

Turbina ad alta temperatura

Giorgio De Trane,
Anthony S. Luna Gonzales,
Giulia Barbero,
Roberto Giusto

February 4, 2021



Materiali per applicazioni aerospaziali

Gruppo di lavoro n. 10B

Anno accademico 2020/2021

Contents

1	Introduzione	3
2	Funzioni, obiettivi, vincoli	5
3	Superleghe nei motori aeronautici	7
3.1	Composizione delle superleghe di Nickel	8
4	Processo Produttivo: Casting	9
4.1	Solidificazione	11
4.2	Struttura	12
4.2.1	Zone fredde, colonnari e centrali	12
4.3	Difetti	14
4.3.1	Porosità e ritiro	14
4.3.2	Inclusioni	14
4.3.3	Segregazione degli elementi di lega	15
4.4	Investment casting	16
5	Indici di merito	17
6	Conclusioni	21
6.1	Scelta finale	21
6.2	Sviluppi futuri	23

1 Introduzione

I turbomotori assiali aeronautici possono essere suddivisi, generalmente, in tre macrosezioni fondamentali: compressore, camera di combustione e turbina.

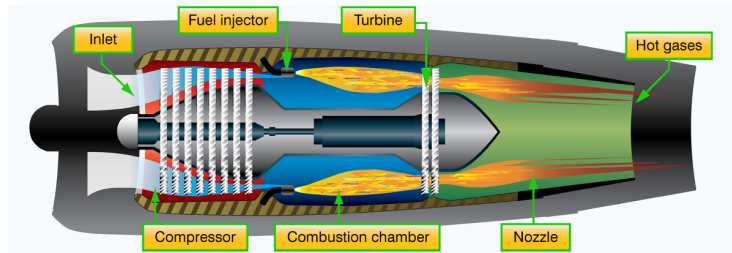


Figure 1: Schema generale di un motore turbojet [14]

Un *inlet* favorisce l'afflusso di aria esterna al *compressore*, il quale la comprime in un volume nettamente inferiore, attraverso vari stadi alternati di pale rotoriche-statoriche.

L'aria fortemente compressa viene poi miscelata con il carburante iniettato in *camera di combustione*, in una determinata proporzione (dipendente da vari fattori): la miscela viene quindi combusta, seguendo le trasformazioni di un preciso ciclo termodinamico (ogni motore ha la sua implementazione, ma i principi fondamentali sono gli stessi), causando un repentino aumento di pressione e temperatura.

Successivamente, i gas combusti vengono espansi rapidamente dalla *turbina* (la quale, inoltre, mette in rotazione l'albero di trasmissione), attraverso, in questo caso, vari stadi alternati di pale statoriche-rotoriche.

Infine, i gas espansi vengono espulsi e accelerati attraverso un *ugello*.

Tutto il processo fornisce una spinta, secondo il principio di azione-reazione [8].

Le temperature e le sollecitazioni raggiunte dalle palette di turbina sono tipicamente in range estremi (in particolare per gli stadi ad alta pressione), al punto che la scelta dei materiali é sostanzialmente diversa da quella del compressore.

In un moderno jet engine, si possono raggiungere temperature massime che eccedono i 1500 °C [7], senza contare le sollecitazioni meccaniche a cui sono sottoposte le pale HP, a causa di pressioni elevatissime, forze centrifughe per velocità di migliaia di RPM e intense vibrazioni, nonché problemi di corrosione e reazioni chimiche indesiderate, favorite oltretutto dall'alta temperatura.

É necessario, dunque, scegliere un materiale (o una combinazione di più materiali) in grado di sopportare, per il tempo di operatività del componente, l'effetto simultaneo dell'elevatissima temperatura, dell'aggressività chimica e delle sollecitazioni meccaniche istantanee e cicliche, tenendo in considerazione, eventualmente, la possibilità di un raffreddamento attivo.



Figure 2: Effetti dell'ambiente operativo estremo su una paletta di turbina [13]

2 Funzioni, obiettivi, vincoli

Utilizzando lo sconfinato database interattivo fornito dal software *Granta Edu-Pack* ed includendovi inizialmente tutti i materiali del terzo livello, sono stati imposti dei vincoli tali da soddisfare diversi obiettivi molto stringenti, sorti dalla necessità di costruire un componente in grado di operare in un ambiente così ostile, come descritto nelle sezioni 1 e 3 e riassunto nella tabella (1).

Funzioni	Produzione di palette per stadi di turbina HP
Obiettivi	Ottima resistenza a frattura Ottima resistenza a fatica
Vincoli	$T_{max} \approx 1100 \text{ }^{\circ}\text{C}$ $K_{1c} > 30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ $\sigma_e > 360 \text{ MPa}$ Resistenza all'ossidazione: ottima Processo produttivo: investment casting Percentuale di materiale riciclabile: fino al 30%

Table 1: Funzioni, obiettivi e vincoli di progetto

Come già detto nella sezione 1, l'ambiente estremamente ostile necessita l'imposizione di vincoli molto rigidi, a partire dalla temperatura di esercizio e dalla resistenza all'ossidazione, fino a vincoli di natura meccanica.

In particolare, ci si è focalizzati sulla *fracture toughness* e sulla *resist fatigue* che, come verrà approfondito in sezione 5, sono poi le due grandezze scelte per valutare le performance tramite indici di merito.

La *fracture toughness* è un parametro estremamente importante, in quanto consente di valutare in maniera quantitativa la resistenza alla propagazione di una cricca.

Nel caso in cui una cricca dovesse verificarsi e superare una certa dimensione critica, una corretta valutazione di questo requisito ne impedisce la propagazione repentina, col rischio di failure incontenibile.

A questa grandezza è inevitabilmente legata la *resist fatigue*. Tali cricche sono infatti generate da carichi ciclici, spesso di magnitudine decisamente inferiore alla *ultimate tensile strength* del materiale, per cui un'elevata resistenza a fatica è di vitale importanza per componenti soggetti a vibrazioni e sollecitazioni cicliche prolungate.

