

UNIVERSITA' POLITECNICA DELLE MARCHE

FACOLTA' DI INGEGNERIA

Corso di Laurea magistrale in ingegneria gestionale

Analisi delle cause di guasto degli stampi durante la compattazione delle polveri metalliche

Analysis of the causes of failure of the molds during the compaction of metal powders

Relatore: Chiar.mo

Tesi di Laurea di:

Prof. Filippo Emanuele Ciarapica

Matteucci Alessandro

A.A. 2020/2021

INDICE

1. Pressatura delle polveri metalliche 10
1.1 Densità-porosità-pressione di compattazione
1.1.1 Curve sperimentali densità – pressione di compattazione 10
1.1.2 Limiti alla densificazione12
1.1.2.1 Incrudimento delle particelle di polvere
1.1.2.2 Diminuzione del massimo sforzo di taglio
1.1.2.3 Densità teorica delle miscele di polvere
1.2 Pressione radiale e pressione assiale14
1.2.1 Isteresi della pressione radiale14
1.2.2 Influenza del limite di snervamento17
1.3 Distribuzione assiale della densità18
1.4 Forza di espulsione e ritorno elastico19
2. Stampi per pressatura
2.1 Ciclo di pressatura
2.1.1 Riempimento della matrice
2.1.2 Addensamento della polvere
2.1.3 Uscita del pezzo pressato dalla matrice
2.2 Materiali dello stampo 29
2.2.1 Punzoni
2.2.2 Matrici ed anime 29
3. Sinterizzazione

3.1 Parametri che influenzano la sinterizzazione
3.1.1 Temperatura e tempo 31
3.1.2 Struttura geometrica delle particelle di polvere
3.1.3 Composizione della miscela di polveri
3.1.4 Densità del pezzo pressato
3.1.5 Composizione dell'atmosfera nel forno di sinterizzazione 32
3.2 Meccanismi di base della sinterizzazione
3.2.1 Sinterizzazione in fase solida di materiali omogenei
3.2.2 Sinterizzazione in fase solida di materiali eterogenei
3.2.3 Sinterizzazione in presenza di fase liquida transiente
3.2.4 Sinterizzazione attivata
3.3 Relazione tra condizioni di sinterizzazione e proprietà ottenute 39
3.4 Atmosfere di sinterizzazione
3.4.1 Reazioni chimiche della sinterizzazione
3.4.1.1 Ossidazione e riduzione
3.4.1.2 Decarburazione e carburazione
3.4.2 Diagrammi di equilibrio: ferro/atmosfera di sinterizzazione 43
3.4.2.1 Il sistema: Fe – FeO – Fe ₃ O ₄ – H ₂ – H ₂ O
3.4.2.2 Il sistema: Fe – FeO – Fe3O4 – Fe3C – CO – CO2 44
3.4.2.3 Il sistema: Fe – Fe ₃ C – H ₂ – CH ₄ 45
3.4.2.4 Sistemi misti 46
3.4.3 Atmosfere di sinterizzazione industriali
3.4.3.1 Idrogeno e ammoniaca dissociata

3.4.3.2 Endogas 47
3.4.3.3 Azoto
4. Ripressatura, coniatura e calibratura 48
4.1 Ripressatura
4.2 Calibratura e coniatura 50
5. Materiali sinterizzati ferrosi
5.1 Aspetti generali 51
5.2 Leghe maggiormente utilizzate 52
5.2.1 Ferro – carbonio
5.2.2 Ferro – carbonio – rame
5.2.3 Ferro – carbonio – fosforo
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 556. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno. 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie
5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno . 55 6. Operazioni secondarie

6.3 Protezione dalla corrosione61
6.3.1 Trattamento a vapore
6.3.2 Fosfatazione
7. Analisi delle cause di guasto degli stampi
7.1 Analisi di regressione
7.1.1 Coefficiente di determinazione64
7.1.2 Analisi dei residui
7.1.3 Test per la verifica della significatività
7.1.4 Inferenza sui coefficienti di regressione della popolazione 66
7.1.5 Multicollinearità
7.2 Parametri utilizzati nel modello di regressione
7.2.1 MPBF
7.2.2 Pressa utilizzata 69
7.2.3 Forza assiale
7.2.4 Pressione assiale 69
7.2.5 Percentuale elementi incomprimibili
7.2.6 Classe di complessità dello stampo
7.3 Modello di regressione
7.3.1 Raccolta dei dati
7.3.1.1 Modellizzazione delle presse
7.3.2 Generazione del modello
7.3.3 Modello per la 200SACMI77
7.3.4 Modello per la 150SMS 81

8. Conclusioni		
----------------	--	--

Abstract

La metallurgia delle polveri è un particolare processo produttivo utilizzato per produrre componenti meccanici che negli ultimi anni sta trovando sempre più applicazioni in ambito industriale. Il presente lavoro di tesi è stato condotto presso l'azienda R.Biemme-tech di Fano (PU), che appunto si occupa di realizzare componenti meccanici tramite la metallurgia delle polveri.

Nella prima parte di questa tesi ho quindi illustrato il processo della metallurgia delle polveri, che ha alla base due operazioni principali: la compattazione delle polveri metalliche e la sinterizzazione.

Nella seconda parte ho invece analizzato uno dei principali problemi dell'R.Biemmetech, cioè le rotture degli stampi per la compattazione delle polveri metalliche; ho quindi considerato i principali parametri coinvolti nel processo e, tramite una regressione multipla, ho indagato la relazione che ogni parametro ha sulla vita media degli stampi.

1. Pressatura delle polveri metalliche

La prima fase della realizzazione di un componente sinterizzato è data dalla pressatura di una polvere metallica in uno stampo rigido. In questa operazione vengono applicate sulla polvere delle pressioni elevate (generalmente tra 300 e 800 N/mm²) simultaneamente dall'alto e dal basso, tramite due o più punzoni che si muovono in direzione verticale.

Queste pressioni comprimono così fortemente le particelle di polvere da generare delle saldature a freddo in corrispondenza dei loro punti di contatto, questo fa si che, se la pressatura è stata fatta correttamente, il pezzo pressato (al verde) ha una resistenza sufficiente (resistenza al verde) da sopportare una successiva manipolazione senza danneggiarsi

1.1 Densità-porosità-pressione di compattazione

1.1.1 Curve sperimentali densità – pressione di compattazione

Le proprietà resistenziali dei componenti sinterizzati aumentano all'aumentare della densità, ma all'aumentare della pressione di compattazione abbiamo sia un aumento dei costi, sia un aumento delle forze esercitate sugli stampi.

È necessario quindi trovare il miglior compromesso tra costi e densità, un aiuto in questo senso ce lo possono dare le curve di compattazione, che mettono in relazione densità e pressione di compattazione per varie tipologie di polvere.



Figura 1.1 Relazione tra la pressione di compattazione e la densità [1]

Dal grafico si può vedere come la pendenza delle curve cali notevolmente all'aumentare della pressione, e che la densità del ferro puro (7,86 g/cm³) non può essere raggiunta.



Figura 1.2 Densità e porosità in funzione della pressione di compattazione [1]

Vediamo inoltre come all'aumentare della pressione di compattazione, oltre all'aumento della densità abbiamo anche un calo della porosità.

1.1.2 Limiti alla densificazione

Come abbiamo visto tramite la compattazione delle polveri metalliche non è possibile raggiungere la densità del ferro puro, questo perché esistono dei limiti fisici e meccanici alla densificazione.

1.1.2.1 Incrudimento delle particelle di polvere

Con l'aumentare della densificazione le particelle di polvere vengono deformate plasticamente e incrudite progressivamente, cioè si ha un aumento costante del limite di snervamento

Nello stesso tempo le aree di contatto tra le particelle aumentano e gli sforzi di taglio effettivi all'interno delle particelle di polvere diminuiscono, quindi se sottoponiamo la polvere a una pressione costante, la diminuzione degli sforzi di taglio e l'aumento del limite di snervamento ad un certo punto fanno cessare ogni ulteriore deformazione delle particelle e il processo di densificazione si ferma.

