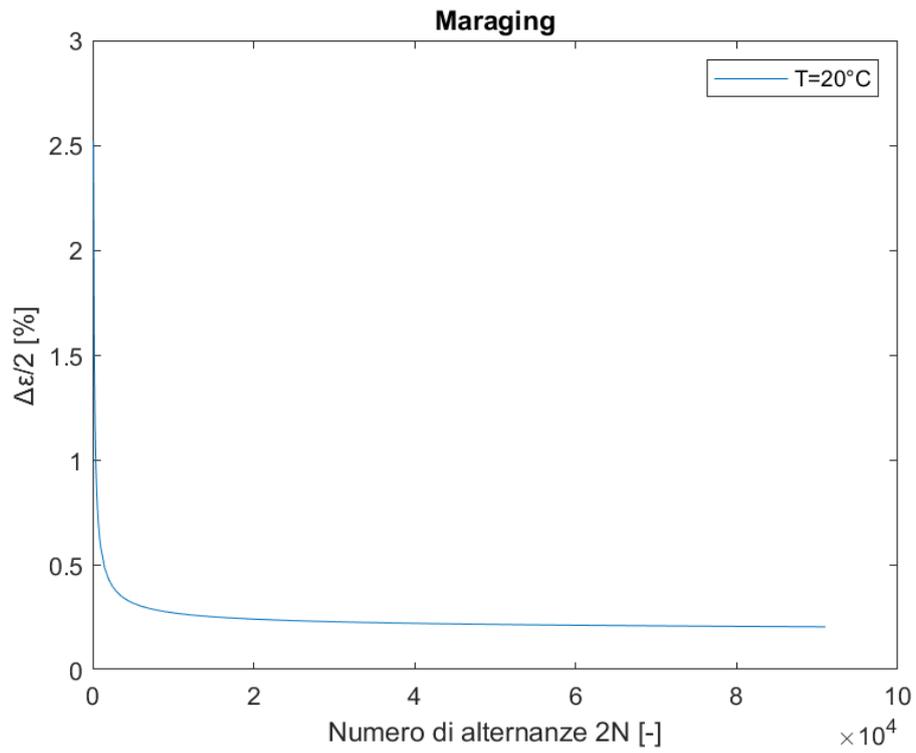


Figura 40: curva Basquin Manson Coffin Maraging a 20°C

[21]

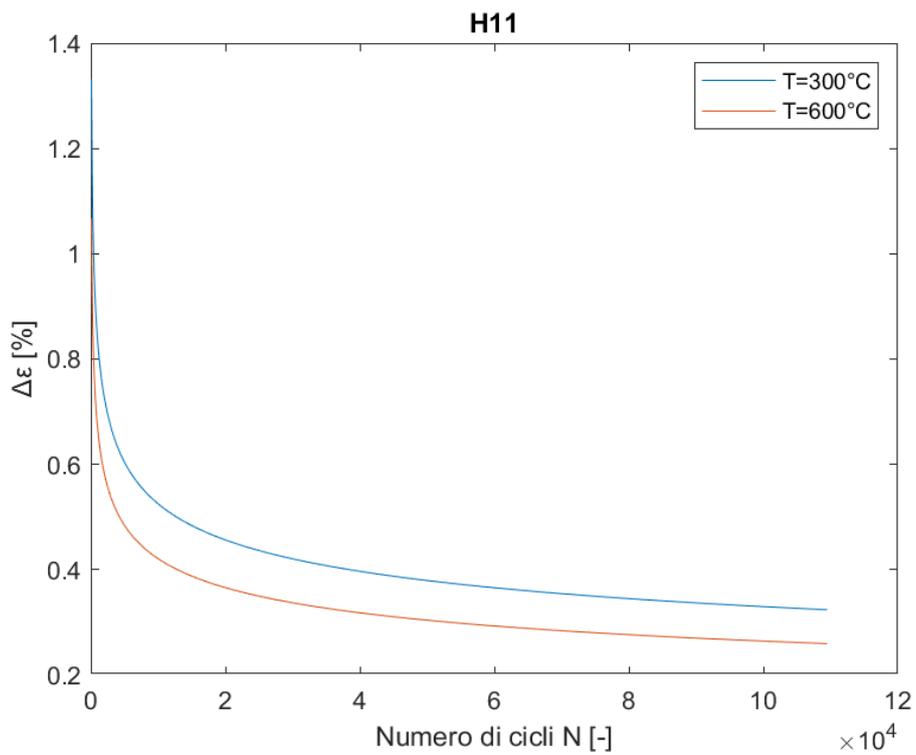


Figura 41: curve Basquin Manson Coffin H11 a 300°C e 600°C

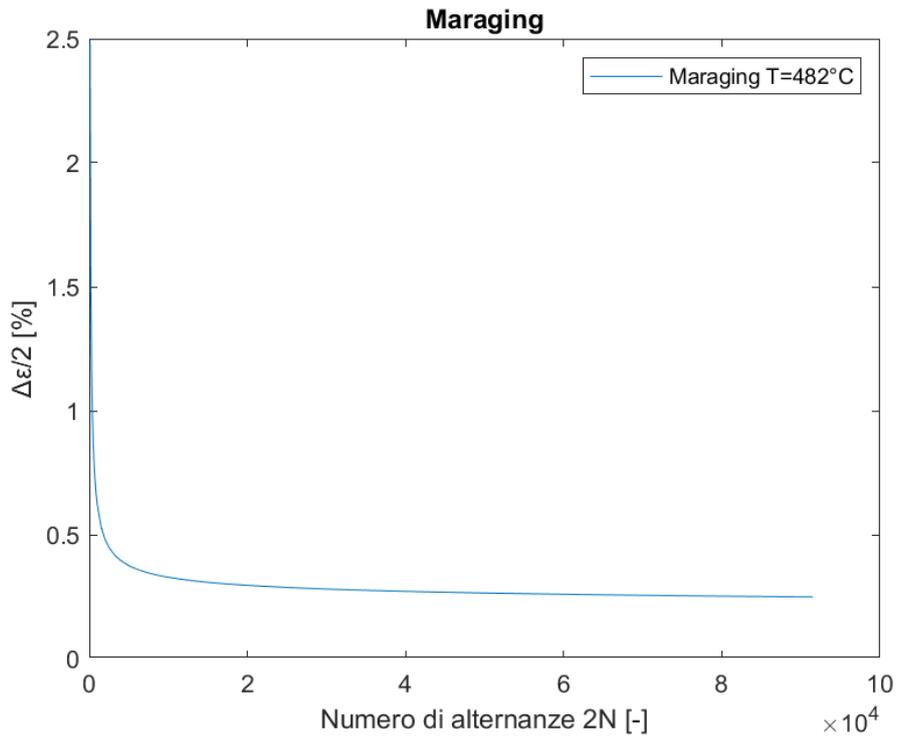


Figura 42: Curva Basquin Manson Coffin Maraging a 482°C

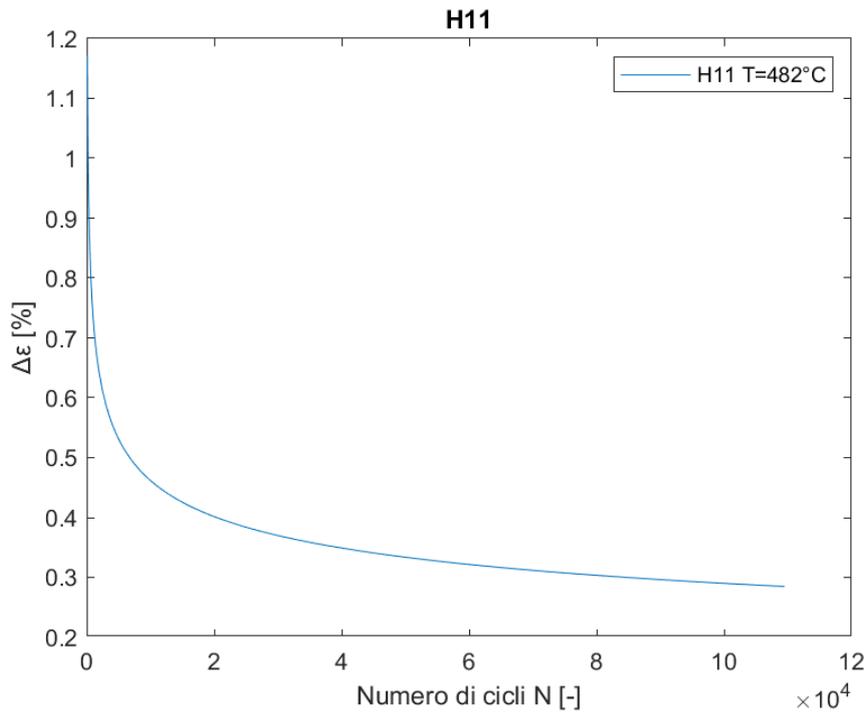


Figura 43: Curva Basquin Manson Coffin H11 a 482°C

Si nota dai grafici sopra mostrati che le curve del Maraging hanno nell'asse delle ascisse il numero di alternanze  $2N$ , mentre le curve relative all'acciaio H11 il numero di cicli  $N$ . Il

numero di cicli fornisce direttamente la grandezza desiderata, per le alternanze è necessario dividere per il fattore 2 la grandezza in uscita. Analogamente si trovano nelle ordinate l'ampiezza totale di oscillazione  $\Delta\varepsilon$  e l'ampiezza dell'alternanza  $\Delta\varepsilon/2$ .

Il criterio di Morrow introdotto per l'acciaio Maraging è stato implementato con la tensione media nell'equazione della curva a 482°C.

Le tensioni medie si calcolano come segue:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}$$

I cicli di pressocolata sono caratterizzati da sforzi di compressione più elevati degli sforzi di trazione e dunque la tensione media risultante è negativa di compressione, ma di modulo limitato.

| Maraging         | T estrazione 370°C |     |     |     | T estrazione 420°C |     |     |     |
|------------------|--------------------|-----|-----|-----|--------------------|-----|-----|-----|
| Geometrie        | 1                  | 2   | 3   | 4   | 1                  | 2   | 3   | 4   |
| $\sigma_m$ [MPa] | -88                | -71 | -68 | -64 | -36                | -27 | -27 | -19 |

Richiamando la formulazione della legge di deformazione secondo Morrow:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \varepsilon'_f (2N)^c + \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} (2N)^b$$

è necessaria l'extrapolazione dei parametri  $\varepsilon'_f$ ,  $\sigma'_f$ ,  $b$  e  $c$  dalla curva del Maraging a 482°C.