Dato che già preliminarmente il database ha scartato materiali non appartenenti alla famiglia delle leghe, è stato imposto un ulteriore vincolo sul processo produttivo. Si è optato per l'*investment casting* piuttosto che per l'*additive manufacturing* (approfondimento in sezione 4), per favorire un rateo di produzione molto elevato, che possa col tempo ammortizzare gli enormi investimenti iniziali che questa scelta comporta.

Seppur non al livello dell'AM, questo processo produttivo porta a un ridotto spreco di materiale rispetto ad altre tecniche sottrattive.

Oltre a rappresentare un potenziale risparmio economico, la riduzione di materiale sprecato é un obiettivo chiave (tra i tanti) per la sostenibilità ambientale, verso cui anche le aziende aerospaziali stanno adottando e intensamente pianificando un approccio più sostenibile per il futuro, in virtù di motivazioni etiche e anche delle normative in merito, con gli anni sempre più severe ed esigenti. Alla luce di queste considerazioni e di quanto visto in risorse come l'*European Aviation Environmental Report* (2019) di EASA [6] o in *Best Industry Practices for Aircraft Decommissioning (BIPAD)* dell'IATA [3], si é deciso di imporre come requisito di progetto una percentuale di riciclabilità del 30%, per il materiale target.

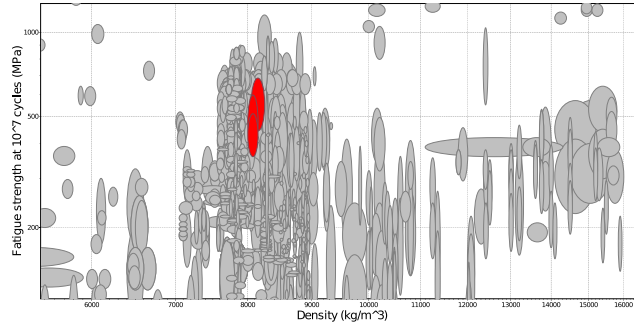


Figure 3: Fatigue vs Density

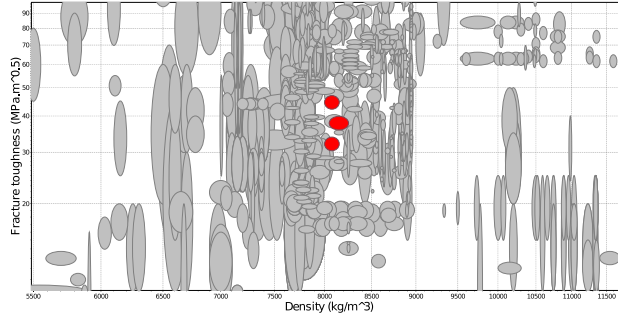


Figure 4: Fracture Toughness vs Density

Come si può notare, i vincoli imposti hanno messo in evidenza tre potenziali materiali candidati, appartenenti alla famiglia delle superleghe di nickel (approfondimento in sezione 3).

3 Superleghe nei motori aeronautici

L'evoluzione esponenziale del settore aerospaziale e di tutte le discipline satelliti, nel corso degli ultimi decenni, vede sicuramente la scienza dei materiali tra i suoi driving factors.

Tra le infinite innovazioni, un ruolo essenziale è sicuramente giocato dalle *superleghe*.

Tali leghe metalliche sono così definite poiché possono tipicamente raggiungere una temperatura di esercizio pari a circa il 70-80 % della propria temperatura di fusione, anche per periodi piuttosto prolungati, pur mantenendo eccezionali proprietà meccaniche.

In commercio sono disponibili una moltitudine di superleghe, tra cui quelle basate sul Nickel, sul Titanio, sul Cobalto e molte altre. Viste le elevatissime temperature di esercizio delle palette di turbina HP, le uniche superleghe con cui al momento sono prodotte, sono proprio quelle a base di Nickel e, più recentemente, anche Cobalto.

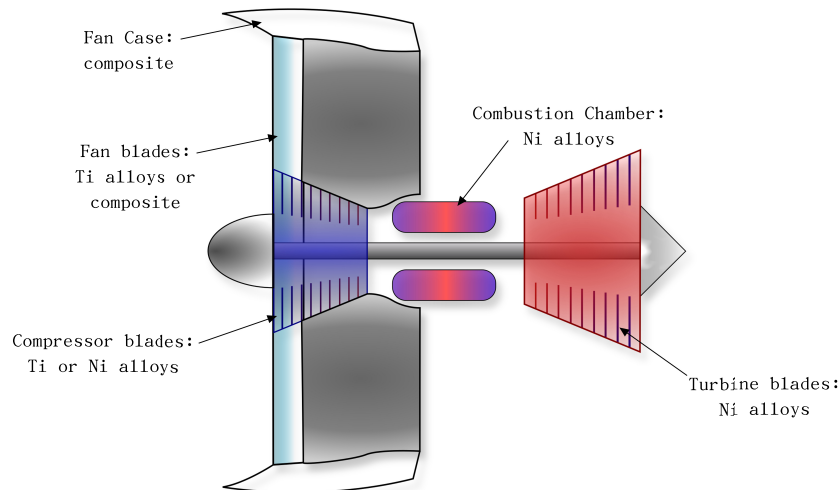


Figure 5: Materiali tipici in un motore turbofan [11]

Queste superleghe hanno portato innumerevoli benefici nell'efficienza operativa complessiva dei moderni velivoli.

Ad esempio, all'aumentare del gradiente termico operativo, aumenta il rendimento del motore, con un impatto positivo sull'efficienza e sui costi complessivi. Inoltre, l'elevata resistenza agli sforzi ciclici, a cui le palette sono continuamente sottoposte, consente una riduzione e semplificazione delle invasive operazioni di manutenzione a terra, diminuendo quindi l'introduzione di errori umani e, allo stesso tempo, garantendo al velivolo un maggior numero di missioni durante la propria vita operativa.

3.1 Composizione delle superleghe di Nickel

Una peculiarità delle superleghe di Nickel é l'elevata presenza di elementi alliganti, fino al 40-60%, in una matrice di Nickel [9].