1.1.2.2 Diminuzione del massimo sforzo di taglio

Con l'aumentare della densificazione ci troviamo in una situazione in cui l'originale porosità presente tra le particelle di polvere si trasforma in piccoli pori isolati. In questo caso la distribuzione degli sforzi attorno ai pori si può approssimare con la distribuzione degli sforzi in una sfera cava sotto una pressione idrostatica esterna P



Figura 1.3 Modello di una sfera cava sottoposta a pressione idrostatica

$P \ge 2/3 \sigma_0 (R^3 - r^3)/r^3$

Con P = pressione idrostatica, σ_0 = limite di snervamento metallo, R = raggio esterno sfera, r = raggio interno sfera

Vediamo quindi che la pressione idrostatica P, necessaria per indurre deformazione plastica nella sfera cava, cresce al diminuire del raggio della cavità. Servirebbe quindi una pressione infinitamente grande per ridurre a zero la cavità presente nella sfera metallica.

Analogamente i pori presenti all'interno di un pezzo al verde altamente densificato non possono essere chiusi usando pressioni realistiche, anche in assenza di incrudimento.

1.1.2.3 Densità teorica delle miscele di polvere

I componenti sinterizzati si ottengono partendo da miscele di polvere di ferro con l'aggiunta di grafite, di altre polveri metalliche e di lubrificante. La densità teorica ottenibile dipende quindi dalla percentuale in volume delle varie polveri metalliche e degli additivi. Si può osservare che il lubrificante (indispensabile per ridurre l'attrito contro le pareti dello stampo) ha l'effetto maggiore sulla diminuzione di densità teorica della polvere, infatti, nonostante parte del lubrificante resti schiacciato contro le pareti dello stampo dove svolge la sua funzione, la restante parte rimane intrappolata all'interno dei pori chiusi, dove sviluppa una pressione idrostatica che si oppone alla densificazione.

1.2 Pressione radiale e pressione assiale

Quando un pistone applica una pressione ad un liquido presente in un cilindro, la forza assiale si trasforma in forza radiale contro la parete del cilindro senza subire riduzioni. Questo non accade nel caso di cilindri contenenti delle polveri, infatti in questo caso solo una parte della pressione assiale esercitata dal punzone viene trasformata in pressione radiale contro le pareti dello stampo, poiché la polvere non è un liquido e non ha comportamento idraulico.

1.2.1 Isteresi della pressione radiale

La relazione tra pressione assiale e radiale può essere compresa tramite il modello suggerito nel 1960 da W.M.Long.

Si consideri un cilindro metallico avente modulo di elasticità E e modulo di Poisson v, una forza assiale σ_a produce uno sforzo radiale σ_r e il raggio del cilindro si espande della quantità:

$$\varepsilon_r = (\sigma_r - \nu \sigma_r - \nu \sigma_a)/E$$

Immaginiamo ora di porre il cilindro in uno stampo cilindrico delle stesse dimensioni con un modulo di elasticità molto più grande di quello del cilindro metallico. Applicando tramite due punzoni una pressione assiale sul cilindro, la sua espansione radiale ε_r sarà trascurabile, poiché lo stampo, dato l'alto modulo di elasticità, si espanderà molto poco. Otteniamo quindi:

$$\sigma_r - \nu \sigma_r - \nu \sigma_a = 0$$

Quindi la relazione tra pressione radiale e assiale nel cilindro è:

$$\sigma_r = \sigma_a v/(1-v)$$
 caricamento elastico

Il massimo sforzo di taglio nel cilindretto è:

$$\tau_{\rm max} = (\sigma_{\rm a} - \sigma_{\rm r})/2$$

Aumentando lo sforzo assiale, lo sforzo di taglio aumenta fino a che supera il limite di snervamento a taglio $\tau_0 = \sigma_0/2$, cioè fino a quando $\tau_{max} \ge \sigma_0/2$. Quindi otteniamo che la condizione per avere flusso plastico è:

$$(\sigma_a - \sigma_r) \ge \sigma_0$$

Quindi abbiamo flusso plastico nel metallo e la relazione tra sforzo assiale e radiale nel cilindro è:

$$\sigma_r = \sigma_a - \sigma_0$$
 caricamento plastico

Quando viene tolta la pressione assiale τ_{max} scende immediatamente sotto il limite di snervamento al taglio e gli sforzi nel cilindro metallico vengono scaricati in accordo con la:

$$\sigma_{\rm r} = \sigma_{\rm a} \nu / (1 - \nu) + k$$
 scarico elastico

con k = costante

Se lo scarico continua nel tempo, lo sforzo assiale diminuisce e diventa minore di quello radiale. Ci troviamo quindi nella seguente condizione:

$$(\sigma_r - \sigma_a) \ge \sigma_0$$

e la relazione tra pressione radiale e assiale è:

$\sigma_r = \sigma_a + \sigma_0$ scarico plastico

Vediamo quindi che l'intero ciclo di carico e scarico cui è sottoposto il cilindretto metallico nello stampo forma un'isteresi.



Figura 1.4 Isteresi della pressione radiale [1]

Un aspetto interessante è che quando la sollecitazione assiale è cessata il cilindro resta sottoposto a uno sforzo di compressione radiale σ_r che è uguale al limite di snervamento del metallo σ_0 . Questo può spiegare l'effetto di ritorno elastico che si ha quando un pezzo viene espulso dallo stampo.

1.2.2 Influenza del limite di snervamento

Dal modello di Long possiamo concludere che una polvere metallica con un basso limite di snervamento e una tendenza all'incrudimento trascurabile presenta un comportamento quasi idraulico se pressata in uno stampo rigido.

Dato che il limite di snervamento di un metallo cala all'aumentare della temperatura, pressando la polvere a temperature maggiori di quella ambiente si possono ottenere densità maggiori e più omogenee.

Da analisi sperimentali si vede che già un amento della temperatura fino a 150 – 200°C è sufficiente per ottenere densità e proprietà migliori



Figura 1.5 Influenza della temperatura sull'isteresi della pressione radiale [1]

1.3 Distribuzione assiale della densità

Le forze di attrito generate dal contatto della polvere con le pareti dello stampo frenano la densificazione perché agiscono in verso opposto rispetto alla forza generata dal punzone.

Questo fa si che all'aumentare della distanza dalla testa del punzone lo sforzo assiale diminuisca, causando una minore densità della polvere nella sezione mediana rispetto alle estremità.

L'equazione che descrive la variazione dello sforzo di compressione assiale in funzione della distanza dal punzone è la seguente:

$\sigma_{a}(x) = \sigma_{a}(0) \exp(-2\mu x/r)$

con σ_a = sforzo assiale, μ = coefficiente d'attrito, r = raggio dello stampo cilindrico

Una situazione speculare si ha con il punzone inferiore, da ciò ne deriva che i pezzi al verde hanno di solito una zona centrale a più bassa densità detta *zona neutra*.

Per questo motivo i pezzi al verde di sezione sottile e alti nella direzione di compattazione sono molto fragili prima della sinterizzazione.

1.4 Forza di espulsione e ritorno elastico

Una conseguenza dello sforzo radiale residuo σ_{r0} è il fatto che è necessaria una cera forza per espellere il pezzo al verde dallo stampo.

Ipotizziamo un pezzo cilindrico di altezza h e diametro interno 2r, la sua sezione sarà $F = \pi r^2$ e la sua superficie laterale sarà $f = 2\pi rh$. Il coefficiente di attrito contro le pareti sia μ .

Allora la forza di espulsione è:

$K = \mu \ 2\mu r \ h \ \sigma_{r0}$

e la pressione esercitata dal punzone inferiore sulla faccia del pezzo è:

$$P = K/\pi r^2 = \sigma_{r0} \ 4\mu \ h/2r$$

Vediamo che la pressione di espulsione è proporzionale al coefficiente di attrito. All'inizio del processo di espulsione il coefficiente di attrito e quindi la forza di espulsione hanno il valore di picco (attrito statico), mentre una volta iniziato il processo la forza di espulsione cala (attrito dinamico).



Figura 1.6 Andamento della forza di espulsione in funzione della corsa del punzone [1]

Se le pareti dello stampo sono usurate o non sufficientemente lubrificate possono nascere delle saldature a freddo tra il verde e le pareti dello stampo, queste possono causare un forte aumento della pressione di espulsione e un comportamento a scatti.

Un'altra conseguenza della pressione radiale residua è l'espansione elastica del pezzo pressato dopo l'espulsione dallo stampo (*respiro*). Si misura con la seguente formula:

$$S(\%) = 100 (\lambda_c - \lambda_d)/\lambda_d$$

con S(%) = respiro (%), λ_c = dimensione trasversale del verde estratto, λ_d = corrispondente dimensione della cavità dello stampo

A causa dell'espansione elastica la parte superiore del pezzo, staccandosi dallo stampo, si espande prima della parte inferiore, che ancora è dentro lo stampo. Questo genera uno sforzo di taglio orizzontale che può produrre delle cricche orizzontali nel verde.