Il modulo di Young è invece noto per quella temperatura.

|                   |          |
|-------------------|----------|
| $\varepsilon'_f$  | 1,20     |
| E (482°C) [MPa]   | 144484,6 |
| b                 | -0,083   |
| c                 | -0,883   |
| $\sigma'_f$ [Mpa] | 910,13   |

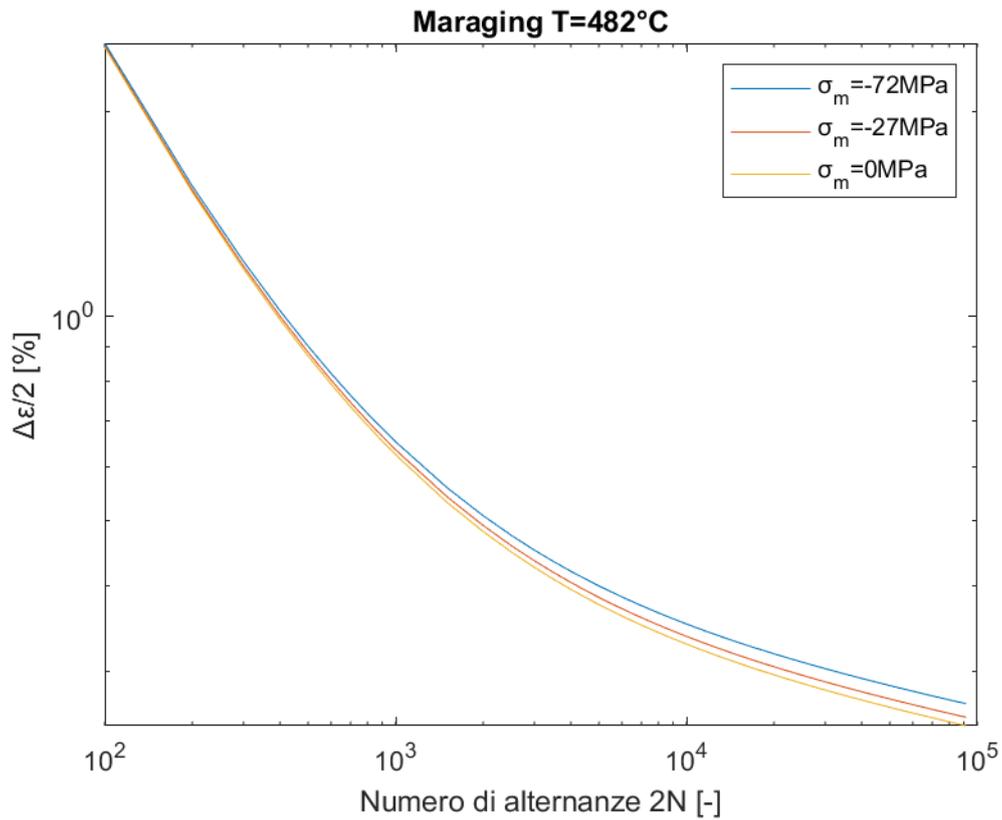


Figura 44: Curve di Morrow per il Maraging a 482°C con tensione media variabile

L'effetto della tensione media incide nell'area con elevato numero di cicli.

Nel grafico doppio logaritmico mostrato in figura 44 non sono presenti 8 curve, ossia una per ogni valore di tensione media. Per semplicità si sono considerate due tensioni medie, una relativa alla media aritmetica per la prima temperatura di estrazione del getto e una per la seconda temperatura. Tale decisione è dovuta alla poca differenza che i valori di tensione media mostrano a parità di temperatura di estrazione dell'alluminio.

## Analisi dei risultati

I valori ottenuti dal calcolo della vita a fatica per la struttura bidimensionale riportano una maggiore resistenza dell'acciaio Maraging rispetto all'acciaio H11 per tutti i valori di calore cumulato nel disco.

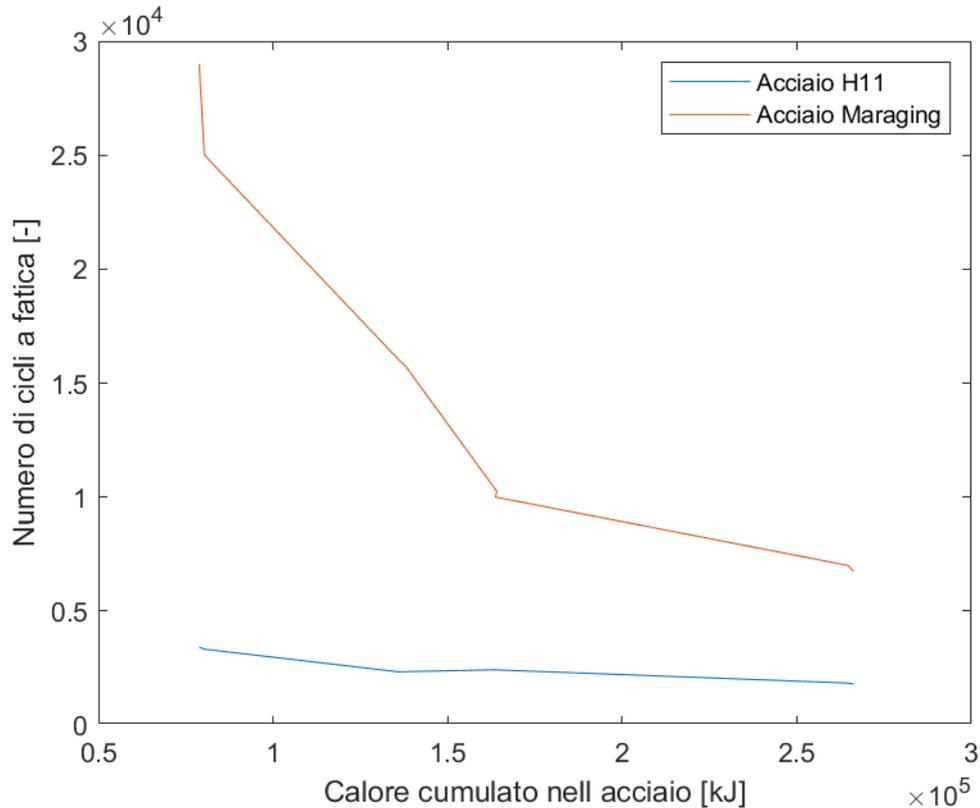


Figura 45: confronto vita a fatica degli acciai al variare del calore cumulato

Le pendenze dell'acciaio Maraging sono più elevate rispetto quelle dell'H11. Al crescere del calore cumulato nell'acciaio si nota una decrescita nella differenza tra le due curve. Mentre la durata dell'acciaio H11 si colloca interamente nella zona di Low Cycle Fatigue, per l'acciaio Maraging le durate a fatica si attestano tra la zona di HCF e quella di LCF. L'applicazione del criterio di Morrow ha influito innalzando i valori della durata dove erano molto elevati. Questo può giustificare la notevole differenza tra le due curve nella zona a basso calore cumulato solo in parte.

La principale causa a cui si può attribuire una differenza di prestazione tra i due materiali è la differenza nelle caratteristiche termiche e meccaniche che questi mostrano:

- Da una parte la maggiore conducibilità termica esibita dall'acciaio H11 genera una temperatura più uniforme durante le fasi di pressocolata, che si traduce in una minore tensione di trazione e compressione per via del ridotto gradiente termico tra gli strati adiacenti nell'acciaio.
- Dall'altra parte anche il coefficiente di dilatazione termica è maggiore nell'acciaio H11. Questo fattore però porta uno svantaggio nella tensione risultante dalle fasi di colata e spruzzatura, poiché l'andamento della deformazione termica è direttamente proporzionale al coefficiente di dilatazione  $\alpha$ .
- Per ultimo si nota, dalla modellazione della zona plastica delle curve tensione deformazione, che l'acciaio H11 alle alte temperature tende ad ottenere una plasticizzazione maggiore rispetto all'acciaio Maraging, che denota un tratto plastico molto limitato.

Le curve del Basquin Manson Coffin ottenute dalla letteratura hanno evidenziato, attraverso i risultati della vita a fatica, che il comportamento nel campo plastico e il coefficiente di dilatazione termica del materiale incidono sul numero di cicli a rottura più di quanto non faccia la conducibilità termica.

Il parametro relativo al calore cumulato nell'acciaio è posto in ascissa nel precedente grafico ed è la grandezza con cui si mostra la variabilità dei risultati in output. Il calore cumulato nell'acciaio dipende dagli effetti legati alla geometria della struttura bidimensionale (diametro del canale di raffreddamento e spessore dell'acciaio) e dalle temperature di estrazione del getto.

La temperatura di estrazione del getto, come mostrato in figura 38, è direttamente proporzionale al calore cumulato nell'acciaio per via della diminuzione del tempo di colata, quindi della riduzione dell'effetto di sottrazione di calore da parte del canale che in una fase, successiva al picco del calore cumulato, è predominante rispetto all'adduzione di calore da parte del getto.

La dimensione del canale di raffreddamento e dello spessore di acciaio non hanno lo stesso peso, questo viene mostrato nei seguenti grafici a superficie in figura 46 e 47.

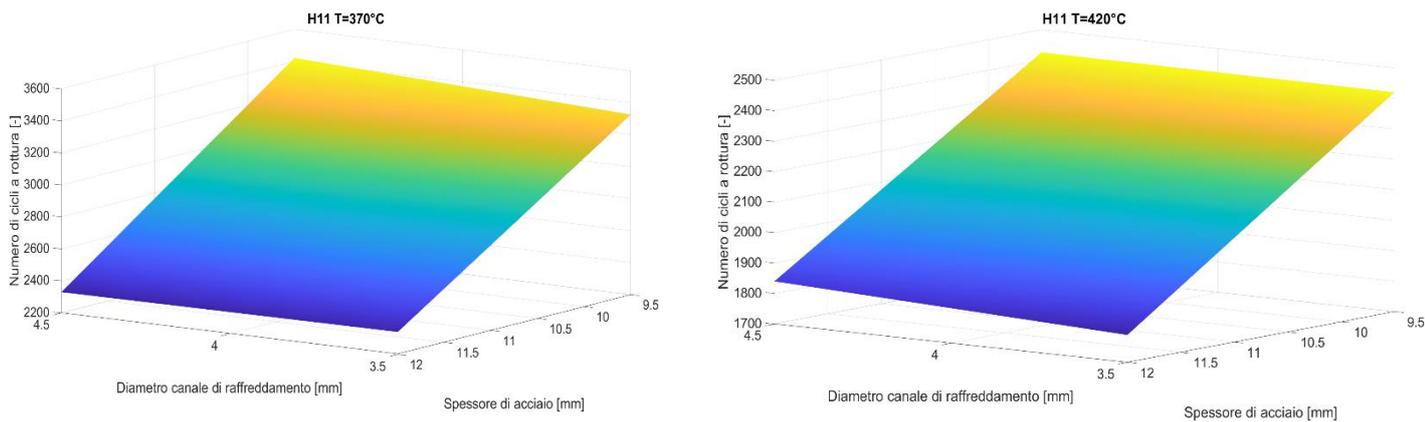


Figura 46: superfici relative all'acciaio H11 con le due differenti temperature di estrazione del getto, a sinistra  $T=370^{\circ}\text{C}$ , a destra  $T=420^{\circ}\text{C}$