Sono tipicamente inseriti Cromo (10-20%), Cobalto (5-15%), Alluminio e Titanio (8%, complessivamente), oltre a piccole quantità di elementi come Molibdeno, Tungsteno e Carbonio.

Elemento	Funzione
Cromo	Rafforzamento per soluzione solida e resistenza alla corrosione
Molibdeno	Rafforzamento per soluzione solida e resistenza al creep
Tungsteno	Rafforzamento per soluzione solida e resistenza al creep
Cobalto	Rafforzamento per soluzione solida
Niobio	Indurimento da precipitati e resistenza al creep
Alluminio	Indurimento da precipitati e resistenza al creep
Carbonio	Tempra al carburo e resistenza al creep

Table 2: Funzione degli elementi alliganti [9]

Nello specifico, le tre superleghe estrapolate dal database sono le seguenti: *MAR-M 432*, *IN-162* e *MAR-M 421*.

Ulteriori criteri di selezione progettuale sono applicati in sezione 5.

4 Processo Produttivo: Casting

Negli ultimi anni, la manifattura additiva ha iniziato a soppiantare svariati processi più tradizionali, in primis nel settore aerospaziale.

In particolare, la capacità di produrre geometrie complesse e non ottenibili con lavorazioni sottrattive, ha reso la manifattura additiva di notevole interesse nella produzione di palette, in cui sono presenti svergolature studiate ad hoc, oltre alla frequente necessità di renderle cave per un eventuale raffreddamento attivo. Tipicamente, per le palette in superleghe, si utilizzano il *Selective Laser Melting* e l'*Electron Beam Melting*.

In particolare, la seconda tecnica presenta una maggiore efficienza, nonché un rateo produttivo superiore e una maggiore affinità con metalli molto riflettivi, difficilmente lavorabili in SLM.

Tale rateo produttivo, specialmente se si considera il miglioramento della tecnologia negli anni, può compensare l'esorbitante costo iniziale dei macchinari EBM, che devono operare in vacuum e garantire una schermatura esterna dai raggi X potenzialmente prodotti, aumentando notevolmente la complessità del processo e la manutenzione che ne deriva.

Nonostante le potenzialità dell'AM, per seguire un workflow compatibile col database di *Granta*, si è optato per un altro processo produttivo più tradizionale, il *casting*.

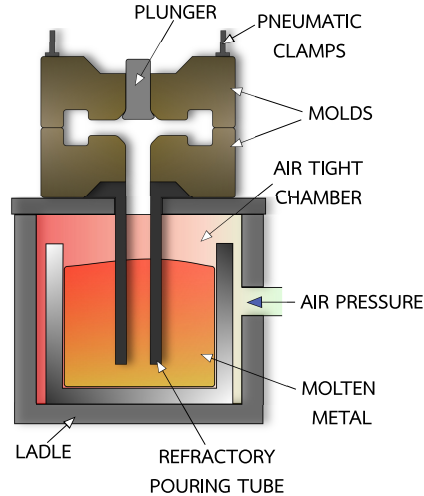


Figure 6: Schema di un casting in low-pressure permanent mold [11]

Tra i metodi tradizionali, questa tecnica produttiva, che consiste nella solidificazione di metallo fuso in uno stampo dalla geometria prossima a quella desiderata, si è notevolmente evoluta negli ultimi anni, al punto da essere il gold standard nella produzione di parti in superleghe di Nickel ad alte prestazioni, con

tecniche avanzate come il casting con gas a bassa pressione o l' *investment casting* in vacuum, scelta definitiva per la manifattura del componente.

Altri processi quali ad esempio il casting in lingotti, con successiva forgiatura o estrusione, portano troppo spesso a cricche e danni irreversibili durante la lavorazione, se applicati a queste superleghe [9].

Inoltre, seppur non sempre al livello della manifattura additiva, l' *investment casting* consente comunque un minor spreco di materiale, dato che le operazioni di natura strettamente sottrattiva sono limitate ad un'inevitabile rifinitura del componente estratto dallo stampo.

Un altro vantaggio dell' *investment casting*, decisivo nella scelta del processo produttivo (al momento della stesura di questa relazione), é il minor costo complessivo a fronte di un rateo di produzione molto alto.

Attualmente, infatti, la manifattura additiva é praticamente d'obbligo per geometrie estremamente complesse, per le quali altri metodi sono inutilizzabili o troppo onerosi in termini di complessità di progetto e di costi produttivi; inoltre, l'AM ha un notevole vantaggio economico nell'abbattimento iniziale dei costi.

Tuttavia, allo stato attuale della tecnologia, la geometria di una paletta di turbina é realizzabile tramite *investment casting*, che garantisce allo stesso tempo un abbattimento dei costi in una produzione su larga scala, come già accennato.

É però doveroso far presente che, in un futuro sicuramente non molto lontano, i costi e la velocità di manifattura dell'additive manufacturing su produzioni di massa saranno in grado di soppiantare definitivamente metodi più tradizionali, anche in virtù del fatto che i brevetti su questa tecnologia sono scaduti nel 2016 [10]. Molti gruppi di ricerca e grosse aziende del settore aerospaziale stanno infatti investendo continuamente sulla manifattura additiva, aprendo le porte anche a nuovi materiali e geometrie cave estremamente complesse, generate automaticamente da calcoli strutturali con algoritmi di intelligenza artificiale, con lo scopo di migliorare le prestazioni abbattendo allo stesso tempo la quantità di materiale utilizzato e cercando di rimpiazzare definitivamente il workflow della classica progettazione CAD, intrinsecamente legata a processi di natura sottrattiva.

Ulteriori considerazioni in merito all'AM sono presenti nella sezione 6.

4.1 Solidificazione

Il principio alla base del casting é la solidificazione di un metallo fuso all'interno di uno stampo, la cui geometria verrà trasferita al prodotto finale, una volta estratto.

Come per qualsiasi liquido, la condizione necessaria affinché avvenga tale passaggio di stato é il raffreddamento al di sotto della temperatura di solidificazione, caratteristica di ogni materiale.