Per diminuire questo sforzo di taglio è utile svasare leggermente l'uscita dello stampo e arrotondarne gli spigoli.

Il ritorno elastico dipende dai seguenti parametri:

- Densita di compattazione
- Proprietà della polvere
- Lubrificanti e elementi di lega
- Forma e proprietà elastiche dello stampo



Figura 1.7 Relazione tra ritorno elastico e densità di compattazione per diverse tipologie di polvere

Dal grafico che mette in relazione il ritorno elastico con la densità di compattazione possiamo vedere che:

- Il tipo di polvere ha una elevata influenza sul respiro
- Ad alte densità una piccola variazione della densità provoca una elevata variazione del respiro

2. Stampi per pressatura

Tutti gli stampi lavorano con lo stesso principio generale: la polvere metallica viene caricata nella matrice per gravità, qui viene pressata da due o più punzoni (superiori e inferiori), che si muovono assialmente per generare un corpo solido con una densità abbastanza omogenea. Il pezzo così ottenuto viene fatto uscire muovendo opportunamente matrice e punzoni inferiori.

Andiamo quindi a vedere il processo più nel dettaglio

2.1 Ciclo di pressatura

Il ciclo di pressatura può essere suddiviso in 3 fasi:

- 1. Riempimento della matrice
- 2. Addensamento della polvere
- 3. Estrazione del pezzo pressato dalla matrice

2.1.1 Riempimento della matrice

La polvere cade per gravità dalla tramoggia entro la cavità della matrice. Ovviamente le cavità con una sezione più larga si riempiono più facilmente di quelle a sezione ridotta.

Per garantire un agevole scorrimento della polvere e quindi un corretto riempimento della matrice, la dimensione laterale più piccola della matrice deve essere molto più larga delle particelle di polvere stesse, altrimenti si possono formare nella polvere dei ponti e dei vuoti che danno luogo a un riempimento irregolare della matrice.



Figura 2.1 Esempio di riempimento irregolare della matrice [1]

Per esperienza possiamo dire che la dimensione laterale più piccola deve essere circa 5 volte quella delle particelle più grandi, quindi, dato che la dimensione massima delle particelle è intorno a 0,2 mm, otteniamo che componenti aventi dimensioni laterali inferiori ad 1 mm non sono adatti ad essere realizzati tramite pressatura della polvere.

2.1.2 Addensamento della polvere

Come abbiamo visto i componenti pressati sono più densi alle estremità rispetto al centro. Nella maggior parte dei casi è meglio che la zona a minore densità sia localizzata approssimativamente a metà della lunghezza del pezzo.

Questo si ottiene quando l'addensamento è fatto da punzoni superiori e inferiori che si muovono simmetricamente rispetto alla cavità della matrice. Tale movimento si può ottenere in 3 modi diversi:

- a) La matrice è ferma e i due punzoni vengono mossi dalla pressa simmetricamente l'uno verso l'altro.
- b) Il punzone inferiore è fermo e la matrice è sostenuta da molle o cuscinetti idraulici, quando il punzone superiore comprime la polvere, la forza d'attrito

sulle pareti della matrice fa muovere la matrice stessa verso il basso rispetto al punzone inferiore fermo (principio della matrice flottante).

c) Il punzone inferiore è fermo e i movimenti del punzone superiore e della matrice sono attivamente controllati, in modo tale che, durante la compressione, la matrice si muova verso il basso ad una velocità che è la metà di quella del punzone inferiore.



Figura 2.2 Metodi per ottenere l'addensamento della polvere [1]

Nel caso a) il pezzo viene fatto uscire dalla matrice dal corrispondente movimento verso l'alto del punzone inferiore (principio di espulsione), mentre nei casi b) e c) il pezzo pressato, restando appoggiato al punzone inferiore, esce dalla matrice perché questa viene spinta verso il basso (principio di espulsione).

Oggigiorno la tecnica della matrice flottante viene poco utilizzata, perché il movimento della matrice, essendo provocato solamente dalle forze di attrito tra polvere e matrice, viene fortemente influenzato dal contenuto di lubrificante, dalle variazioni di temperatura della matrice durante il funzionamento e dalla progressiva usura delle pareti della matrice.

Nell'immagine possiamo vedere una rappresentazione schematica del metodo a).



Figura 2.3 Metodo con matrice ferma e i due punzoni in movimento [1]

Vediamo che la matrice e l'anima non cambiano posizione durante l'addensamento della polvere. Durante l'espulsione l'anima rimane a contatto con la boccola fino a quando la boccola non ha lasciato la matrice e si espande elasticamente, quindi l'anima viene abbassata senza incontrare attrito, questo è un vantaggio perché riduce drasticamente la forza di espulsione richiesta, inoltre i pori sulla superfice interna della boccola restano aperti (cosa che non avviene con le sollecitazioni a taglio originate dall'attrito di strisciamento dell'anima col pezzo sotto pressione), questo è un vantaggio perché da al pezzo caratteristiche autolubrificanti.

2.1.3 Uscita del pezzo pressato dalla matrice

Una volta finita la pressatura il punzone superiore toglie di colpo la pressione assiale, questo fa si che il pezzo e il punzone inferiore si espandano elasticamente in direzione assiale. Se sono presenti punzoni inferiori di diversa lunghezza, le loro diverse espansioni possono causare cricche sul pezzo.



Figura 2.4 Cricche dovute a diverse espansioni assiali del pezzo [1]

Per evitare questo tipo di cricche tutte le porzioni del pezzo pressate, durante tutta la fase di espulsione, vengono sottoposte ad una moderata pressione assiale.

Quando il pezzo compattato esce dalla matrice, la parte sporgente, libera dalla compressione dovuta dalla matrice, si espande lateralmente, mentre la restante parte rimane compressa dentro la matrice. In questa fase di transizione si generano delle elevate sollecitazioni a taglio che possono generare cricche orizzontali.



Figura 2.5 Profilo della matrice per evitare cricche orizzontali [1]

Allo scopo di ridurre queste sollecitazioni la matrice è leggermente rastremata all'uscita e il suo orlo è arrotondato.

2.2 Materiali dello stampo

2.2.1 Punzoni

Le polveri vengono pressate normalmente con pressioni che vanno dai 300 agli 800 N/mm². Tutti i punzoni devono resistere a questi carichi non una volta ma centinaia di migliaia di volte senza rompersi o deformarsi. Infatti anche una piccola deformazione plastica potrebbe portare, dopo un certo numero di cicli, ad un accorciamento del punzone e un ingrossamento del diametro. Poiché il punzone diventa più corto aumenta l'altezza del pezzo, mentre l'ingrossamento del diametro potrebbe far incastrare il punzone nella matrice, rompendolo e danneggiando tutto lo stampo.

Per questi motivi i punzoni devono avere un'elevata resistenza a snervamento a compressione, elevata tenacità ed elevata resistenza a fatica. Vengono quindi utilizzati acciai da utensile con elevata tenacità; la scelta del corretto acciaio da utensile per un particolare punzone è soprattutto una questione di esperienza.

2.2.2 Matrici ed anime

Per ottenere i migliori risultati le matrici dovrebbero essere fatte di carburo di tungsteno. Sebbene sia molto più caro dell'acciaio grazie alla sua durezza estremamente elevata e alla sua resistenza a usura, per larghe produzioni di serie risulta comunque la scelta più economica.

Per le produzioni di serie più ridotte un'alternativa più economica è rappresentata da alcuni tipi di acciaio per lavorazioni a freddo. Questi, grazie all'elevato contenuto di carburi duri inclusi in una matrice di acciaio tenace, sono abbastanza resistenti all'usura, anche se non come il carburo di tungsteno.

Anche le anime devono resistere ad elevate sollecitazioni a trazione e compressione, quindi devono essere tenaci e resistenti a fatica. Questo è in conflitto con la richiesta di resistenza a usura, cioè di elevata durezza superficiale. Questo conflitto si può risolvere in due modi:

- L'anima è fatta di un solo pezzo, trattato termicamente per avere tenacità e temprato nella parte superiore, che è quella sottoposta a usura.
- L'anima è fatta di due pezzi, quella superiore realizzata in carburo di tungsteno e quella inferiore realizzata in acciaio trattato termicamente per avere tenacità.

In generale vediamo che il costo di fabbricazione degli stampi può essere molto elevato (fino a 100000 euro), devono quindi essere realizzati per avere la vita più lunga possibile.