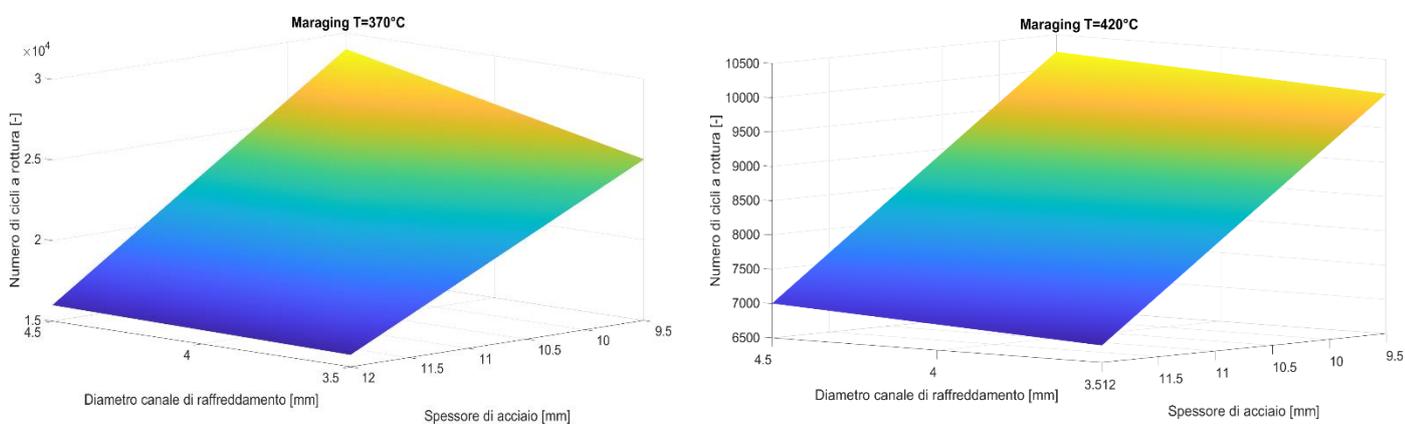


Figura 47: superfici relative all'acciaio Maraging per le due temperature di estrazione del getto, a sinistra  $T=370^{\circ}\text{C}$ , a destra  $T=420^{\circ}\text{C}$

Le superfici mostrano nell'asse Z il numero di cicli a rottura del componente, negli assi del piano, X e Y, troviamo rispettivamente il diametro del canale di raffreddamento e lo spessore di acciaio.

La pendenza della superficie è influenzata in entrambe le direzioni, ma l'effetto dell'aumento dello spessore di acciaio è preponderante rispetto a quello dell'aumento del diametro del canale; in particolare si nota una proporzionalità inversa tra lo spessore di acciaio e il numero di cicli a cedimento per fatica.

L'aumento dello spessore di acciaio infatti è connesso all'aumento del calore che l'inserto cumula durante la fase di colata, perciò è vero che aumentando lo spessore di acciaio più calore resta nello strato interno dell'inserto e conseguentemente la vita a fatica del componente si riduce per via della maggior quota di calore che viene asportata nella fase di spruzzatura.

Tale risultato si rileva anche all'aumentare del diametro del canale. Come si può notare, però, per il canale di raffreddamento le pendenze della superficie sono molto più basse. La condizione per la quale anche il canale di raffreddamento possiede una elevata incidenza nella vita a fatica risultante è la pressocolata con una temperatura di estrazione dell'alluminio più contenuta e con spessore di acciaio più basso (9,5mm). In queste condizioni più che nelle altre il canale è più efficace nell'estrazione di calore. Difatti si nota che nelle superfici mostrate a sinistra per entrambi i materiali si ottiene un andamento di diretta proporzionalità tra il canale di raffreddamento e la vita dell'inserto in quella zona. Aumentando il diametro del canale di raffreddamento si aumenta la quota di calore che viene asportata durante la fase di colata, perciò si diminuisce il calore che si cumula durante questa fase. Di conseguenza, analogamente a quanto detto sopra, diminuisce la quota di calore che viene asportata dal flusso refrigerante della spruzzatura e la vita dell'inserto aumenta.

Questi ultimi risultati sono indipendenti dalla tipologia del materiale, se non per il fatto che la pendenza tra la dimensione del canale di raffreddamento e la vita a fatica per il maraging è più marcata rispetto a quella osservabile nell'acciaio H11.

Analogamente a quanto detto sopra, un design ottimale che possa incrementare la durata a fatica di un inserto per pressocolata di leghe di alluminio potrebbe prevedere in primo luogo uno spessore di acciaio contenuto ed in seguito un sistema di raffreddamento che asporti calore più velocemente durante la fase di colata, così da ridurre quanto più possibile la fase di spruzzatura per estrarre il calore in eccesso e riportare la stabilità termica nello stampo. Durante la fase di progettazione non è sempre possibile intervenire sulla forma e dimensione dell'acciaio, dipendendo questa eventualità dalla modificabilità del getto da realizzare; pertanto la condizione di diminuzione dello spessore dello strato di acciaio non è in generale realizzabile operando sulla forma esterna dell'inserto.

Al contrario, il sistema di raffreddamento è oggetto principale di studio dei componenti per pressocolata. L'applicazione dell'Additive Manufacturing mira all'aumento dell'asportazione di calore durante la fase di colata con lo scopo principale di ridurre i tempi di ciclo ed aumentare la qualità del getto. La realizzazione di canali di raffreddamento conformati alla geometria dell'inserto permetterebbe un raffreddamento dell'inserto più veloce e più omogeneo, in grado di incrementare la durata del componente in studio.

## Analisi 3D

A seguito dei risultati ottenuti per il modello virtuale è possibile utilizzare le informazioni ricavate dalla modellazione 2D e riadattarle per un modello tridimensionale.

L'obiettivo dell'analisi sul componente reale è di applicare la metodologia di calcolo numerico adottata in precedenza al fine di simulare un ciclo di pressocolata per l'inserito di dettaglio. Come nell'analisi preliminare svolta sul modello bidimensionale, anche in questo caso l'analisi volge sull'extrapolazione dei risultati della vita a fatica (in numero di cicli) per il fenomeno della fatica termica che intercorre nelle lavorazioni di pressocolata.

Nel caso reale l'inserito per stampi HPDC è sottoposto, oltre che a tensioni di compressione e trazione derivanti dalla termodinamica del processo, a carichi di natura meccanica come accennato nel capitolo introduttivo. Attraverso la virtualizzazione del problema è stato possibile individuare alcuni degli aspetti fondamentali della modellazione per un componente soggetto alle fasi di pressocolata, ma i risultati derivanti da tale analisi sono atti ad un confronto tra gli aspetti relativi principalmente al materiale cui l'inserito viene realizzato, ma anche le geometrie caratteristiche dei componenti reali.

Il calcolo numerico si presta in modo ottimale a modelli bidimensionali e tridimensionali, tuttavia la complessità del problema cresce considerevolmente all'aumento di una dimensione spaziale.

L'inserito di dettaglio è utilizzato in uno stampo per la produzione di componenti per un motore a combustione interna. Un'immagine dello stampo viene proposta in figura 48

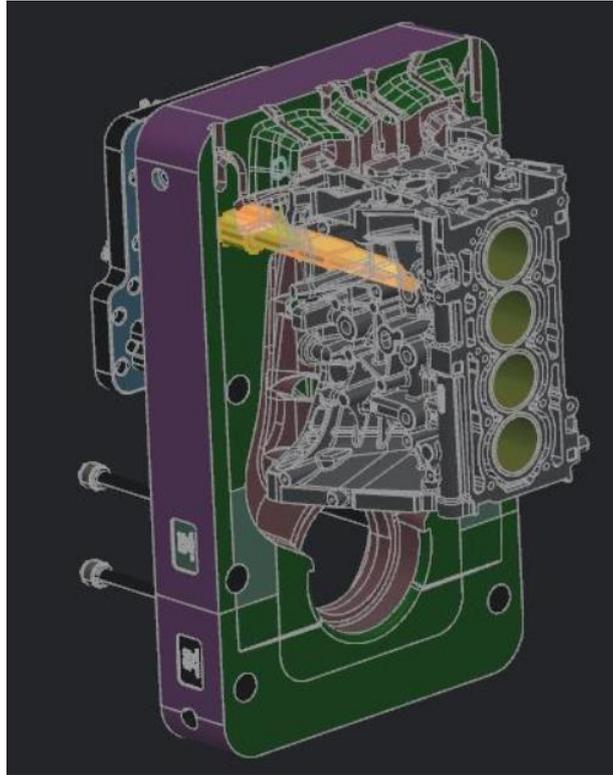


Figura 48: Assieme raffigurante lo stampo, il getto in alluminio e l'inserto (evidenziato in giallo)

L'inserto evidenziato nella figura soprastante è immerso completamente nella parte fissa dello stampo (anche detta semi-conchiglia), è dunque necessario prevedere dei vincoli strutturali per bloccare dei movimenti (gradi di libertà del sistema) e implementare ulteriori considerazioni termodinamiche per via delle numerose superfici di contatto, che nel modello semplificato 2D si limitavano a delle circonferenze.

Le considerazioni fatte nella precedente analisi riguardo il materiale, le geometrie ed i tempi di simulazione non rispecchiavano quelle del caso reale. In questa analisi si utilizzeranno i dati reali relativi all'inserto 3D. Questi sono mostrati nella tabella sotto.

|                                |                  |
|--------------------------------|------------------|
| Materiale                      | Acciaio AISI H11 |
| Tempo di colata [s]            | 45               |
| Ritardo circolazione acqua [s] | 4                |
| Tempo di spruzzatura [s]       | 3                |

## Setup del modello termodinamico

L'inserto in analisi viene riproposto in figura 49.

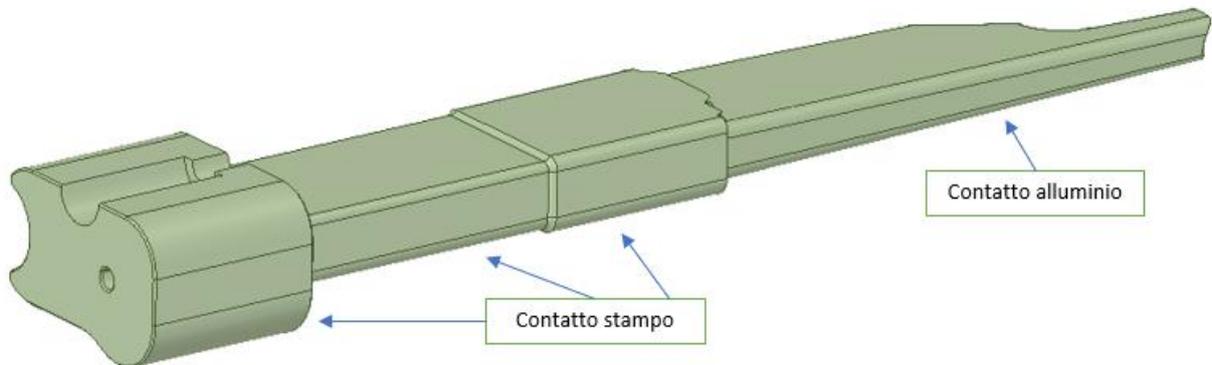


Figura 49: inserto HPDC in esame

L'inserto ha una lunghezza massima di circa 300mm, l'ingombro massimo nel piano ortogonale all'asse longitudinale decresce a partire dalla base da un valore di circa 55mm fino a 15mm nella punta.