Questa condizione non é però sufficiente: é infatti possibile che un liquido mantenga il suo stato fisico per un tempo indefinito, anche molto al di sotto della temperatura di solidificazione, nel fenomeno noto come *supercooling*.

Affinché avvenga la solidificazione, infatti, oltre al raggiungimento della temperatura target, é necessario che avvenga il fenomeno di *nucleazione*.

Nel caso di un materiale puro (o molto vicino a tale condizione), nuclei identici, soggetti ad un moto relativo sempre più lento col decrescere della temperatura, cominciano a solidificare e a formare agglomerati policristallini di dimensione man mano crescente.

Finché questi raggruppamenti di particelle solide non raggiungono una *dimensione critica*, in assenza di perturbazioni e di impurità, i nuclei possono ritornare in soluzione liquida; é per questo motivo che si verifica il supercooling.

Una volta raggiunta tale dimensione critica, la solidificazione ha luogo per *nucleazione omogenea*.

Nel caso di materiali non puri, come ad esempio le leghe metalliche, il supercooling non si verifica poiché il sistema é ricco di molecole di vari altri materiali e impurità, che fungono da centro di nucleazione stabile. Anche le pareti di uno stampo, soprattutto al crescere della superficie esposta, forniscono dei centri di nucleazione stabili.

Per questo motivo, nei materiali non puri avviene una *nucleazione eterogenea*, fenomeno che si instaura stabilmente e si autosostiene non appena si scende al di sotto della temperatura di solidificazione [9].

Tale processo può tuttavia essere studiato e controllato industrialmente al fine di ottenere determinate proprietà meccaniche, fisiche e chimiche o anche estetiche nel prodotto finale, manipolando vari parametri come la velocità di raffreddamento o l'inserimento di percentuali variabili di elementi alliganti nelle leghe.

Tutti questi procedimenti, oltre ad eventuali trattamenti termici successivi, influenzano le caratteristiche finali del prodotto, agendo sulla struttura cristallina del materiale e a tale scopo, si fa riferimento ai *diagrammi di fase*.

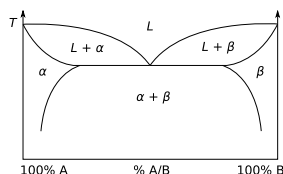


Figure 7: Diagramma di fase binario generico [1]

4.2 Struttura

4.2.1 Zone fredde, colonnari e centrali

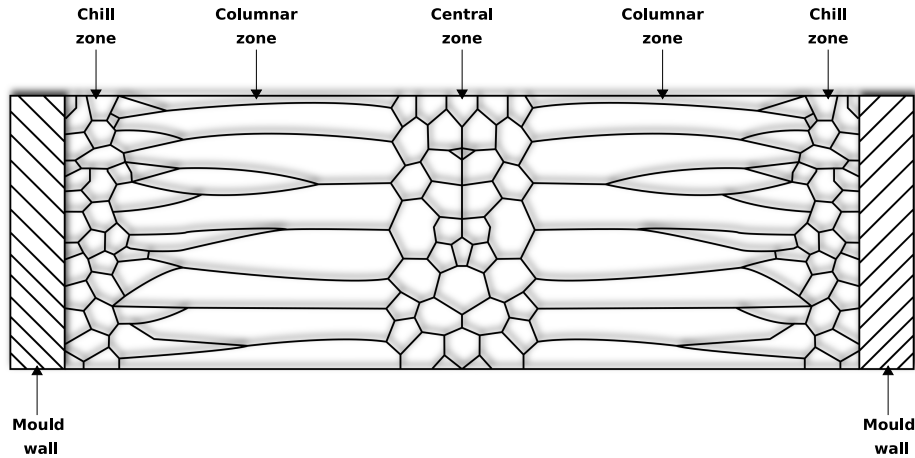


Figure 8: Grani di un lingotto raffreddato [11]

Considerando per semplicità di esposizione lo stampo di un lingotto, in sezione si possono osservare delle macroaree distinte con struttura del grano differente. Per una data composizione di una lega, la geometria, la dimensione e la disposizione caratteristica di tali grani dipendono fortemente, come già accennato, dalla velocità di raffreddamento, che a sua volta è influenzata dalla temperatura di colata, dalla forma macroscopica dello stampo e quindi dal volume di metallo liquido che può ospitare.

Come si osserva in figura (4.2.1), le tre regioni distinte sono:

- *Zona fredda*

Questa regione è la prima a formarsi, per nucleazione eterogenea facilitata dal contatto con le pareti dello stampo, che oltretutto incrementano la velocità di raffreddamento locale del metallo.

I grani, che in questa zona si formano molto rapidamente, continuano ad incrementare la propria dimensione finché non vengono ostacolati e vincolati dalla presenza degli altri grani adiacenti.

Il grano si presenta dunque di forma irregolare ma non allungata e di dimensioni consistenti, ed è distribuito tipicamente nell'intorno delle pareti.

Tuttavia, nel caso di una temperatura di colata troppo bassa, la macrosolidificazione del lingotto avviene molto rapidamente, generando delle tensioni che fanno staccare i nuclei dalla zona fredda, i quali si distribuiscono più omogeneamente in tutto il restante metallo liquido, fungendo a loro

volta da centri di nucleazione e innestando un effetto a catena, che fa solidificare tutto il metallo con una distribuzione di grano complessivamente uguale a quella della zona fredda: non sono quindi apprezzabili altre zone distinte [9].

- *Zona colonnare*

Nella maggior parte dei casi, la temperatura di colata del casting viene mantenuta il più elevata possibile.

In seguito alla formazione della zona fredda, la zona colonnare inizia più lentamente a formarsi a partire da essa.

É caratterizzata da grani di forma aciculare, a sviluppo medio ortogonale rispetto alle pareti dello stampo e in direzione opposta al flusso di calore (dalle zone più fredde a quelle più calde); lo sviluppo segue inoltre la direzione energeticamente più favorevole [9].

- *Zona centrale*

In alcuni casi, il metallo continua a solidificarsi seguendo lo sviluppo colonnare.

Tuttavia, il più delle volte, si sviluppa indipendentemente una zona centrale equiassiale, con grani relativamente più tondeggianti rispetto alla zona fredda e di orientamento casuale.