Il costo del materiale per uno stampo rappresenta solo il 15% del costo totale di fabbricazione (per stampi complicati ancora meno), quindi risparmiare sul materiale non è una scelta intelligente, perché i costi per scarti, riparazioni stampo, perdite di produzione e ritardi di consegna, che sono conseguenza della scelta di un materiale sbagliato, possono essere molto più grandi dei costi di fabbricazione dello stampo stesso.

3. Sinterizzazione

La sinterizzazione è il processo attraverso il quale i pezzi ottenuti da polvere metallica pressata vengono trasformati in solidi a temperature inferiori a quelle di fusione. Durante la sinterizzazione le particelle di polvere legano tra loro grazie alla diffusione atomica e ad altri meccanismi di trasporto, dando origine a pezzi porosi ma dotati di una certa resistenza meccanica.

3.1 Parametri che influenzano la sinterizzazione

3.1.1 Temperatura e tempo

Maggiore è la temperatura di sinterizzazione e più rapido risulta essere il processo, ma all'aumentare della temperatura nel forno aumentano anche i costi. È necessario quindi trovare il miglior compromesso tra tempo di sinterizzazione e costi. In ambito industriale le condizioni comuni di sinterizzazione sono tra i 15 e i 60 minuti a 1120-1150°C.

3.1.2 Struttura geometrica delle particelle di polvere

Le particelle a grana più fina sinterizzano più rapidamente di quelle di dimensioni maggiori, ma sono generalmente più difficili da pressare e danno luogo a pezzi che si ritirano maggiormente durante la sinterizzazione. Le particelle di polvere di ferro commerciale hanno diametri tipicamente inferiori o uguali a 150 µm.

3.1.3 Composizione della miscela di polveri

I componenti della miscela sono selezionati e dosati per ottenere le desiderate proprietà fisiche e per controllare le variazioni dimensionali che avvengono durante la sinterizzazione. Quando vengono sinterizzate miscele di due o più polveri,

contemporaneamente al processo di formazione di legami tra le molecole abbiamo anche il processo di alligazione chimica. Alle temperature solitamente utilizzate il processo di alligazione risulta molto lento (tranne quello tra ferro e carbonio), quindi solitamente non si riesce a raggiungere una completa omogeneizzazione dei componenti metallici. Se la miscela contiene un componente che alla temperatura di sinterizzazione si trova in fase liquida, aumentano sia la velocità di formazione di legami tra le particelle sia la velocità di alligazione.

3.1.4 Densità del pezzo pressato

Maggiore è la densità del pezzo pressato maggiore è la superfice di contatto tra le particelle di polvere, questo rende i processi di formazione li legami e alligazione più efficienti.

3.1.5 Composizione dell'atmosfera nel forno di sinterizzazione

L'atmosfera nel forno di sinterizzazione deve svolgere diverse funzioni, alcune in contraddizione tra loro: da una parte deve proteggere il materiale dall'ossidazione e ridurre eventuali ossidi presenti, dall'altra parte deve evitare decarburazione dei pezzi contenenti carbonio e carburazione indesiderata dei pezzi senza carbonio.

Le atmosfere più comunemente utilizzate sono:

- Di tipo riducente/decarburante: idrogeno (H₂) oppure ammoniaca dissociata (75% H₂, 25% N₂)
- Di tipo riducente/carburante: endogas (32% H₂, 23% CO, 0-0,2% CO₂, 0-0,5% CH₄, resto N₂)
- Di tipo neutro: azoto criogenico (N₂), con eventuali addizioni di idrogeno (per ridurre ossidi residui) o di metano o propano (per ripristinare le perdite di carbonio)

3.2 Meccanismi di base della sinterizzazione

3.2.1 Sinterizzazione in fase solida di materiali omogenei

Durante il processo di sinterizzazione possiamo individuare due stadi, il primo in cui abbiamo la formazione di legami localizzati (ponti di sinterizzazione) e un secondo caratterizzato da arrotondamento e riduzione dei pori.

Sia la formazione di legami tra le particelle sia l'arrotondamento e la riduzione dei pori richiedono trasporto di massa dall'interno della particella all'esterno.

In assenza di fase liquida sono possibili 5 diversi meccanismi di trasporto:

- Diffusione di volume
- Diffusione al bordo-grano
- Diffusione di superficie
- Flusso viscoso o plastico
- Evaporazione/condensazione dinamica di atomi alla superficie



 $\leftarrow \neq$ = forze da tensione superficiale (flusso viscoso)



La crescita dei ponti di sinterizzazione può essere espressa secondo il modello teorico espresso da C.G.Kuczynski:

$(x/a)^n \sim t$

con a = diametro della particella, x = larghezza del ponte, t = tempo di sinterizzazione Il valore di n dipende dal meccanismo di trasporto:

- n = 2 per flusso viscoso o plastico
- n = 3 per evaporazione/condensazione
- n = 5 per diffusione di volume
- n = 7 per diffusione di superficie

Da risultati sperimentali otteniamo per particelle metalliche un valore di n pari a 5 mentre per grani sferici di vetro un valore pari a 2. Questo significa che per polveri metalliche nel primo stadio di sinterizzazione il meccanismo predominante è la diffusione di volume, mentre per polveri di vetro è il flusso viscoso.

Nello stadio finale di sinterizzazione la diffusione di volume è senza dubbio responsabile dell'arrotondamento dei pori.

3.2.2 Sinterizzazione in fase solida di materiali eterogenei

Se siamo in presenza di una miscela di polveri di due metalli distinti, vediamo che durante il processo di sinterizzazione l'alligazione chimica avviene nei ponti di sinterizzazione tra grani di metalli diversi.

Alligazione e sinterizzazione interagiscono tra loro, questo fa si che in base alla natura dei metalli la velocità di crescita dei ponti di sinterizzazione può accelerare, rallentare o rimanere inalterata.

Nelle miscele di polvere commerciali le particelle di polvere degli elementi di lega sono solitamente molto più piccole delle particelle di ferro, infatti, mentre il diametro delle particelle di ferro è intorno ai 100 µm, per gli elementi di alligazione questo

valore scende intorno ai 20 µm. Durante la sinterizzazione gli atomi degli elementi di lega diffondono dalla superficie verso il cuore delle particelle della polvere di ferro.

La velocità di omogeneizzazione dipende dai coefficienti di diffusione, che a loro volta dipendono dalla temperatura



Figura 3.2 influenza della temperatura sul coefficiente di diffusione di vari materiali [1]

Il carbonio (aggiunto sotto forma di grafite) diffonde molto bene nel ferro, mentre elementi come nichel, rame e molibdeno diffondono molto più lentamente.

Chiamiamo tempo di omogeneizzazione (t_p) il tempo necessario per raggiugere un certo gradi di omogeneizzazione p. Si può esprimere secondo la formula:

$$t_p = a^2/4\pi D [\pi/6 * C_0/C_a * p/(1-p)]^{2/3}$$

con a = diametro della particella di polvere dell'elemento di lega, D = coefficiente di diffusione, C_0 = concentrazione iniziale dell'elemento di lega nel grano della rispettiva

polvere (100%), C_a = concentrazione media dell'elemento di lega nel metallo base, p = C_{min}/C_{max} = grado di omogeneizzazione



Figura 3.3 Tempo di omogeneizzazione in funzione del grado di omogeneizzazione, per varie temperature e dimensioni delle particelle di polvere [1]

Il diagramma rappresenta i tempi necessari per diffondere il 4% di nichel nella matrice ferrosa per diverse temperature e diversi gradi di omogeneizzazione.
3.2.3 Sinterizzazione in presenza di fase liquida transiente

Questa situazione si ha quando un pezzo pressato è composto da una miscela di due metalli diversi, in cui uno fonde al di sotto della temperatura di sinterizzazione.

Inizialmente la fase liquida viene richiamata per capillarità entro gli spazi presenti tra le particelle del materiale solido, massimizzando la superficie di contatto tra le due fasi.

Successivamente inizia il processo di alligazione con progressiva riduzione della fase liquida. Se il quantitativo del componente liquido è inferiore alla solubilità dello stesso nel componente solido, la fase liquida scompare.



Figura 3.4 Fasi della sinterizzazione in presenza di fase liquida transiente [1]

Nell'immagine possiamo vedere le 3 fasi, inizialmente il pezzo si presenta omogeneo, in seguito si ha la fusione di uno dei due componenti e l'infiltrazione del liquido negli spazi vuoti tra le particelle solide, infine abbiamo l'alligazione tra fase liquida e solida, con progressiva riduzione della fase liquida.