In figura sono mostrate le zone di contatto dell'inserto. La zona superiore è a contatto con l'alluminio del getto e quella inferiore con l'acciaio dello stampo.

Nel 2D l'alluminio è rappresentato da una corona circolare attorno al disco costituente l'acciaio, in questo caso si è applicato attorno al componente in acciaio un elemento a spessore variabile rappresentante la porzione che solidifica attorno l'inserto (figura 50), la cui superficie esterna coincide con la superficie intermedia tra porzioni di stampo prossime all'inserto oggetto di studio, nell'ipotesi che l'alluminio non compreso in questa superficie risenta dell'effetto delle altre porzioni di stampo. In queste condizioni ha senso imporre adiabaticità sulla superficie esterna dello spessore di alluminio.

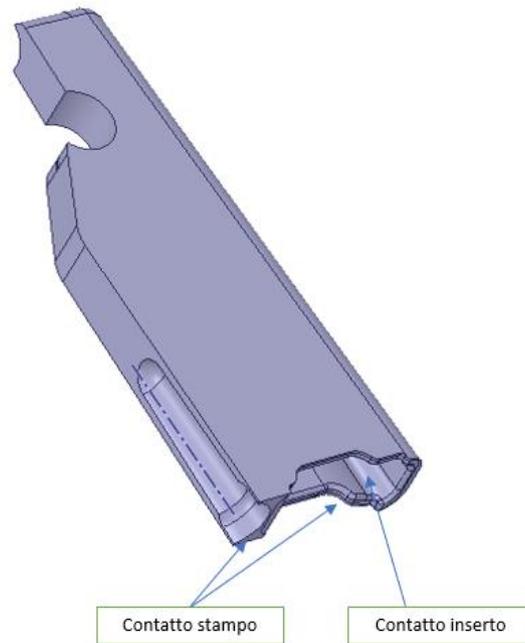
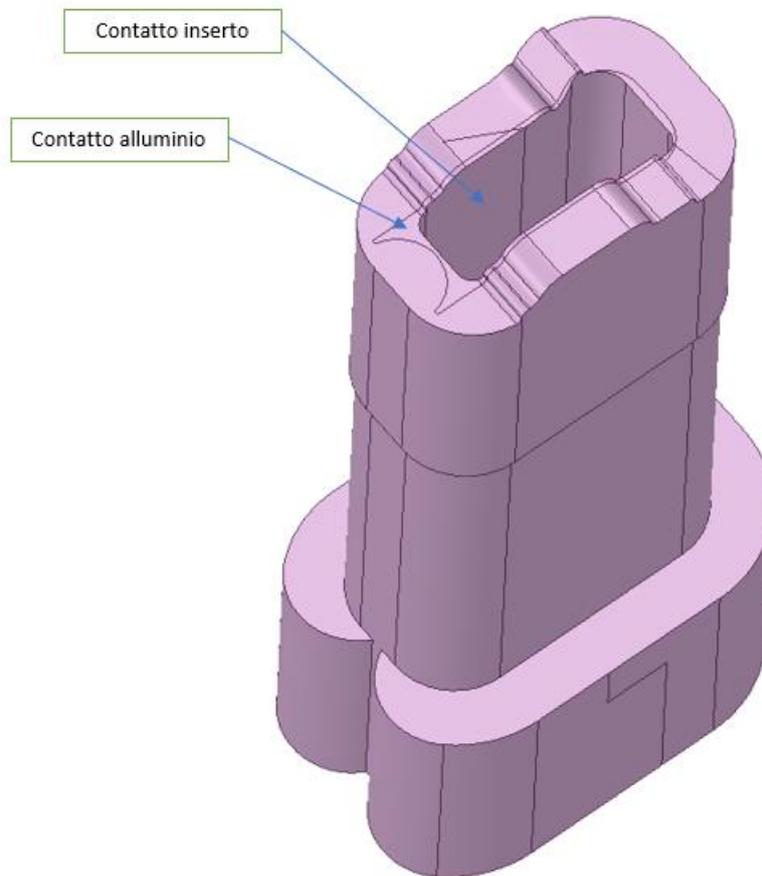


Figura 50: porzione di alluminio 3D

Si distinguono rispettivamente la superficie interna e quella esterna del componente di alluminio. La superficie interna è a contatto con l'inserto, quella esterna è a contatto con altro alluminio, il quale però scambia calore con altre porzioni di stampo ed interagisce termicamente con queste ultime. Lo spessore dell'alluminio è piccolo sulla punta dell'inserto (circa 1mm) e massiccio nella zona intermedia. Ciò determinerà una disuniformità dello scambio termico sulla superficie bagnata dall'alluminio fuso.

Sia l'inserto che l'alluminio sono a contatto con lo stampo esterno, anche se in porzioni differenti. Ciò ha determinato il bisogno di un componente aggiuntivo di acciaio che tenesse conto dello scambio termico col resto dello stampo e quindi dell'inerzia termica che quest'ultimo possiede. Si è dunque introdotto uno spessore di acciaio aggiuntivo intorno alla parte bassa dell'inserto. In figura 51 viene illustrato il componente aggiuntivo di acciaio.



*Figura 51:porzione di acciaio dello stampo 3D*

Il canale di raffreddamento ha un diametro di 3mm ed è rappresentato mediante un condotto rettilineo (foro cieco) interno all'inserto d'acciaio. Imponendo una temperatura uniforme sulle pareti del canale esso asporta calore in fase di colata, mentre nella spruzzatura non è attivo esattamente come accadeva nel bidimensionale.

Il complessivo dei 3 componenti è mostrato in figura 52.

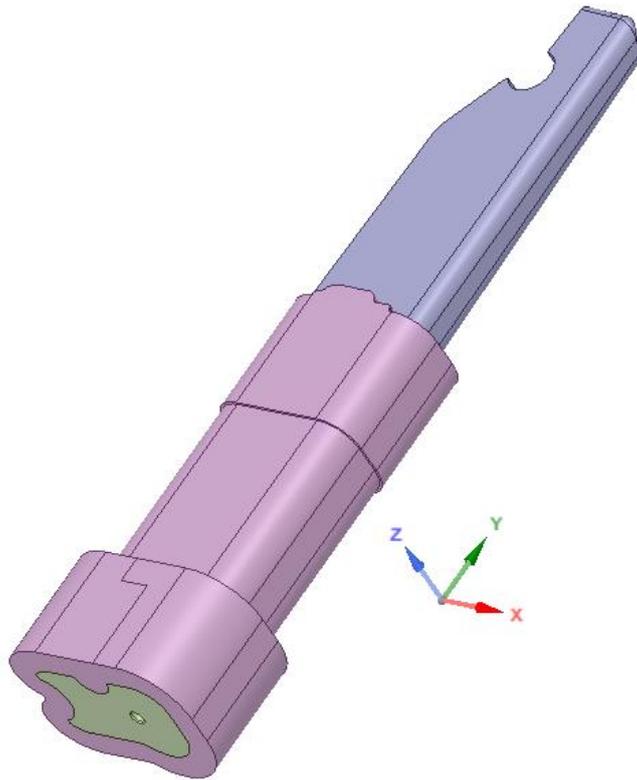


Figura 52: componente complessivo 3D

## Mesh

Al fine di ottenere una griglia fitta in modo proporzionale alla quantità di calore scambiata tra le superfici è stata necessaria l'applicazione di un inflation nelle zone di contatto della mesh. Seguono le principali caratteristiche della griglia:

- Celle di ordine lineare, con grandezza massima dell'elemento di 10mm;
- Inflation nelle superfici di contatto e nel canale di raffreddamento, con fattore di crescita 1.2, ad 8 layer e spessore massimo di layer di 1,5mm;
- Raffinamento della mesh nella zona dell'alluminio con elementi di dimensione massima fissa a 1,5mm;
- Controllo automatico della mesh in prossimità di curvature nella geometria.

Il risultato della mesh è mostrato in figura 37.

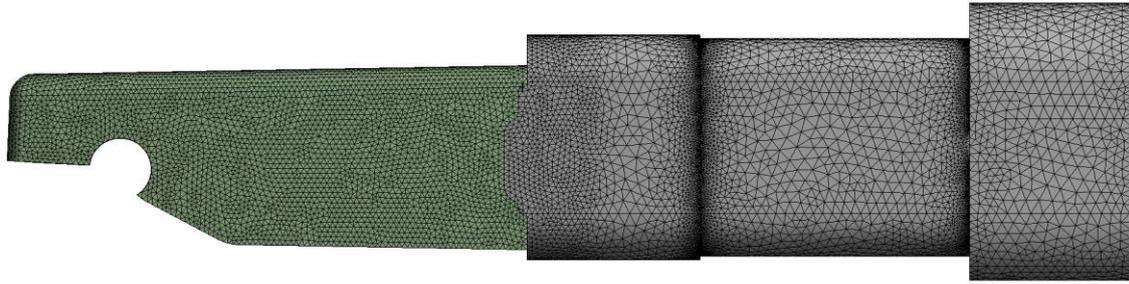


Figura 53: mesh 3D

La mesh ha una dimensione grossolana nella zona inferiore dell'inserto perché in suddetta zona i fenomeni di conduzione tra stampo e inserto, insieme all'asportazione di calore del canale, hanno un effetto marginale rispetto a quelli presenti in prossimità dell'alluminio. Il comando di inflation permette di applicare un "growth rate" (tasso di crescita in inglese) dello spessore delle celle sulle superfici di scambio termico, in modo tale da cogliere le variazioni di temperatura tra gli strati adiacenti con una maggiore accuratezza. Un risultato dell'inflation è visibile sulla vista in sezione in prossimità del canale rappresentata in figura 38.

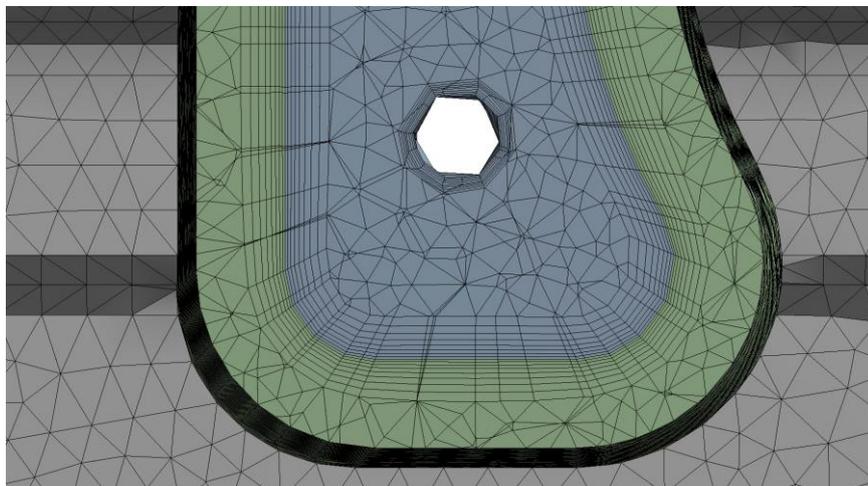


Figura 54: vista in sezione della mesh del componente

|                 |                   |
|-----------------|-------------------|
| Numero di celle | $2,47 \cdot 10^6$ |
| Numero di nodi  | $5,3 \cdot 10^5$  |

#### Condizioni al contorno e condizioni iniziali

Si applicano le condizioni iniziali e di bordo analogamente a quanto fatto nell'analisi preliminare, per questo motivo è necessario distinguere le condizioni applicate nella fase di colata e nella fase di spruzzatura.