Questi grani bloccano la crescita della zona colonnare quando vi entrano in contatto.

La prevalenza complessiva di zona centrale o di zona colonnare dipende dal gradiente termico tra l'interfaccia solido-liquido, legato, oltre che al materiale stesso, anche alla forma dello stampo e al volume di liquido che quindi può ospitare.

Più é basso il gradiente termico, più viene favorito il sopravvento della zona equiassiale. Viceversa, un forte gradiente termico fa prevalere la formazione di grani colonnari [9].

4.3 Difetti

Nel settore aerospaziale, le normative in merito alla produzione di componenti per velivoli, in Europa regolate dall'*EASA*, prevedono controlli molto più stringenti rispetto ad altri settori come quello automobilistico.

Molto spesso addirittura non si effettuano controlli a campione su un lotto di produzione, ma si procede al controllo per ogni singolo componente.

In particolare, nel casting non devono essere presenti difetti che compromettano l'integrità strutturale del componente, per cui si attuano controlli severi in merito alla porosità, al ritiro, alla presenza e distribuzione di inclusioni intermetalliche e alla segregazione di elementi di lega.

4.3.1 Porosità e ritiro

La formazione di pori é dovuta alla presenza di gas rimasti intrappolati all'interno del materiale, durante la solidificazione.

Possono presentarsi pori di forma irregolare oppure *wormholes*, ossia pori di forma tubolare, formati a causa dell'espansione forzata di bolle d'aria nella direzione del flusso di calore.

Altre bolle d'aria possono formarsi a causa del ritiro del metallo durante la solidificazione.

In ogni caso, la porosità compromette l'integrità strutturale del componente. Si può eliminare la porosità di un materiale sottoponendolo ad un trattamento termico noto come *Hot Isostatic Pressing*, che consiste nell'esposizione ad alta temperatura e alta pressione, in una camera con un gas inerte.

Tale processo consente l'eliminazione di cavità e microporosità attraverso l'effetto combinato di deformazione plastica, creep e diffusione allo stato solido, garantendo al componente, tra i vari benefici, una maggiore *resist fatigue* [9].

4.3.2 Inclusioni

Durante la solidificazione, a seconda delle condizioni di raffreddamento descritte dal diagramma di fase opportuno, si ottengono per precipitazione dei composti intermetallici, che formano delle inclusioni, spesso causa di frattura del componente.

Infatti, tali inclusioni interagiscono con le dislocazioni e causano la crescita di microcavità interne, che si uniscono in una cricca centrale, su un piano perpendicolare alla retta d'azione del carico sollecitante.

Durante questa fase, nei materiali come le leghe metalliche, si ha un accumulo di energia di deformazione plastica, fino al raggiungimento di una dimensione critica della macrocricca, oltre il quale si verifica la frattura duttile.

Proprio nel caso dei materiali duttili, lo stress che porta a rottura il materiale può essere sostanzialmente inferiore alla *ultimate tensile strength*. Questo si rivela un problema anche su lunghe scale di tempo, in cui un componente é sottoposto a sollecitazioni cicliche di bassa entità, durante le quali avviene però la propagazione di cricche, per le quali le inclusioni fungono da punto di concentrazione di stress.

Inoltre, le inclusioni presentano coefficienti di espansione termica considerevolmente differenti da quelli del materiale dominante, in quanto composti intermetallici.

Questa differenza porta a ulteriori concentrazioni di stress localizzati nell'intorno dell'inclusione.

È quindi fondamentale controllare il processo di solidificazione seguendo i diagrammi di fase, tenendo conto che la formazione di precipitati intermetallici è influenzata dalla velocità di raffreddamento ma anche dalla percentuale e dal tipo di elementi alliganti inclusi nella lega, che possono essere manipolati a seconda delle esigenze [9].

4.3.3 Segregazione degli elementi di lega

La solidificazione di una lega metallica comporta inevitabilmente una distribuzione non esattamente omogenea degli elementi che la compongono, che possono quindi trovarsi segregati in zone di discontinuità.

Tale fenomeno si può manifestare come *macrosegregazione* se coinvolge l'intero componente su larga scala ed è legato al gradiente termico tra zone superficiali e zone centrali, per le quali si instaura un rateo di diffusione molto differente. Questo porta ad una forte anisotropia del componente, che presenta appunto proprietà fisiche variabili tra il centro e la superficie.

Se invece il fenomeno si manifesta su una scala inferiore alla dimensione media del grano, prende il nome di *microsegregazione* ed è dovuto alla differenza di composizione locale del nucleo dendritico, che è più ricco di elementi alliganti al centro in cui comincia la nucleazione.

La segregazione può essere mitigata o del tutto risolta attraverso trattamenti termici prolungati ad alta temperatura, tipicamente poco sotto il punto di fusione.

Le elevate temperature, se protratte per un tempo sufficientemente lungo, favoriscono la diffusione molecolare, permettendo quindi ai vari elementi di distribuirsi in maniera più omogenea nel componente [9].

4.4 Investment casting

Come già accennato all'inizio in sezione 4, esistono numerose tecniche appartenenti alla famiglia del casting, un processo produttivo già utilizzato da millenni e dalle più disparate civiltà.

Senz'ombra di dubbio, tra le notevoli evoluzioni di questa tecnica nel corso della storia, l' *investment casting* si presta in maniera eccezionale alla produzione di componenti dalle geometrie complesse, con tolleranze più strette e finiture superficiali molto fini, al punto da essere al momento il gold standard per la produzione di palette di turbina.

La tecnica prevede l'utilizzo di un modello sacrificale della geometria finale, realizzato in un materiale a basso costo, come una cera, una resina o una schiuma, attorno al quale viene poi formato il vero e proprio stampo, tipicamente in materiali refrattari in grado di ospitare il metallo fuso.

È sufficiente poi far sciogliere il modello iniziale per ottenere lo stampo entro cui viene versato il metallo [9].

L'investment casting esiste sin dall'antichità e al giorno d'oggi si realizza con tecniche e macchinari molto più sofisticati, che tipicamente rappresentano la barriera di costo iniziale, da ammortizzare nel tempo con un alto rateo di produzione.