3.2.4 Sinterizzazione attivata

La sinterizzazione attivata è una particolare tipologia di sinterizzazione che avviene in presenza di una fase liquida transiente. In questo caso la polvere base viene miscelata con una piccola quantità di un altro materiale, detto *attivante*, con una temperatura di fusione inferiore alla temperatura di sinterizzazione.

Durante la sinterizzazione gli atomi dell'attivante diffondono nelle particelle del metallo base fino a farlo fondere superficialmente. Questa fusione aumenta notevolmente la formazione di ponti tra le particelle del metallo base.

Ad esempio la sinterizzazione di polveri di ferro può essere attivata con piccole aggiunte (es 3% di peso) di fosfuro di ferro (Fe₃P). Il fosfuro di ferro fonde a 1050°C e durante la sinterizzazione (1120°C) diffonde nel ferro. L'aggiunta del fosforo porta un altro vantaggio, infatti le superfici ferrose con concentrazioni tra il 2,6 e lo 0,5% di fosforo cambiano la propria struttura cristallografica da austenite a ferrite. In presenza di ferrite l'autodiffusione del ferro è circa 300 volte maggiore rispetto al caso in cui ci sia presenza di austenite.

3.3 Relazione tra condizioni di sinterizzazione e proprietà ottenute

L'influenza del tempo e della temperatura di sinterizzazione su densità, resistenza a trazione e allungamento a rottura di un componente ferroso è stata esaminata in condizioni di laboratorio.



Figura 3.5 Influenza del tempo di sinterizzazione su resistenza a trazione e densità [1]

Come vediamo la resistenza a trazione e l'allungamento a rottura aumentano molto durante i primi minuti di sinterizzazione e successivamente più lentamente, mentre la densità aumenta linearmente per tutto il tempo di sinterizzazione.



Figura 3.6 Influenza del passaggio da ferrite a austenite sulla resistenza a trazione [1]

L'influenza della temperatura di sinterizzazione su resistenza a trazione e allungamento a rottura ha un andamento più particolare; vediamo infatti che tali parametri iniziano ad avere valori importanti rispettivamente a 650 e 750°C. A partire da tali temperature entrambi i valori crescono esponenzialmente fino ad avere un massimo intorno ai 900°C. Appena sopra i 910 °C entrambi i valori decadono improvvisamente per poi salire nuovamente, anche se in modo più lento.

Questo strano andamento avviene perché a 910°C la struttura cristallina del ferro passa da ferrite a austenite. Anche il coefficiente di autodiffusione decade vistosamente (di un fattore 300) nel passaggio da ferrite ad austenite.

3.4 Atmosfere di sinterizzazione

Il compito principale dell'atmosfera di sinterizzazione è proteggere il pezzo da ossidazione durante la sinterizzazione (e ridurre gli ossidi superficiali residui) ed evitare la decarburazione dei pezzi pressati contenenti carbonio

Come già accennato esistono tre principali tipologie di atmosfera di sinterizzazione:

- riducente/decarburante (es. idrogeno, ammoniaca dissociata)
- riducente/carburante (es. endogas)
- neutra (es. azoto)

Un moderno forno continuo per la sinterizzazione è solitamente diviso in quattro zone:

- Zona di delubrificazione; in cui il lubrificante presente nel pezzo viene combusto tra i 250 e i 700°C
- 2. Camera di sinterizzazione; dove il pezzo viene sinterizzato a 1120 1150°C
- Zona di ricarburazione; dove le superfici decarburate vengono ricarburate tra gli 800 e i 900°C
- Zona di raffreddamento: in cui i pezzi sinterizzati vengono raffreddati fino a 150 – 250°C prima di essere esposti all'aria



Zone: 1 = delubrificazione, 2 = sinterizzazione, 3 = ri-carburazione, 4 = raffreddamento G = ingresso gas, S = scarico fumi e gas

Figura 3.7 Schema di un forno di sinterizzazione [1]

3.4.1 Reazioni chimiche della sinterizzazione

Un'atmosfera di sinterizzazione solitamente contiene, in proporzioni variabili, molti dei seguenti elementi: N₂, O₂, H₂, H₂O, C, CO, CO₂. In funzione delle proporzioni relative di questi componenti l'atmosfera risulta riducente, carburante, decarburante o neutra.

3.4.1.1 Ossidazione e riduzione

 $Metallo + O_2 \leftrightarrow ossido + \Delta H^{\circ}$

 $Metallo + 2H_2O \leftrightarrow ossido + 2H_2 + \Delta H^{\circ}$

 $Metallo + 2CO_2 \leftrightarrow ossido + 2CO + \Delta H^{\circ}$

3.4.1.2 Decarburazione e carburazione

Se il carbonio è presente come grafite:

 $2C + O_2 \leftrightarrow 2CO + \Delta H^\circ$

 $C + CO_2 \leftrightarrow 2CO + \Delta H^\circ$

 $C + 2H_2O \leftrightarrow 2CO + 2H_2 + \Delta H^\circ$

Se il carbonio è presente come cementite:

 $2Fe_3C + O_2 \leftrightarrow 6Fe + 2CO + \Delta H^\circ$

 $2FeC + 2H_2O \leftrightarrow 6Fe + 2H_2 + 2CO + \Delta H^\circ$

 $Fe_3C + CO_2 \leftrightarrow 3Fe + 2CO + \Delta H^\circ$

 $Fe_3C + 2H_2 \leftrightarrow 3Fe + CH_4 + \Delta H^\circ$

3.4.2 Diagrammi di equilibrio: ferro/atmosfera di sinterizzazione

Nel caso del ferro sono disponibili degli specifici diagrammi di fase che esprimono l'influenza della temperatura e della composizione del gas sull'equilibrio tra il ferro, gli ossidi di ferro e il carburo di ferro (cementite).

3.4.2.1 Il sistema: Fe – FeO – Fe3O4 – H2 – H2O



Figura 3.8 Diagramma di equilibrio di $Fe - FeO - Fe_3O_4 - H_2 - H_2O$ [1]

Nel diagramma sono tracciate, in funzione della temperatura e delle percentuali relative di H_2 e H_2O , le curve di equilibrio tra Fe, FeO e Fe₃O₄.

Dal diagramma vediamo che il vapore d'acqua risulta essere più ossidante a basse temperature rispetto a quanto lo sia ad alte temperature. Questo significa che anche un livello di vapore acqueo sufficientemente basso da non dare ossidazione durante la sinterizzazione, può risultare ossidante nella zona di raffreddamento o di preriscaldamento. A temperature minori di 200°C un tenore in vapore d'acqua anche solo del 2% è ancora ossidante.



3.4.2.2 Il sistema: Fe – FeO – Fe₃O₄ – Fe₃C – CO – CO₂

Figura 3.9 Diagramma di equilibrio di $Fe - FeO - Fe_3O_4 - Fe_3C - CO - CO_2[1]$

Nel diagramma sono tracciate, in funzione della temperatura di reazione e delle percentuali relative di CO_2 e CO, le curve di equilibrio tra Fe, FeO e Fe₃O₄.

Sono tracciate anche le curve di equilibrio per la cosiddetta Reazione di Boudouard:

 $2CO \leftrightarrow C + CO_2$

e per la decarburazione con cementite:

 $3Fe + 2CO \leftrightarrow Fe_3C + CO_2$

La reazione di Boudouard è favorita a basse temperature e produce depositi di fuliggine sulla superficie del pezzo. Per temperature maggiori di 700-800°C è predominante la reazione di carburazione; il deposito di fuliggine si evita utilizzando alte velocità di riscaldamento e raffreddamento.

Alla temperatura di sinterizzazione un rapporto $CO_2/CO = 25/75$ è fortemente decarburante, ma ancora sufficientemente riducente. Per mantenere condizioni carburanti a questa temperatura il contenuto di CO_2 dell'atmosfera di sinterizzazione deve essere molto basso.

In ogni caso a basse concentrazioni di CO_2 è praticamente impossibile operare un controllo del contenuto in carbonio dei pezzi in sinterizzazione, infatti vediamo che a 1120°C un incremento della CO₂ dallo 0,1% allo 0,2% può cambiare il carattere dell'atmosfera CO/CO₂ da carburante a decarburante.