Si considera ogni elemento dell'insieme costituito da 3 superfici principali: una esterna e due a contatto. Le due superfici di contatto per ogni componente sono considerate accoppiate mediante la condizione di "coupling", mentre la superficie esterna è adiabatica poiché a contatto con elementi con cui non avvengono fenomeni di scambio termico.

L'inserto ha una condizione di bordo aggiuntiva rappresentata dal canale. Nello schema 2D il canale era rappresentato da una temperatura costante, nel 3D si è scelta l'applicazione di una temperatura variabile nel tempo con la seguente legge mostrata nel grafico sotto:

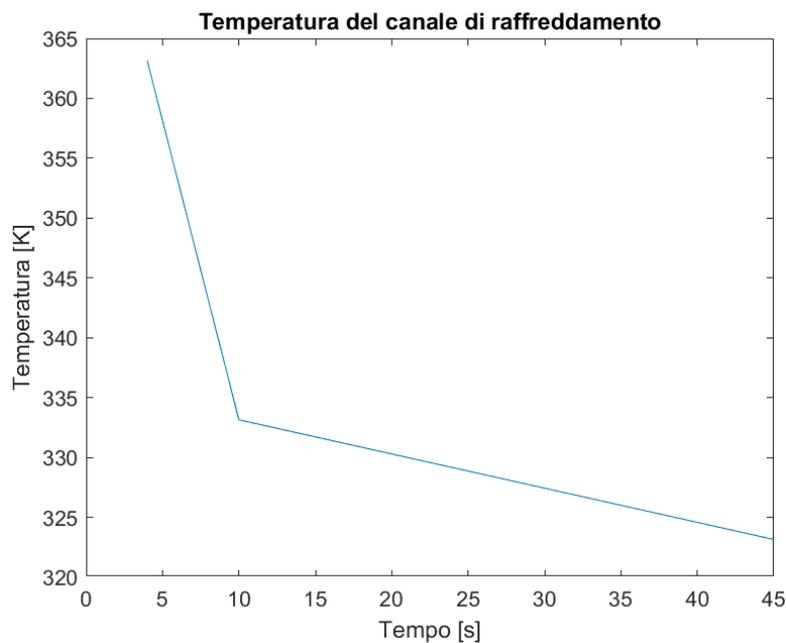


Figura 55: andamento della temperatura del canale di raffreddamento nel tempo

Nel grafico sopra mostrato in figura 55 si può notare che la funzione che approssima la temperatura del canale durante la pressocolata mostra un intervallo in cui non viene definita. A differenza di quanto fatto nella precedente analisi qui l'attivazione del canale di raffreddamento avviene con un ritardo di 4 secondi, nel quale intanto la colata dell'alluminio riscalda l'inserto senza nessun flusso interno di asportazione.

L'obiettivo della funzione implementata è quello di approssimare al meglio la temperatura del canale di raffreddamento durante la simulazione. La legge è lineare a due pendenze differenti: nella prima una pendenza negativa fa scendere la temperatura del canale in modo più veloce e la seconda, più piatta, indica un andamento più costante della temperatura seppur decrescente.

L'implementazione è avvenuta attraverso il seguente codice:

```
1. #include "udf.h"
2.
3. DEFINE_PROFILE(tempwall, t, i)
4. {
5.     real ctime = CURRENT_TIME;
6.
7.     face_t f;
8.     real temp = 0.;
9.
10.    begin_f_loop(f,t)
11.    {
12.        if (ctime <10.)
13.            temp = -5*ctime+383.15;
14.        else
15.            temp = -0.2857*ctime+336.01;
16.
17.        F_PROFILE(f,t,i) = temp;
18.    }
19.    end_f_loop(f,t)
20. }
```

Le condizioni al contorno durante la spruzzatura sono le medesime già descritte nel capitolo dell'analisi 2D. Si isola il getto di alluminio applicando la condizione di adiabaticità sulla superficie di contatto tra inserto e getto, inoltre viene reso adiabatico il canale di raffreddamento per la spruzzatura, ossia dopo 45 secondi di simulazione.

La porzione esterna di acciaio, rappresentativo dello stampo intorno all'inserto, ha una condizione di adiabaticità sulla superficie esterna e delle superfici con condizione "coupling" a contatto con l'acciaio.

Per le condizioni iniziali si immaginano le temperature dell'inserto e dello stampo alla temperatura media di regime dello stampo, ossia 250°C. Per l'alluminio la sua temperatura iniziale è di 700°C, temperatura alla quale si è certi della completa solidificazione della lega in iniezione.

$$T_{alluminio_{iniziale}} = 973K$$

$$T_{stampo_{iniziale}} = T_{inserto_{iniziale}} = 523K$$

### Setup del modello strutturale

Il modello tridimensionale necessita in fase di setup anche l'imposizione di vincoli negli elementi fissi della struttura. Inoltre la mesh è variata rispetto a quella impiegata nel modello termodinamico della simulazione.

Nell'analisi 2D si è visto uno stato di deformazione piana dove la componente della deformazione ortogonale al piano era nulla. In questo caso le 13 tensioni normali lungo le direzioni dei 3 assi di riferimento sono non nulle, si parla dunque di uno stato tensionale triassiale.

### Mesh

La mesh utilizzata nel modello strutturale necessita di una minore quantità di elementi e nodi utilizzati per il modello termodinamico. I calcoli da eseguire in questa simulazione sono meno onerosi dal punto di vista computazionale e un'accuratezza dei risultati elevata può essere raggiunta senza importanti interventi di meshing.

L'elemento utilizzato è il SOLID187 (figura 56) [19]

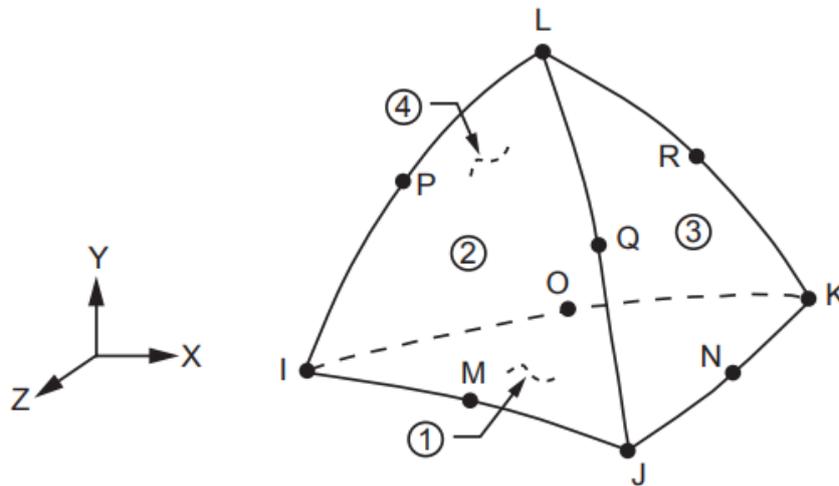


Figura 56: elemento SOLID187

L'elemento SOLID187 è utilizzato per analisi 3D con mesh irregolari.

È un elemento tetraedrico e mostra un totale di 10 nodi per ogni elemento. Il tetraedro è composto da 4 vertici e 6 lati, per ognuno di loro è posizionato un nodo dell'elemento.

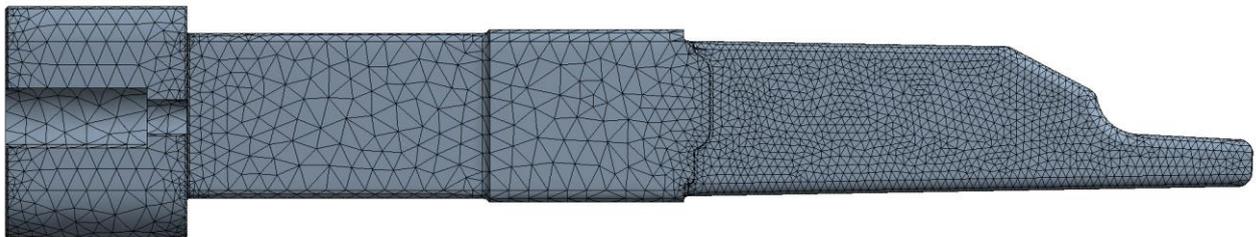
La peculiarità degli elementi di ordine superiore, come nel caso del SOLID187, è il posizionamento di ulteriori nodi lungo i lati degli elementi.

Ogni nodo possiede 3 gradi di libertà, ossia le tre traslazioni nelle direzioni spaziali x, y e z. I gradi di libertà vengono chiamati rispettivamente UX, UY e UZ.

Tale elemento è adatto per qualsiasi tipologia di analisi, come ad esempio analisi non-lineari e analisi caratterizzate da elevati carichi termici.

Nell'elemento PLANE182 era necessario modificare la Keyoption dell'elemento per cambiare lo stato tensionale da stress piano a deformazione piana, in questo caso le impostazioni di default dell'elemento sono state mantenute. La Keyoption(6) è stata mantenuta al suo valore di default, ossia 0. Un valore di 1 o 2 per questa Keyoption sono utilizzati nel caso di applicazione di una pressione idrostatica oppure nel caso di materiale iperelastico.

Le caratteristiche della mesh sono dei raffinamenti della griglia nella parte superiore dell'inserto. In particolare si è mantenuta la dimensione generale degli elementi intorno ai 10mm come nella mesh termodinamica, ma per incrementare il numero di elementi nelle zone di interesse si è utilizzato un semplice sizing in corrispondenza della superficie esterna dell'inserto, diminuendo la dimensione degli elementi in prossimità delle zone ad elevato scambio termico.



*Figura 57: mesh dell'analisi strutturale 3D*

I componenti della porzione di alluminio e acciaio non sono analizzati nel modello strutturale. Per questo motivo non è stato necessario creare delle mesh aggiuntive per questi.

## Vincoli

Si sono applicati i seguenti vincoli nell'analisi strutturale dell'inserto di dettaglio:

- Incastro sulla superficie piana dell'inserto (Zona A);
- Spostamento bloccato nella direzione longitudinale nella superficie di appoggio (Zona B).