Oltre al pouring per effetto della gravità, nella produzione di componenti ad elevate prestazioni, si utilizzano tecniche più avanzate come il *vacuum casting*, in cui un vuoto risucchia nella cavità il materiale fuso, attraverso un condotto, in direzione opposta alla gravità.

Una volta solidificata la quantità di materiale necessario attorno alle pareti, viene rilasciato il vuoto, permettendo al metallo in eccesso di fluire via ed essere riutilizzato.

Attualmente, come già ribadito più volte, l'*additive manufacturing* si sta rivelando man mano sempre più competitivo col casting, per quanto detto all'inizio in sezione 4.

Ciò non vuol dire che le due tecniche debbano necessariamente essere in antitesi l'una con l'altra, è infatti oggi molto comune utilizzare la manifattura additiva per produrre le componenti in resine destinate alla creazione degli stampi da investment casting, anche nello specifico per quanto riguarda la produzione di palette.

5 Indici di merito

Una buona strategia di analisi qualitativa per la selezione di materiali é rappresentata dalla valutazione di alcuni parametri frazionari, riferiti a una moltitudine di proprietà fisiche, chimiche, termiche, meccaniche, ecc, noti come indici di merito.

Tali indici, definiti ad hoc in base alle necessità del progettista, consentono di effettuare rapidamente un'indagine comparativa tra una lista di potenziali candidati che hanno superato una fase di preselezione, nel caso in cui la scelta del materiale non sia particolarmente ovvia o scontata.

Nel caso specifico della paletta di uno stadio di turbina ad alta pressione, come più volte ribadito, sorgono diverse sfide con requisiti estremi da soddisfare simultaneamente.

Possono quindi tornare molto utili alcuni indici di merito, dato che devono essere garantiti una elevata temperatura di esercizio, un basso coefficiente di espansione termica, un'alta fracture toughness, un'alta resistenza a fatica, un elevato modulo elastico, un'alta frequenza naturale di risonanza, oltre che un'ottima resistenza all'aggressività chimica dell'ambiente operativo.

Tutti i possibili indici di merito di un materiale sono spesso definiti in funzione della densità, specialmente in campo aerospaziale, in cui l'ottimizzazione del peso di ogni componente risulta fondamentale, tra le svariate motivazioni, per massimizzare l'efficienza propulsiva, riducendo quindi la spesa sul carburante, che ha un impatto sostanziale sui costi complessivi di un velivolo e sulla sostenibilità [6].

In seguito alla promettente fase di preselezione sul database, superata da tre materiali candidati, si é deciso di concentrarsi sugli indici relativi alla *fracture toughness* e alla *resist fatigue*, per le quali i materiali preselezionati non mostrano evidenti compromessi ottimali.

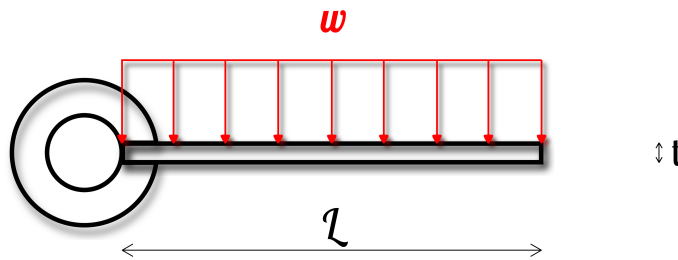


Figure 9: Schematizzazione semplificata di una paletta [11]

Per semplificare i calcoli, si assume una paletta rappresentata da una trave a base rettangolare estrusa, caratterizzata da:

- Lunghezza L [m]
- Spessore t [m]
- Larghezza λt [m] (con aspect ratio λ)
- Carico uniformemente distribuito $w = \frac{F}{L}$ [N/m]
- Stress applicato $\sigma(y) = \frac{M}{I} \cdot y$ [$\frac{N}{m^2}$] (dall'equazione di *Navier*)
 - $I = \frac{\alpha t^4}{12}$ [m^4]
 - $M = \frac{wl^2}{2}$ [$N \cdot m$]
- Stress massimo per $\sigma_{max} = \sigma(y = \frac{t}{2})$
- Area della sezione $A = \lambda t^2$ [m^2]
- Densità ρ [$\frac{kg}{m^3}$]
- Massa $m = \rho \cdot AL$ [kg]

Attraverso una manipolazione delle giuste grandezze, gli indici di merito di interesse possono essere ricavati in maniera del tutto indipendente dalla geometria della paletta, focalizzandosi quindi sulle proprietà intrinseche del materiale.

Ipotizzando che la paletta abbia una cricca centrale di dimensioni trascurabili rispetto alla sua larghezza, si definisce la *fracture toughness*:

$$K_{1c} = \sigma (\pi c)^{0.5} \quad (1)$$

dove σ é lo sforzo applicato, c é la dimensione della cricca.

Manipolando l'equazione con le caratteristiche della paletta precedentemente elencate, si ottiene una massa $m \propto \left(\frac{\rho}{K_{1c}}\right)$.

Alla luce di quanto detto, si definisce il relativo indice di merito, da massimizzare [7]:

$$i_K = \left(\frac{K_{1c}}{\rho}\right) \quad (2)$$

Si procede in maniera del tutto analoga per definire un indice di merito relativo alla *resist fatigue*.

Si definisce una *resist fatigue* (che deve essere il piú alta possibile, visto l'onere delle sollecitazioni cicliche a cui é tipicamente sottoposta una paletta di turbina), attraverso la disuguaglianza:

$$\sigma_e \geq \frac{wL}{A} \quad (3)$$

Dopo varie sostituzioni algebriche, si ottiene una massa $m \propto \frac{\rho}{\sigma_e}$.

Per cui in definitiva, si definisce il relativo indice di merito, da massimizzare [7]:

$$i_{sigma} = \left(\frac{\sigma_e}{\rho} \right) \quad (4)$$

Sfruttando queste definizioni ed i dati reperiti su *Granta*, sono stati calcolati i due indici di merito per ogni materiale, tramite un breve script in *Octave* [5], disponibile nel repository di questo progetto [12].