3.4.2.3 Il sistema: Fe – Fe₃C – H₂ – CH₄

Figura 3.10 Diagramma di equilibrio Fe – Fe₃C – H₂ – CH₄

Quando un pezzo pressato di polvere di ferro con grafite viene sinterizzato in atmosfera contenente H₂ si verificano queste reazioni:

 $C_{(grafite)} + 2H_2 \leftrightarrow CH_4$

 $3Fe + CH_4 \leftrightarrow Fe_3C + 2H_2$

Nel diagramma sono rappresentate le curve di equilibrio di queste reazioni, in funzione di temperatura e del contenuto di CH₄.

Contrariamente a quanto succede con il monossido di carbonio, l'effetto riducente e carburante del metano aumenta all'aumentare della temperatura. Anche piccole aggiunte di metano all'atmosfera di sinterizzazione provocano carburazione o, sopra una certa temperatura, deposizione di carbonio.

A 1120°C contenuti di metano superiori allo 0,3% provocano deposizione di carbonio sul pezzo.

3.4.2.4 Sistemi misti

In miscele di più gas (es. endogas) si hanno interazioni complesse tra le varie specie componenti la miscela. In questi casi è praticamente impossibile controllare il contenuto di carbonio in componenti sinterizzati alle usuali temperature di sinterizzazione, infatti a queste temperature minime variazioni dei rapporti fra le pressioni parziali dei vari gas sono sufficienti a cambiare il comportamento dell'atmosfera da carburante a decarburante.

D'altra parte il controllo del carbonio non presenta problemi per temperature inferiori a 800°C, questo permette di predisporre nei forni una zona di ricarburazione a circa 800°C tra la zona di sinterizzazione e la zona di raffreddamento.

3.4.3 Atmosfere di sinterizzazione industriali

3.4.3.1 Idrogeno e ammoniaca dissociata

L'idrogeno è la scelta migliore per sinterizzare componenti di ferro senza carbonio, ma ha lo svantaggio di essere molto costoso, per questo motivo viene utilizzato solo per produrre prodotti di alto pregio. Un eccellente sostituto dell'idrogeno è l'ammoniaca dissociata (75%H₂, 25%N₂). Questa miscela è fortemente riducente, questo permette di eliminare gli ossidi residui presenti nelle polveri di ferro commerciali. Data la forte azione decarburante, queste miscele non possono essere usate nella sinterizzazione di polveri di ferro contenenti carbonio.

3.4.3.2 Endogas

Sono atmosfere relativamente economiche e sono prodotte dalla combustione incompleta di gas come metano e propano. I prodotti di combustione sono quindi H_2 , H_2O , CO, CO_2 , N_2 e CH₄. Le loro quantità variano in base al rapporto aria/combustibile e la miscela che si ottiene può essere riducente, carburante, decarburante, inerte o anche ossidante. L'endogas è molto utilizzato nella sinterizzazione di parti di ferro contenenti carbonio, ma è necessario rimuovere il vapore d'acqua che rende l'atmosfera decarburante.

3.4.3.3 Azoto

Si utilizza per sinterizzare pezzi di ferro contenenti carbonio, avendo un'azione riducente e carburante. Rispetto all'endogas è più costoso ma ha dei vantaggi: non è velenoso, non forma miscele esplosive con l'aria e non reagisce ne con i componenti riscaldanti ne con nessun'altra parte del forno.

4. Ripressatura, coniatura e calibratura

Per poter aumentare la densità, migliorare la precisione dimensionale e realizzare la forma finale i componenti sinterizzati possono essere ripressati, coniati e calibrati.

4.1 Ripressatura

La ripressatura ha lo scopo di aumentare la densità dei componenti presinterizzati prima della sinterizzazione finale.



Figura 4.1 Relazione tra pressione di pressatura e densità del pezzo per due polveri diverse [1]

Da diagramma vediamo che la pressione di pressatura sale molto rapidamente se si vogliono ottenere densità al di sopra dei 6,0 g/cm³.

Infatti per pressare una polvere di ferro alla densità di 7,25 g/cm³ abbiamo bisogno di una pressione di pressatura di ben 800 N/mm², la stessa densità si può ottenere pressando la polvere a 490 N/mm², sinterizzando per 30 minuti a 850°C, e ripressando a 490 N/mm²



Figura 4.2 Densità ottenibile grazie alla ripressatura [1]

La differenza tra 490 e 800 N/mm² è molto importante, perché oltre i 700 N/mm² lo stampo lavora con carichi molto vicini al suo limite elastico, e questo ne può causare la precoce usura o rottura.

Come detto questo processo necessita di una breve presinterizzazione prima della ripressatura, in seguito alla quale avremo la sinterizzazione finale.

4.2 Calibratura e coniatura

Sia la calibratura sia la coniatura comportano deformazione elastica e plastica del pezzo:

- La calibratura viene effettuata per ottenere un'elevata precisione dimensionale al fine di compensare alcuni difetti dimensionali che si producono durante l'operazione di sinterizzazione. In questo caso si ha solo una modesta deformazione plastica, infatti le forze in gioco non sono elevate. Non si vuole ottenere un aumento della densità (che infatti è inferiore al 5%)
- La coniatura ha un doppio scopo, non solo aumenta la precisione dimensionale come nel caso della calibratura, ma grazie alle forze in gioco si ha anche un aumento della densità, come nel caso della ripressatura. A causa dell'incrudimento che avviene durante la coniatura, la resistenza a trazione e la durezza dei pezzi aumentano, mentre diminuisce l'allungamento.

Poiché i pezzi calibrati e coniati sono soggetti a deformazione elastica e plastica, anche lo stampo è soggetto ai corrispondenti carichi di deformazione. Lo stampo deve quindi essere progettato per avere la massima rigidezza, perché l'espansione dello stampo conseguente all'azione del carico influenzerà le dimensioni finali del pezzo.

5. Materiali sinterizzati ferrosi

5.1 Aspetti generali

Gli elementi di lega diffusi nel metallo danno luogo alla formazione di varie microstrutture, che aumentano la resistenza a trazione dei materiali. Inoltre influenzano la variazione dimensionale dei componenti durante la sinterizzazione.



Figura 5.1 Influenza degli elementi di lega sulla resistenza a trazione [3]

In linea di massima gli elementi di lega hanno gli stessi effetti sia sugli acciai convenzionali sia su quelli sinterizzati. Però non tutti gli elementi di lega utilizzati negli acciai convenzionali possono essere utilizzati nei sinterizzati, come ad esempio manganese e vanadio, che si ossidano con troppa facilità nelle atmosfere di sinterizzazione commerciali. Viceversa elementi nocivi per gli acciai convenzionali, come il fosforo, possono avere effetti benefici sugli acciai sinterizzati.

Nel caso dei componenti sinterizzati la composizione degli acciai legati deve essere valutata con attenzione non solo per le caratteristiche meccaniche richieste, ma anche per le variazioni dimensionali dovute agli elementi di lega.

5.2 Leghe maggiormente utilizzate

5.2.1 Ferro – carbonio

Utilizzare lege ferro – carbonio è un modo efficace per aumentare la resistenza a trazione e la durezza, rispetto ad utilizzare miscele di ferro puro. La maniera più pratica per aggiungere carbonio alla miscela è aggiungere grafite alla miscela prima della compattazione.



Figura 5.2 Influenza del carbonio su variazione dimensionale, resistenza a trazione e allungamento [2]

Nell'immagine vediamo l'effetto del carbonio dissolto su resistenza a trazione, allungamento e variazione dimensionale.

Analogamente agli acciai convenzionali, contenuti di carbonio maggiori dello 0,8% andrebbero evitati.

5.2.2 Ferro – carbonio – rame

Di solito il contenuto di rame va dall'1 al 4% con un tenore di carbonio fino a 1%. Hanno proprietà simili a quelle degli acciai al carbonio, con livelli più elevati in quanto a resistenza e durezza.



Figura 5.3 Influenza del rame su variazione dimensionale, resistenza a trazione e allungamento [2]

Come vediamo dall'immagine, l'aggiunta di carbonio permette di compensare il rigonfiamento del rame e permette di aumentare la resistenza a trazione

5.2.3 Ferro – carbonio – fosforo

Nella produzione tradizionale di acciaio il fosforo è un elemento nocivo, perché infragilisce l'acciaio, mentre in metallurgia delle polveri si dimostra efficace nel rafforzare il ferro, inoltre ha il vantaggio di attivare il processo di sinterizzazione



Figura 5.4 Influenza del fosforo su variazione dimensionale, resistenza a trazione e allungamento [2]

Come vediamo dall'immagine l'aggiunta di 0,3-0,6% di fosforo ha un effetto molto simile all'aggiunta di un 2-4% di rame, ma influenza in modo minore le variazioni dimensionali.