Con riferimento alla figura 58:

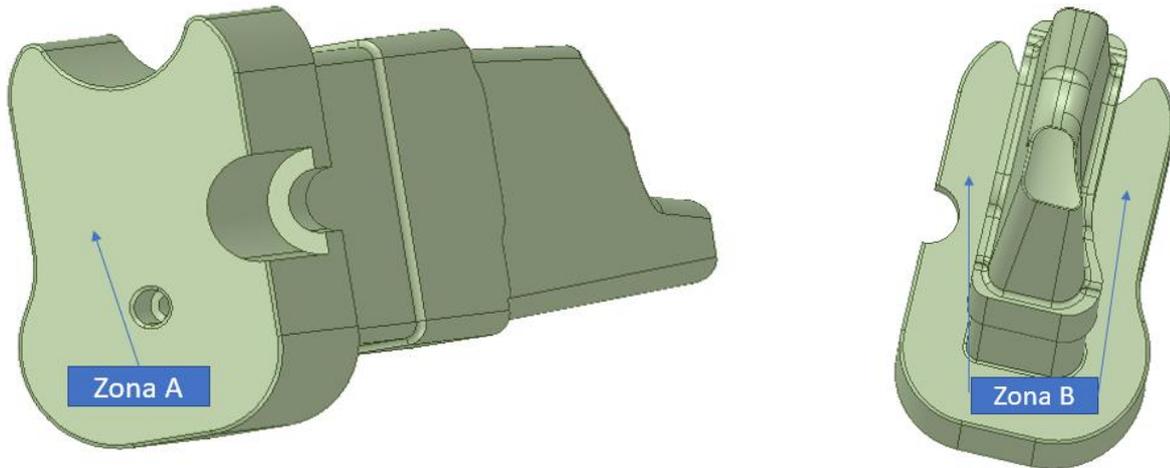


Figura 58: A sinistra la Zona A (incastro), a sinistra la Zona B con spostamento longitudinale bloccato

Nell'incastro vengono bloccati tutti e 3 i gradi di libertà posseduti dai nodi sulla superficie di applicazione. Il vincolo dello spostamento invece blocca solo il grado di libertà relativo alla direzione longitudinale, ossia quella parallela al canale di raffreddamento.

## Risultati

L'estrapolazione del numero di cicli per cedimento a fatica è il risultato finale che si vuole ottenere dall'analisi. In via del tutto analoga a quanto fatto precedentemente nell'analisi bidimensionale, si utilizza un'interfaccia tra i software di calcolo termodinamico e strutturale e un foglio di calcolo elettronico per ottenere l'output desiderato. In particolare, a seguito dell'analisi termodinamica, si esportano i campi di temperatura ottenuti dagli scambi termici dei componenti negli istanti di pressocolata e si calcolano le tensioni derivanti dalle fasi alterne del ciclo. Infine si applica il criterio di fatica per stabilire la vita a fatica del componente in un foglio di calcolo, attraverso un'analisi post-processo.

L'analisi termodinamica evidenzia gli scambi termici tra i 3 componenti in gioco, rispettivamente l'inserto, il getto di alluminio e la porzione di stampo. Nelle seguenti immagini si mostra l'evoluzione temporale dello stato termico dell'inserto, principale oggetto dell'analisi.

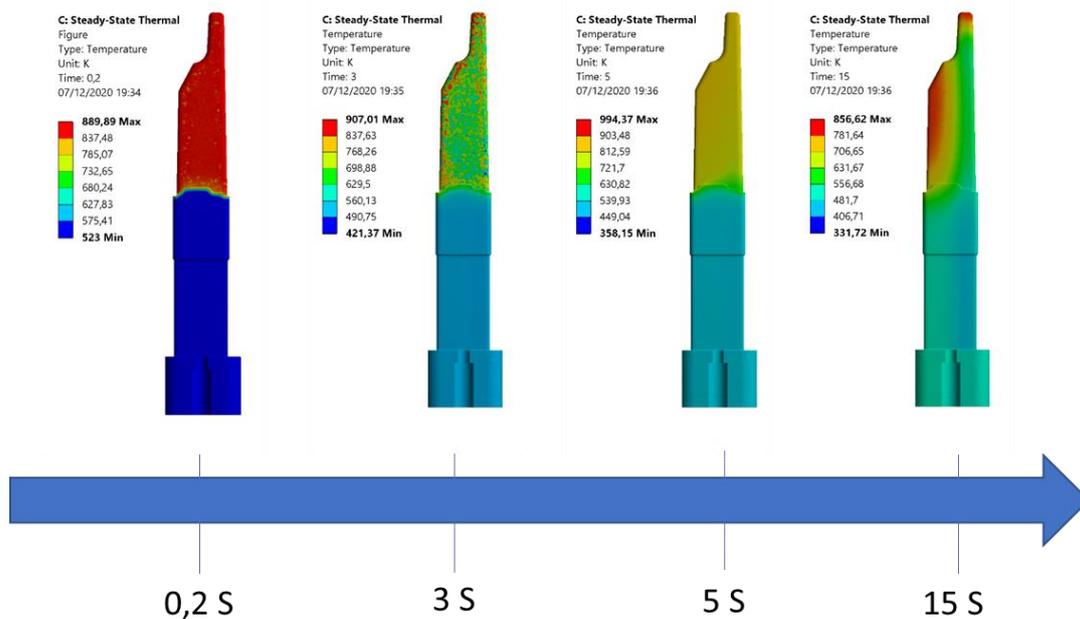


Figura 59: profili di temperatura ad istanti relativi alla prima parte del ciclo di pressocolata

Nella figura 59 sono illustrati i profili di temperatura in 4 istanti di tempo compresi nei primi 15 secondi del ciclo di pressocolata.

All'istante iniziale c'è una netta distinzione tra la zona ad alta temperatura a contatto con l'alluminio e il resto dell'inserto, che nella zona inferiore è a contatto con lo stampo con cui non scambia calore per via dello stesso livello termico a cui i due corpi si trovano.

Agli istanti di 3 e 5 secondi si può vedere come la temperatura diventa più omogenea sulla superficie esterna dell'inserto.

A 4 secondi si attiva il canale di raffreddamento che inizia ad asportare il calore dall'acciaio. Questo è visibile nell'ultimo profilo sulla destra, ossia l'inserto a 15 secondi di simulazione. Qui si individua un gradiente termico tra due zone situate nella parte superiore dell'inserto: a destra la presenza del canale influenza fortemente le temperature, che si abbassano drasticamente rispetto ai valori della zona di sinistra dove rimangono elevate.

In seguito (figura 60) si riportano ulteriori profili delle temperature nella seconda metà della simulazione.

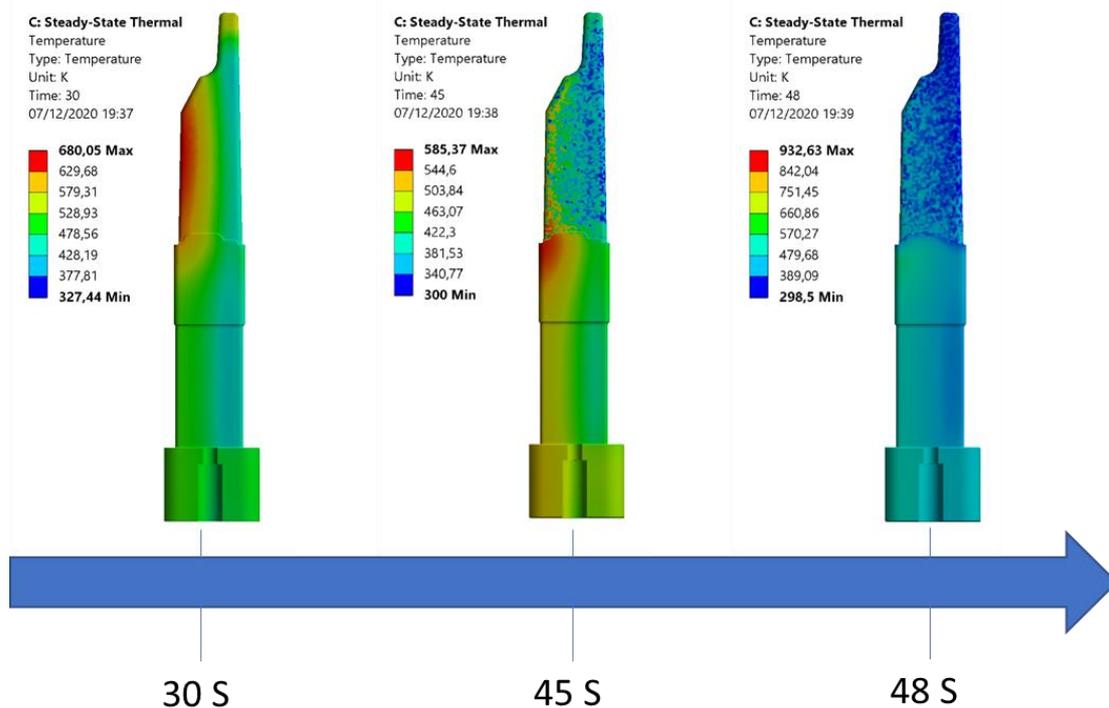
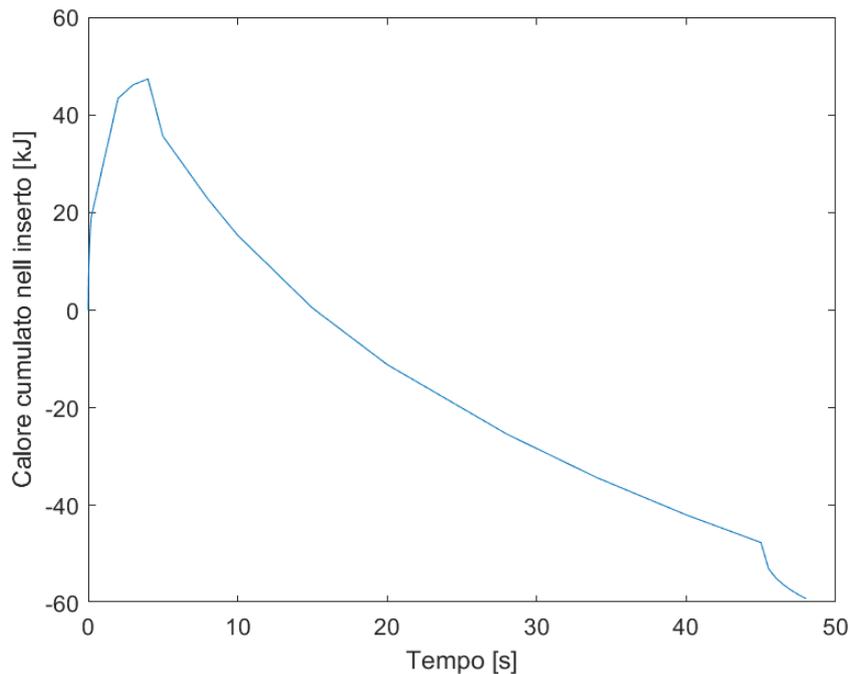


Figura 60: profili di temperatura ad istanti relativi alla seconda parte del ciclo di pressocolata

Nei primi due profili, rispettivamente a 30 e 45 secondi, si nota l'effetto del canale durante la simulazione. La parte superiore dell'inserto possiede una zona ad alta temperatura, ossia quella in cui è avvenuto il diretto contatto con l'alluminio, ma che è troppo distante dal canale per subire gli effetti del raffreddamento.