Considerando che, per come sono stati definiti, tali indici devono essere massimizzati al fine di ridurre il peso, una possibile opzione é quella di comparare il valore massimo di ognuno dei due indici e trovare un compromesso a seconda delle prioritá di progetto.

$$Materials = [MARM432, IN162, MARM421] \quad (5)$$

$$\vec{i}_{sigma} = [\mathbf{0.0069325}, 0.0053870, 0.0060681] \quad (6)$$

$$\vec{i}_K = [0.00046442, \mathbf{0.00055294}, 0.00039814] \quad (7)$$

Da (5), (6) e (7) si evince come la lega *MARM432* presenti la migliore resistenza a fatica a paritá di peso, permettendo, potenzialmente, una maggiore durata dell'operativitá del componente.

D'altro canto, si evince anche che la lega *IN162* ha una migliore fracture toughness a paritá di peso.

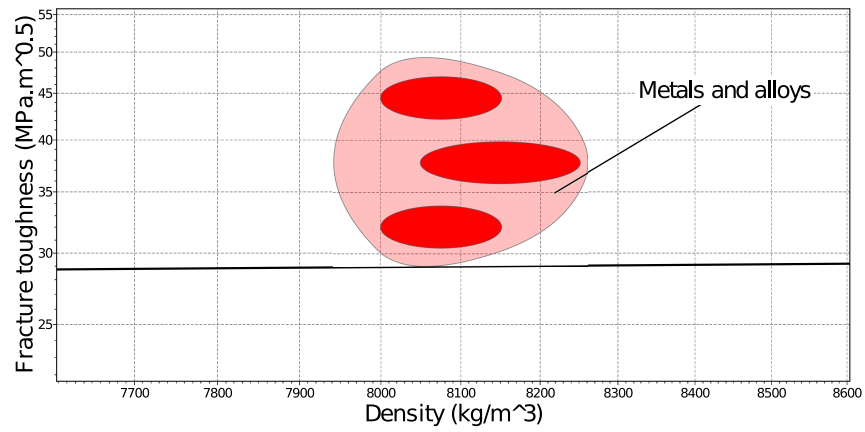


Figure 10: Indice di merito rappresentato dalla pendenza della retta

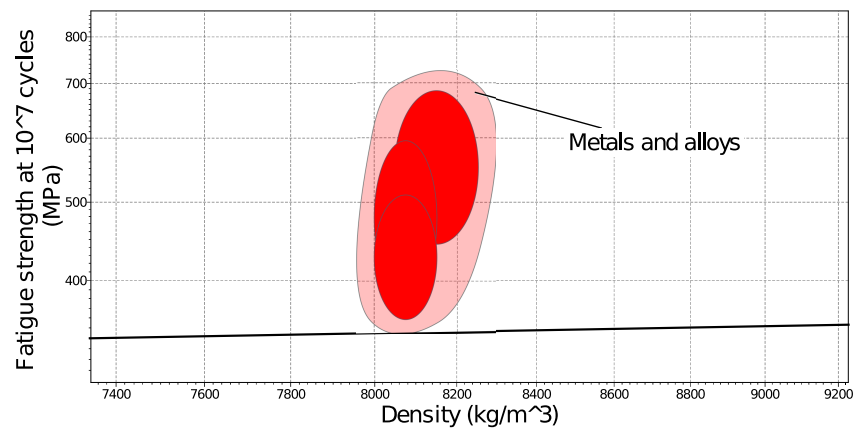


Figure 11: Indice di merito rappresentato dalla pendenza della retta

6 Conclusioni

6.1 Scelta finale

É evidente come, tra i tre candidati, spicchino in particolare *MARM-432* e *IN-162*, ognuno per due proprietà diverse, anche se é doveroso mettere in risalto che tutti e tre i materiali non presentano differenze enormi nelle proprietà ritenute di interesse per questo progetto.

Nel contesto di una produzione reale, potrebbero potenzialmente entrare in gioco altri fattori determinanti come la disponibilità sul mercato, contatti già consolidati con fornitori che producono un materiale piuttosto che un altro, indici di costo (per quanto questi ultimi meno rilevanti nel settore aerospaziale), ecc.

In questo caso, la scelta finale é stata determinata da considerazioni puramente prestazionali, rispetto ai vincoli di progetto e agli indici di merito imposti.

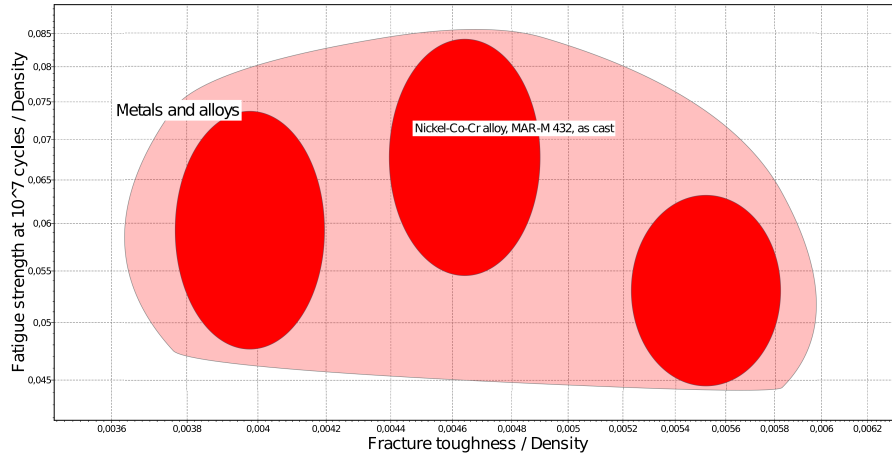


Figure 12: Fatigue Index vs Fracture Toughness Index

Come ultimo step, il plot di un indice in funzione dell'altro mette in risalto che *MARM-432* occupa mediamente il punto massimo, per cui é stato scelto come materiale finale di progetto, anche in virtù del fatto che si é deciso di dare priorità alla resistenza a fatica piuttosto che alla fracture toughness, seppur con la consapevolezza che le due grandezze siano correlate.