5.2.4 Ferro – carbonio – nichel + rame/molibdeno/rame – molibdeno

L'aggiunta di nichel ha un effetto simile all'aumento del rame sul carico di rottura e sull'allungamento, ma il grosso vantaggio è la considerevole riduzione delle variazioni dimensionali



Figura 5.5 Variazione dimensionale, resistenza a trazione e allungamento per un acciaio contenente nichel e rame [2]

Nell'immagine vediamo un esempio di resistenza a trazione, allungamento e variazione dimensionale per una miscela contenente ferro, carbonio, nichel e rame

6. Operazioni secondarie

6.1 Trattamenti termici

I sinterizzati ferrosi possono essere trattati termicamente come qualsiasi acciaio convenzionale, possono quindi essere bonificati, induriti superficialmente o induriti per precipitazione. Tuttavia a causa della porosità e dell'eterogeneità della composizione della lega, i sinterizzati ferrosi possono comportarsi in modo differente rispetto agli acciai convenzionali.

6.1.1 Bonifica

Per essere temprabile un acciaio deve avere un tenore di carbonio tra lo 0,1 e l'1,4%. La bonifica consiste in 3 fasi:

- Austenitizzazione
- Tempra
- Rinvenimento

Austenitizzazione

I componenti vengono riscaldati e mantenuti a una temperatura superiore al limite fra ferrite e austenite, in un'atmosfera non decarburante

Tempra

Dalla temperatura di austenitizzazione i componenti vengono temprati in acqua o olio, in modo da trasformare l'austenite in una struttura dura e fragile, martensitica o bainitica. L'acciaio convenzionale è spesso temprato in soluzione acquose saline per ottenere migliori risultati. I componenti sinterizzati vengono invece temprati in olio, perché, a causa della porosità, l'utilizzo di mezzi di tempra troppo severi può portare a rotture, inoltre, visto che il mezzo di tempra si infiltra nei pori, le soluzioni saline possono causare seri problemi di corrosione.

Rinvenimento

Per eliminare le elevate sollecitazioni intere causate dalla trasformazione dell'austenite in martensite e bainite, i componenti vengono rinvenuti ad una temperatura compresa tra i 150 e i 550°C. In questo modo la fragilità della martensite viene ridotta e la tenacità dei pezzi aumenta.

6.1.2 Indurimento per precipitazione

Quando una lega ferro-rame, contenente rame tra lo 0,4 e il 9% in peso, è riscaldata a 925°C, tutto il rame si scioglie nell'austenite. Con un rapido raffreddamento l'austenite ricca di rame si trasforma in ferrite sovrasatura di rame.

Facendo rinvenire la lega a temperature comprese tra i 300 e i 500°C (invecchiamento), il rame precipita sotto forma di fini particelle disperse circondate dalla ferrite ai bordi dei grani delle matrici; minore è la temperatura di rinvenimento, maggiore è il tempo necessario per ottenere un invecchiamento completo, ma più fini sono i precipitati di rame, che rendono così più dura la lega.

Il principio dell'indurimento per precipitazione funziona sia per leghe Fe-Cu convenzionali sia per quelle sinterizzate. Un indurimento per precipitazione si osserva già durante il raffreddamento dei componenti dalla temperatura di sinterizzazione, ma si ha soprattutto nella parte finale del forno dove la temperatura prima decade velocemente e poi scende lentamente.

6.1.3 Indurimento superficiale

L'indurimento superficiale è un metodo semplice e poco costoso per aumentare la resistenza all'usura e la resistenza a fatica dei componenti, tale pratica è usata sia nei pezzi convenzionali sia per pezzi sinterizzati.

A differenza degli acciai convenzionali, per i pezzi sinterizzati non può essere usato il metodo dei bagni di sale, perché i Sali si intrappolano nelle porosità e possono dare luogo a gravi problemi di corrosione. Per questo motivo i componenti sinterizzati possono essere induriti solo mediante gas. I metodi più utilizzati sono la cementazione e la carbonitrurazione.

6.1.3.1 Cementazione

Per un'atmosfera carburante (es. endogas), la superficie ferrosa dei sinterizzati da trattare funziona come catalizzatore per due reazioni chimiche reversibili:

 $\rm CO + H_2 \leftrightarrow C_{Fe} + H_2O$

 $CH_4 \leftrightarrow C_{Fe} + 2H_2$

Vediamo quindi che il carbonio diffonde nel ferro o nell'acciaio.

Per la cementazione vengono usate solitamente temperature tra gli 820 e i 920°C, quanto maggiore è la temperatura tanto minore è il tempo per raggiungere una certa profondità prefissata di cementazione. Condizioni comuni sono da 1 a 4 ore a 850-860°C

6.1.3.2 Carbonitrurazione

Il processo di carbonitrurazione prevede l'aggiunta di ammoniaca nell'atmosfera di cementazione. La presenza di ferro funge da catalizzatore per la seguente reazione:

 $2NH_3 \leftrightarrow N_2 + 3H_2$

Il monossido di carbonio e il metano si dissociano in accordo con le razioni già viste nel processo di cementazione. L'azoto e il carbonio diffondono quindi nei componenti di ferro o acciaio. Per l'indurimento superficiale di acciai basso legati e non legati è preferibile usare la carbonitrurazione invece della semplice cementazione, in quanto l'azoto aumenta la temprabilità e quindi aiuta ad ottenere una profondità di indurimento.

6.2 Infiltrazione e impregnazione

6.2.1 Infiltrazione con metalli

La porosità presente nei componenti sinterizzati può essere infiltrata con rame o con una delle sue leghe.

Per ottenere questo effetto, piccoli dischi del materiale vengono disposti sopra e/o sotto le parti sinterizzate e quindi introdotti in un forno a nastro ad una temperatura leggermente superiore a quella di fusione del materiale.

Vantaggi:

- Aumenta la densità e la resistenza del componente sinterizzato
- Le parti diventano impermeabili e stagne alla prova idraulica

Svantaggi:

- Minore precisione dimensionale
- Aumenta il costo di produzione

6.2.2 Impregnazione con polimeri

Se i sinterizzati devono essere resi impermeabili a gas e fluidi, si può far uso di impregnazioni con polimeri liquidi termoindurenti.

I pezzi sinterizzati vengono posti al vuoto in modo tale da estrarre l'aria presente nelle porosità, i pezzi vengono poi immersi nel polimero liquido che impregna i pori. Infine i componenti vengono riscaldati per ottenere l'indurimento del polimero. Vantaggi:

- Le parti impregnate sono impermeabili a gas e fluidi, e questo ne amplia la gamma di applicazione
- Le parti impregnate presentano una migliore lavorabilità alle macchine utensili, poiché ci sono minori discontinuità di materiale durante il taglio

Svantaggio: l'impregnazione con polimero è molto costosa

6.2.3 Impregnazione con olio

Lo scopo dell'impregnazione con olio è quello di rendere i autolubrificanti i pezzi sinterizzati.

Il processo è analogo a quello dell'impregnazione con polimeri, infatti utilizzando una camera a bassa pressione viene estratta l'aria dai pori che vengono riempiti con l'olio.

Per i cuscinetti autolubrificanti è importante che tutti i pori siano completamente impregnati di olio; l'albero rotante all'interno del cuscinetto si comporta come una pompa rotativa che richiama l'olio dai pori di una zona e lo inietta nei pori di un'altra zona creando così un film continuo di lubrificante che impedisce il contatto metallico tra albero e cuscinetto. Se la porosità interconnessa non è completamente riempita di olio il film protettivo può rompersi e si può avere usura tra albero e cuscinetto.

6.3 Protezione dalla corrosione

A causa della porosità i componenti sinterizzati sono particolarmente suscettibili alla corrosione, quindi se i sinterizzati vengono utilizzati in ambienti corrosivi devono essere opportunamente protetti. I due metodi che vengono utilizzati sono: il trattamento a vapore e la fosfatazione

6.3.1 Trattamento a vapore

Le parti sinterizzate vengono poste in un forno ed esposte a vapore surriscaldato a 550°C. In queste condizioni si ha la seguente reazione di ossidazione:

 $3Fe + 4H_2O \rightarrow Fe_3O_4 + 4H_2$

L'Fe₃O₄ (magnetite) forma uno strato superficiale nero, compatto, in grado di aumentare notevolmente le proprietà di resistenza a usura.