A 45 secondi si ha l'attivazione della spruzzatura, che negli ultimi 3 secondi del ciclo di pressocolata raffredda la superficie precedentemente a contatto con l'alluminio. A seguito della spruzzatura le temperature nella superficie esterna si abbassano drasticamente e ciò è visibile nell'ultimo profilo a destra, a 48 secondi di simulazione.

Il calore cumulato nel disco viene riportato nella seguente immagine



*Figura 61: andamento nel tempo del calore cumulato nell'inserto*

Il grafico del calore cumulato ha un andamento simile a quello visto nel primo studio effettuato sulla struttura bidimensionale. Fino al picco l'effetto dello scambio termico acciaio-alluminio è preponderante perché l'attivazione del canale avviene con un ritardo di 4 secondi dall'inizio della colata.

Si può immaginare dunque che se l'attivazione del canale fosse stata coincidente con l'inizio della simulazione, come nella precedente analisi, il picco del calore cumulato sarebbe ancor di più spostato verso sinistra, ossia nei primi istanti di simulazione.

La fase in cui il calore cumulato nell'inserto decresce è ampia. Negli ultimi istanti la pendenza negativa si inasprisce per via dell'effetto della spruzzatura, che possiede un rateo di asportazione del calore maggiore rispetto a quello del canale di raffreddamento.

Il dato più importante che emerge dal grafico mostrato sopra è il range dei valori che si trovano nelle ordinate. Il calore cumulato nel disco assume solo valori positivi per via della condizione di stabilità termica imposta nella fase di setup. Nell'inserto questa condizione non viene osservata perché sarebbe necessario imporre una durata di colata minore del tempo reale, fissato a 45 secondi. Il calore che viene immesso nell'inserto è quindi minore di quello che viene asportato.

La completa solidificazione del getto di alluminio nel disco avveniva dai 4 ai 7 secondi circa di simulazione. Sotto viene riportato l'andamento della percentuale, in volume, di frazione liquida nell'alluminio, in ascissa è indicato il tempo di simulazione.

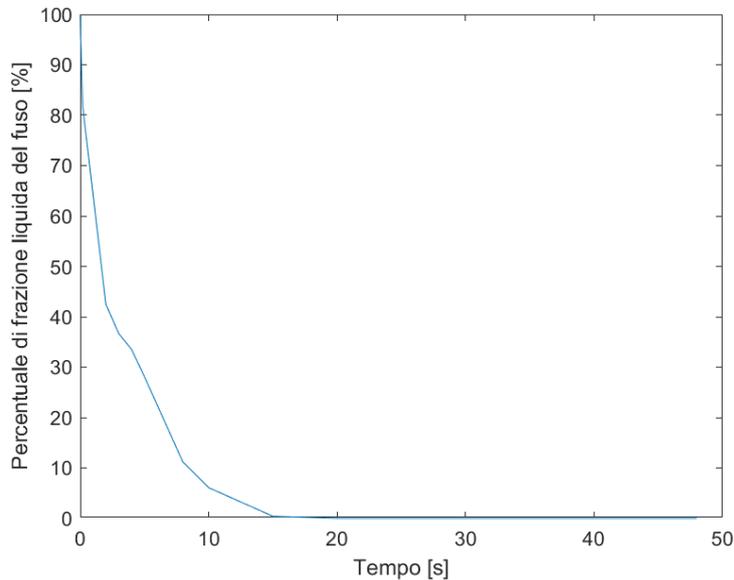


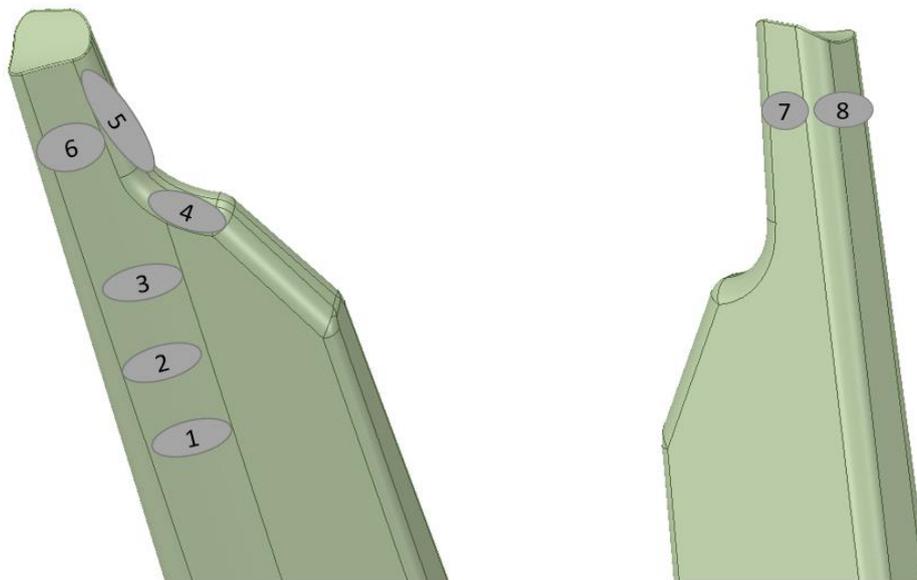
Figura 62: percentuale di frazione liquida (% di volume) di alluminio durante la fase di colata.

Si può notare che fino a circa 12 secondi una percentuale non trascurabile di alluminio è ancora in fase liquida. Nel tridimensionale il fenomeno di scambio del calore è diverso rispetto al caso bidimensionale.

In primo luogo la distanza tra la superficie di contatto tra l'acciaio e l'alluminio e la superficie esterna dell'alluminio varia con la geometria. Nel bidimensionale questa era costante per via della geometria assial-simmetrica. Nelle zone più isolate dell'alluminio, ossia le più distanti dai componenti di acciaio, l'effetto dell'asportazione arriva con ritardo. Queste aree avranno una solidificazione ritardata rispetto a quelle a contatto con l'acciaio, le quali compiono il passaggio di stato nei primi istanti di colata, grazie al contatto istantaneo tra l'alluminio fuso e l'inserito in acciaio. Si nota infatti che circa il 60% del volume della frazione di alluminio raggiunge la temperatura di solidus nei primi 3-4 secondi circa di simulazione.

L'analisi strutturale ha portato in evidenza le tensioni relative ai gradienti termici negli strati interni adiacenti dell'inserito. Come abbiamo visto in precedenza il componente tridimensionale ha un comportamento fortemente variabile per via della geometria complessa che possiede.

Il calcolo della vita a fatica viene estrapolato dal ciclo di carico che puntualmente agisce sui nodi della struttura, è quindi necessario individuare le aree in cui le tensioni termiche alterne del ciclo di pressocolata sono più gravose. A tale proposito sono state specificate 8 differenti zone nelle quali le temperature, e quindi le tensioni, presentano elevati gradienti. Nella seguente immagine in figura 63 vengono mostrate le zone, numerate dalla 1 alla 8.



*Figura 63: zone di controllo dell'inserto*

Tutte le aree considerate per il controllo sono posizionate sulla superficie esterna dell'inserto. Come nella struttura bidimensionale, anche qui il gradiente termico più importante è individuato in corrispondenza dello strato esterno di acciaio. Infatti nei primi istanti di colata è lo strato a contatto con l'alluminio a 700°C, mentre nella spruzzatura è la superficie a diretto contatto col liquido refrigerante.

Le zone 1,2,3 sono posizionate lungo la direzione del canale, qui si vuole osservare la tensione al variare della coordinata longitudinale. La zona 4 si colloca nella gobba dell'inserto e le restanti 4 zone sono posizionate sulla punta dell'inserto.

I risultati dello strutturale sono riportati, per le 8 zone, nella tabella di seguito mostrata.

|        | $\Delta\varepsilon$ [%] | $\Delta\sigma$ [MPa] | Temperatura media [°C] |
|--------|-------------------------|----------------------|------------------------|
| Zona 1 | 0,473606                | 818,295              | 306,431276             |
| Zona 2 | 0,463638                | 798,201              | 305,1685               |
| Zona 3 | 0,452854                | 780,537              | 296,567                |
| Zona 4 | 0,437814                | 734,055              | 314,5465               |
| Zona 5 | 0,427586                | 715,816              | 328,6057835            |
| Zona 6 | 0,441931                | 764,613              | 324,486                |
| Zona 7 | 0,437063                | 761,094              | 323,269                |
| Zona 8 | 0,441525                | 772,244              | 319,9289936            |

La deformazione è calcolata come segue:

$$\Delta\varepsilon [\%] = (\varepsilon_{EQ\_max} - \varepsilon_{EQ\_min}) * 100$$

Per la tensione:

$$\Delta\sigma [MPa] = (\sigma_{EQ\_max} - \sigma_{EQ\_min})$$

Dove le tensioni e le deformazioni massime e minime di ciclo sono quelle equivalenti di Von-Mises. Ossia [10]:

$$\varepsilon_{EQ} = \frac{1}{\sqrt{2} * (1 + \nu)} \left[ (\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2 + \frac{3}{2} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{xz}^2) \right]^{\frac{1}{2}}$$

Dove  $\nu$  è il coefficiente di Poisson, caratteristica del materiale.  $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z$  sono le deformazioni nella direzione normale e  $\gamma_{xy}, \gamma_{xz}, \gamma_{yz}$  sono gli scorrimenti lungo i rispettivi piani

La tensione equivalente  $\sigma_{EQ}$  viene calcolata in base al modello costitutivo del materiale, rappresentato dalle curve sigma-epsilon.

Le deformazioni e le tensioni ricavate dalla formula di Von-Mises sono positive, dunque si perde l'informazione relativa al segno delle sollecitazioni.

La temperatura è calcolata come temperatura media di ciclo, come nell'analisi bidimensionale. E' la temperatura media integrale che approssima l'andamento nel tempo della temperatura ad un valore costante, che sottende la stessa area del grafico di temperatura media dell'acciaio nel tempo.

I valori che si sono ottenuti dalle temperature medie sono inferiori rispetto a quelli nella

circonferenza esterna del disco. La maggior durata della simulazione ed i tempi più lunghi di spruzzatura hanno favorito un abbassamento drastico di questo valore.

#### Calcolo della vita a fatica

Il criterio impiegato per la stima della vita a fatica dell'inserto nelle 8 zone di controllo è il Basquin Manson Coffin.

Abbiamo visto che le curve del criterio variano con la temperatura di esercizio. Dalla tabella precedentemente mostrata si nota che la temperatura media di ciclo dipende dalla zona in cui viene calcolata.