É inoltre opportuno far presente che le densità tra i tre materiali candidati sono assolutamente comparabili, in quanto tutti e tre appartenenti alla categoria delle leghe di Nickel, per cui in realtà si ha quasi un confronto diretto tra *fatigue strength* e *fracture toughness*, dato che in questo specifico scenario la densità in sé non gioca un ruolo rilevante.

Nickel-Co-Cr alloy, MAR-M 432, as cast	
Al (aluminum)	2.8 %
B (boron)	0.015 %
Co (cobalt)	20 %
Cr (chromium)	15.5 %
Nb (niobium)	2 %
Ni (<i>nickel</i>)	50.3 %
Ta (tantalum)	2 %
Ti (titanium)	4.3 %
W (tungsten)	3 %

Table 3: Composizione di MAR-M 432

Properties		
Density	8.05e3 – 8.25e3	$[\frac{kg}{m^3}]$
Young's modulus	195 – 210	$[GPa]$
Yield strength (elastic limit)	960 – 1,18e3	$[MPa]$
Tensile strength	1,12e3 – 1,37e3	$[MPa]$
Fatigue strength at 10^7 cycles	445 – 685	$[MPa]$
Fracture toughness	35,9 – 39,8	$[MPa \cdot m^{0.5}]$
Melting point	1,2e3 – 1,38e3	$[C]$
Maximum service temperature	797 – 1,1e3	$[C]$
Thermal expansion coefficient	11 14	$[\frac{\mu strain}{C}]$
Recycle fraction in current supply (2018)	28,9 – 31,9	$[%]$

Table 4: Proprietà di rilievo di MAR-M 432

6.2 Sviluppi futuri

Sicuramente, nei prossimi anni, la manifattura additiva, grazie a tecnologie come l'*EBM*, potrà affermarsi anche in situazioni in cui é richiesto un elevatissimo rateo produttivo.

Come già abbondantemente detto in sezione 4, presenta enormi vantaggi rispetto ad altri metodi tradizionali ed é insostituibile per determinate geometrie troppo complesse.

Infatti, attualmente, la maggior parte delle aziende aerospaziali investono molto su questa tecnologia, in molti casi utilizzandola già per produzioni quantitativamente notevoli, come nel caso di *General Electric*, che affida all'azienda italiana *Avio* la manifattura in EBM di palette di turbina per il motore turbofan *GE-90X* [4].

A tale tecnologia si prestano numerose leghe e la ricerca in merito a nuovi materiali ad alte prestazioni (non solo metallici) che possano sfruttarla al meglio é molto fiorente, come nel caso della superlega Co-Ni10, con cui sono stati ottenuti ottimi risultati, sperimentati anche su provini dalla geometria di palette, sia in *selective laser melting* che in *electron beam melting*, per le quali le tradizionali superleghe di Nickel tendono a manifestare cricche durante la manifattura, dovute alla rapida precipitazione della fase γ' [2].

Si prevede, in conclusione, che la manifattura additiva diventerá lo standard nella produzione di palette di turbina, cosí come di una miriade di altre componenti del settore aerospaziale (e non solo) e che i database di materiali come *Granta* verranno conseguentemente aggiornati per meglio includerla ed integrarla nel proprio workflow.

References

- [1] Michbich; derivative work (Dr. Báder Im). *Binary system phase diagram*. <https://commons.wikimedia.org/w/index.php?curid=8394880>.
- [2] Murray; S.P.; Pusch; K.M.; Polonsky; A.T. et al. “A defect-resistant Co–Ni superalloy for 3D printing”. In: *NATURE COMMUNICATIONS* (2020).
- [3] IATA (International Air Transport Association). *Aircraft Decommissioning Workshop (BIPAD) 1st Edition*. 2018. ISBN: 978-92-9229-827-2.
- [4] Tomas Kellner (General Electric Aviation). *The Blade Runners: This Factory Is 3D Printing Turbine Parts For The World’s Largest Jet Engine*. <https://www.ge.com/news/reports/future-manufacturing-take-look-inside-factory-3d-printing-jet-engine-parts>. 2018.
- [5] John W. Eaton and many others. *GNU Octave*. <https://www.gnu.org/software/octave/index>. 2020.
- [6] EASA; European Environment Agency; EUROCONTROL. *European Aviation Environmental Report*. 2019.
- [7] Ikpe Aniekan Essienubong; Owunna Ikechukwu; Patrick O. Ebunilo; Ememobong Ikpe. “Material Selection for High Pressure (HP) Turbine Blade of Conventional Turbojet Engines”. In: *American Journal of Mechanical and Industrial Engineering* (2016).
- [8] David T. Pratt Jack D. Mattingly William H. Heiser. *Aircraft Engine Design, Second Edition (AIAA Education Series)*. 2nd. American Institute of Aeronautics and Astronautics: AIAA Education Series. AIAA, 2003. ISBN: 1563475383,9781563475382.
- [9] Adrian P. Mouritz. *Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing in Materials, 2012.
- [10] A. Vevers; A. Kromanis; E. Gerins; J. Ozolins. “ADDITIVE MANUFACTURING AND CASTING TECHNOLOGY COMPARISON: MECHANICAL PROPERTIES, PRODUCTIVITY AND COST BENCHMARK”. In: *LATVIAN JOURNAL OF PHYSICS AND TECHNICAL SCIENCES* (2018).
- [11] The Inkscape Project. *Inkscape*. <https://inkscape.org/>.
- [12] De Trane Giorgio; Luna Gonzales Anthony S.; Barbero Giulia; Giusto Roberto. *Repository relazione di Materiali per Applicazioni Aerospaziali*. <https://github.com/BaldPolnareff/Relazione-Materiali>.
- [13] Stahlkocher. *Turbine Blade*. https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/f/f9/Turbinenschaufel_RB199.jpg. Accessed on 2020-11-11.
- [14] Aircraft Systems Tech. *Turbojet*. <https://www.aircraftsystemstech.com/p/gas-turbine-engines-types-and.html>. Accessed on 2020-11-11.