Come quanto fatto precedentemente per estrapolare le curve a differenti temperature si utilizza un'interpolazione lineare dei dati ricavati dalla letteratura. Risulta così semplice ottenere una stima approssimativa della curva alla temperatura media di ciclo per ogni zona. In realtà la variazione di temperatura tra differenti zone varia di circa 30°C e per questo motivo l'unica curva estrapolata è relativa ad una temperatura intermedia tra tutte le zone, ossia a 315°C. La curva viene mostrata in figura 64

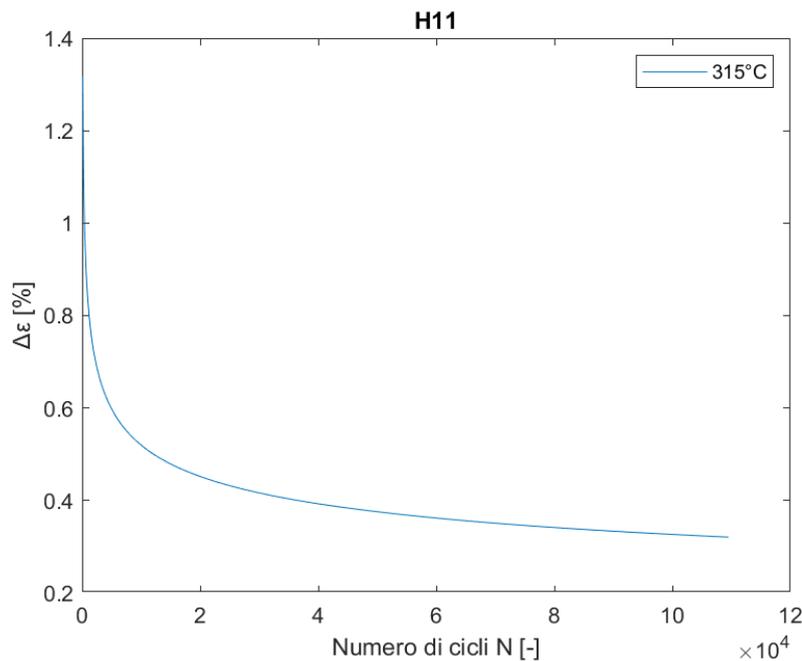


Figura 64: curva Basquin Manson Coffin acciaio H11 a 315°C

Il risultato del numero di cicli per ogni zona è riportato nella seguente tabella.

|        | Vita a fatica<br>[n°cicli] |
|--------|----------------------------|
| Zona 1 | 15750                      |
| Zona 2 | 17500                      |
| Zona 3 | 20000                      |
| Zona 4 | 23500                      |
| Zona 5 | 26250                      |
| Zona 6 | 22250                      |
| Zona 7 | 24000                      |
| Zona 8 | 22500                      |

Facendo riferimento alla figura 63 è chiaro che lungo la coordinata longitudinale dell'inserto, ossia dal piano di appoggio del vincolo strutturale alla punta dell'inserto, si nota un aumento della vita a fatica.

## Conclusioni

Il modello descritto nella prima parte rappresenta una virtualizzazione del problema reale, atta all'isolamento dell'effetto del materiale con la quale è realizzata l'attrezzatura per stampi sulla vita a fatica, legata puramente ai carichi termici che si riscontrano nella pressocolata di alluminio.

I metodi di analisi agli elementi finiti e ai volumi finiti hanno lo scopo di approssimare un caso reale e costruire preventivamente un modello al fine di predire dei fenomeni fisici. La virtualizzazione utilizzata ha permesso la riduzione dei tempi di calcolo, in quanto nel passaggio da un modello bidimensionale ad uno tridimensionale si evidenziano notevoli differenze in termini di numero di elementi e numero di nodi. In aggiunta non è stata necessaria la progettazione dei vincoli nella fase di calcolo strutturale. I risultati rilevati non hanno riscontro fisico diretto e si discostano pertanto dai risultati di una analisi di un componente di dettaglio 3D; si è focalizzata l'attenzione sull'estrapolazione di un trend che può essere indicativo nella fase di progettazione di un inserto reale.

Le principali approssimazioni fisiche che il modello mostrato introduce sono le leggi di asportazione del calore nelle due fasi di colata e spruzzatura. Il canale di raffreddamento scavato nell'inserto in acciaio presenta una temperatura costante, fissa nella circonferenza più interna della geometria. Nella realtà all'interno del canale di raffreddamento circola un fluido ad una temperatura in generale né uniforme né costante, ad una portata e pressione dipendenti dall'intero circuito di raffreddamento.

La temperatura del flusso del canale di raffreddamento è quindi variabile lungo il percorso del canale stesso e la legge con cui il calore viene asportato è legata alle modalità di scambio termico alla parete del canale, che dipendono anche dalla turbolenza in seno al fluido.

La fase di spruzzatura è introdotta nel modello attraverso una legge di flusso ricavata da dati di letteratura ottenuti da prove sperimentali relative al fenomeno del raffreddamento degli stampi a mezzo di spruzzatura, fornendo dunque un'accuratezza maggiore rispetto, ad esempio, ad una legge con flusso uscente costante.

In entrambi i casi si ottengono flussi termici che potrebbero variare rispetto al fenomeno reale, modificando i campi di temperatura dell'acciaio e dell'alluminio, modificando conseguentemente i risultati della vita a fatica.

Lo spessore dello strato di acciaio raffreddato e quello dell'alluminio sono tipicamente variabili negli inserti per l'HPDC. L'inserto in studio mostra uno strato di acciaio attorno al canale con spessore variabile.

I materiali per la realizzazione dei componenti HPDC sono ad elevate prestazioni per le alte temperature. Lo stato di fornitura di questi materiali è spesso comprensivo di trattamenti termici specifici all'applicazione, o quantomeno un trattamento termico prima dell'utilizzo del componente è previsto.

Sappiamo dallo studio dei materiali che l'applicazione di un trattamento termico nel componente può incrementare notevolmente le sue prestazioni. Nel caso in esame non si sono presi in considerazione i trattamenti cui i materiali vengono sottoposti.

L'acciaio Maraging è tipicamente, in stato di fornitura, previsto dei trattamenti di tempra, rinvenimento e invecchiamento caratteristici dell'acciaio da cui questo prende il nome.

Spesso nel caso che il materiale venga utilizzato nella colata di getti si prevedono ulteriori trattamenti termici ad esempio la distensione, oppure una modifica dell'invecchiamento cui è normalmente sottoposto.

Per l'AISI H11 invece possono essere previsti dei doppi rinvenimenti o trattamenti superficiali come la nitrurazione.

Si può dedurre che anche in questo caso la modifica delle proprietà del materiale a seguito di trattamenti specifici può influenzare i risultati ottenuti.

Lo stato tensionale di un inserto per stampo HPDC è generato da tensioni di natura meccanica e termica. L'analisi svolta volge l'attenzione sulla parte termica del fenomeno al fine di calcolare gli sforzi che i gradienti termici inducono nel processo. In realtà il fenomeno che introduce il danneggiamento del componente è quello della fatica termo-meccanica, la quale stressa la struttura sotto il punto di vista meccanico e termico in modo alternato.

Nel modello tridimensionale introdotto nella seconda parte dell'elaborato sono stati utilizzati i dati disponibili del caso reale. Infatti la durata della colata e della spruzzatura, per un totale di 48 secondi, sono mantenuti come parametri costanti.

Tuttavia anche quest'analisi presenta delle approssimazioni.

La geometria dei componenti dell'alluminio e dello stampo sono limitati nell'intorno dell'inserto. Nel caso reale lo stampo possiede un ingombro complessivo molto maggiore di quello presentato nell'analisi. Analogamente anche l'alluminio, corrispondente al getto realizzato, presenta delle dimensioni maggiori.

In aggiunta l'onerosità del calcolo non ha permesso di simulare il calore asportato dal canale di raffreddamento attraverso un'analisi fluidodinamica. La legge bilineare introdotta nella condizione al contorno del canale di raffreddamento è anch'essa un'approssimazione di ciò che avviene nel caso reale e conseguentemente influenza il risultato ottenuto.

L'adattamento della procedura utilizzata nel caso bidimensionale al caso tridimensionale ha dimostrato comunque un risultato coerente con quanto visto nelle durate a fatica per stampi HPDC, che denotano una durata nell'intorno dei 20000 cicli di pressocolata. Come quanto accennato per il disco, l'analisi svolta considera solamente l'aspetto della termodinamica del processo ed esclude il carico meccanico relativo alle azioni del pistone di iniezione e dell'estrazione del getto, che inevitabilmente potrebbero abbassare il valore stimato da questa analisi.

## Bibliografia

- [1] Die Casting Engineering – A hydraulic, thermal and mechanical process (Bill Andresen et al.)
- [2] Tecnologia meccanica e studi di fabbricazione (Marco Santochi, Francesco Giusti)
- [3] Analisi dei vantaggi derivanti dal controllo termico dello stampo nella pressocolata (M. Rosso, S. Lombardo: La Metallurgia Italiana - n. 5 2017)
- [4] Stampi con raffreddamento conforme - come ridurre i tempi di ciclo e migliorare la qualità dei pezzi (Renishaw)
- [5] HPDC foundry competitiveness based on smart Control and Cognitive system in Al-alloy products (Nicola Gramegna, Franco Bonollo)
- [6] Costruzioni di macchine 1 (P.Davoli et.al) [7] Fatica in controllo di deformazione (M.Rossetto)
- [8] Fondamenti del metodo degli elementi finiti (C.A. Brebbia, J.J.Connor)
- [9] Effect of Elevated Temperatures on Mechanical Properties of Ultra High Strength Hot Work Tool Steel H11 (Dusan Arsic, Vukic Lazic, A.Sedmak, Milan Djordjevic)
- [10] Theory reference for Mechanical APDL and Mechanical Applications (Ansys Inc.)
- [11] Modellistica numerica per problemi differenziali 6° edizione (A.Quarneroni et al)
- [12] Ansys Fluent User's Guide (Ansys Inc.)
- [13] Acciai speciali – 1.2343 (ims S.p.a)
- [14] Acciaio Maraging 1.2709 (Proto Labs)
- [15] Effect of Microstructure on High Temperature Mechanical Properties of A319 Casting Alloy for Automotive Cylinder Heads (Ki-Jae Kim et al.)
- [16] Temperature Effects on the Tensile Properties of Precipitation-Hardened Al-Mg-Cu-Si Alloys (J.B. Ferguson et al.)
- [17] Spray Cooling Heat Transfer: The State of Art. (J.Kim. 28, s.l. : Elsevier, 2006, Vol. International Journal of Heat and Fluid Flow)
- [18] Lezioni di Costruzioni di Macchine (G.Petrucci)

[19] Ansys Mechanical APDL Element Reference (Ansys Inc.)

[20] Fatigue Behaviour of Maraging Steel 300 (L.F.Van Swam, R.M.Pelloux, N.J.Grant)

[21] Vincent Velay, Gérard Bernhart, Denis Delagnes, Luc Penazzi. A continuum damage model applied to high temperature fatigue lifetime prediction of a martensitic tool steel. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Wiley-Blackwell, 2005, 28 (11), pp.1009-1023. [ff10.1111/j.1460-2695.2005.00939.x](https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2005.00939.x). [ffhal-01384443f](https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2005.00939.x)