6.3.2 Fosfatazione

Questo trattamento è usato per rivestire i sinterizzati ferrosi con un film anticorrosione di fosfati di ferro. I componenti vengono immersi in una soluzione acquosa di acido fosforico e, grazie all'azione catalizzatore del ferro, si hanno le seguenti reazioni:

 $Fe^{II} + H_3PO_4 \rightarrow Fe^{II}HPO_4 + H_2$

 $2Fe^{III} + 2H_3PO_4 \rightarrow 2Fe^{III}PO_4 + 3H_2$

I fosfati aderiscono molto saldamente alla superficie dei componenti e riempiono i pori.

7. Analisi delle cause di guasto degli stampi

Uno dei principali problemi dell'azienda R.Biemme tech sono delle frequenti rotture degli elementi degli stampi (punzoni, matrici e anime). Questi guasti sono particolarmente dannosi, perché costringono a fermare la produzione, inoltre riparare gli stampi è costoso e richiede molto tempo, nonostante l'azienda disponga di un'attrezzeria interna che si occupa principalmente della manutenzione degli stampi.

Esistono varie tipologie di guasto, i più frequenti sono l'usura della matrice e del punzone. L'usura del punzone può dare diversi problemi; innanzitutto tende a produrre pezzi con bave e che non rispettano le tolleranze dimensionali, inoltre il punzone con l'usura tende ad accorciarsi, modificando quindi l'altezza del pezzo. Anche l'usura della matrice può causare problemi di tolleranze, inoltre la perdita di lucentezza delle pareti intere della matrice può aumentare gli attriti e causare grippaggi. In questi casi può essere sufficiente compiere una manutenzione del pezzo, che può quindi essere riutilizzato.

Guasti più gravi possono essere le cricche sulle anime e sui punzoni, i grippaggi delle presse e le rotture di matrici, anime e punzoni. In questi casi può non essere possibile recuperare il componente facendo una manutenzione, ma potrebbe essere necessario realizzare un nuovo componente.

L'obiettivo del mio tirocinio è stato quindi quello di analizzare le cause dei guasti, in modo tale da capire quali sono i parametri del processo che hanno un'influenza maggiore sulle rotture.

Nella mia analisi ho considerato solo i guasti dovuti all'usura o alle sollecitazioni sullo stampo, non ho considerato quindi i guasti dovuti ad errati attrezzaggi degli stampi sulle presse o le manutenzioni dovute a errori nella progettazione e nella realizzazione dello stampo.

L'approccio che ho utilizzato è stato quello di effettuare una regressione multipla sui dati, mettendo in relazione per ogni stampo il numero medio di pezzi realizzato tra due

manutenzioni successive (Mean Pieces Between Failure) con dei parametri di processo: pressa utilizzata, forza assiale, pressione assiale, % elementi incomprimibili nella polvere e classe di complessità dello stampo.

7.1 Analisi di regressione

Molti problemi ingegneristici coinvolgono l'esplorazione delle relazioni tra due o più variabili e la modellazione del possibile legame esistente tra queste.

Una tecnica statistica molto utile per analizzare questi problemi è l'analisi di regressione. In generale si suppone che vi sia una sola variabile dipendente Y, dipendente da k variabili indipendenti $x_1, x_2, ..., x_n$.

Le analisi di regressione vengono anche utilizzate per capire quali specifiche variabili, tra un insieme di variabili indipendenti, sono legate alla variabile dipendente e per esplorare le forme di queste relazioni.

L'analisi di regressione può anche essere utilizzata al fine di ottenere delle previsioni.

Nell'analisi di regressione l'obiettivo della stima sono i parametri β che caratterizzano una funzione delle variabili indipendenti chiamata *funzione di regressione*:

$$Y = f(X;\beta) + \varepsilon$$

- Y = variabile dipendente (risposta),
- X = variabili indipendenti (esplicative),
- β = parametri delle variabili indipendenti
- ε = termine di errore casuale

Le assunzioni classiche per l'analisi di regressione sono:

- Il campione deve essere rappresentativo della popolazione verso la quale si vuole fare inferenza
- L'errore è assunto essere una variabile casuale con media condizionata alle variabili esplicative pari a zero
- Le variabili indipendenti sono prive di errore (deterministiche)
- Gli errori sono incorrelati
- La varianza dell'errore è costante rispetto alle osservazioni

Nel caso di una regressione lineare semplice si ha una sola variabile esplicativa. Per stimare i parametri $\beta_0 \in \beta_1$ si utilizza il metodo dei minimi quadrati, minimizzando la somma dei quadrati delle deviazioni verticali.

In questo caso abbiamo utilizzato una regressione multipla, in cui sono presenti più variabili esplicative. Anche nel caso di una regressione multipla si utilizza il metodo dei minimi quadrati per stimare i parametri β_0 , β_1 ,..., β_n delle n variabili indipendenti.

7.1.1 Coefficiente di determinazione

Il coefficiente di determinazione consente di valutare la bontà del modello di regressione stimato, in particolare, nel modello di regressione multipla, il coefficiente di determinazione rappresenta la proporzione di variabilità della Y spiegata dalle variabili esplicative.

$r^{2}_{Y,1,..,p} = SQR/SQT$

con SQR = somma dei quadrati della regressione e SQT = somma totale dei quadrati

Tuttavia quando si ha a che fare con modello di regressione multipla, è necessario tenere conto anche del numero di variabili esplicative incluse nel modello e dell'ampiezza del campione.

Per questi motivi si utilizza l' r^2 corretto. Il ricorso a questo indice diventa necessario se si vogliono confrontare modelli di regressione che intendono spiegare la stessa variabile utilizzando un numero diverso di variabili esplicative.

$$r^{2}_{adj} = 1 - [(1 - r^{2}_{Y,1,2,...,p})(n-1)/(n-p-1)]$$

con p = numero di variabili esplicative nel modello

7.1.2 Analisi dei residui

L'analisi dei residui è un'utile strumento per valutare se il modello di regressione impiegato è adeguato all'insieme dei dati considerato. Consiste nel mettere in un grafico i residui rispetto ai valori previsti della Y. Se i residui presentano un andamento riconoscibile, siamo di fronte alla presenza di un legame non lineare tra almeno una delle variabili esplicative e la variabile dipendente. Se il grafico non evidenzia la presenza di una struttura dei residui rispetto ai valori previsti di Y possiamo concludere che il modello di regressione multipla è adeguato.

7.1.3 Test per la verifica della significatività

Una volta valutata, tramite l'analisi dei residui, l'adeguatezza del modello di regressione lineare multipla, passiamo a verificare se c'è una relazione significativa tra la variabile dipendente e l'insieme delle variabili esplicative. Dato che siamo in presenza di più variabili esplicative, l'ipotesi nulla e quella alternativa vanno specificate in questo modo:

*H*₀: $\beta_1 = \beta_2 = 0$ (Non vi è una relazione significativa tra la variabile dipendente e quelle esplicative)

*H*₁: Almeno un $\beta_j \neq 0$ (Vi è una relazione significativa tra la variabile dipendente e almeno una delle variabili esplicative)

Il problema di verifica delle ipotesi viene risolto ricorrendo al test F

F = MQR/MQE

Con MQR = media dei quadrati della regressione, MQE = media dei quadrati dell'errore, F = la statistica test F avente una distribuzione F con p e n - p - l gradi di libertà

La regola decisionale in questo caso è:

Rifiutare H_0 se $F > F_U$, dove F_U è il valore critico sulla coda di destra di una distribuzione F con p e n - p - l gradi di libertà;

altrimenti accettare H_0 .

Se il test rifiuta H_0 allora possiamo concludere che vi è una relazione significativa tra la variabile dipendente e almeno una delle variabili esplicative.

7.1.4 Inferenza sui coefficienti di regressione della popolazione

Andiamo ora a verificare se ogni variabile esplicativa ha un effetto significativo sulla variabile dipendente

Test t

$$t = b_k/S_{bk}$$

con: p = numero di variabili esplicative, b_k = inclinazione di Y rispetto alla variabile k tenendo costanti le altre variabili, S_{bk} = errore standard del coefficiente di regressione b_k , t = statistica test con distribuzione t con n – p – 1 gradi di libertà

Pertanto se vogliamo stabilire se la variabile X_1 ha un effetto significativo sulla variabile dipendente, l'ipotesi nulla e quella alternativa sono:

*H*₀: $\beta_1 = 0$ (Non vi è una relazione significativa tra la variabile esplicativa X₁ e la variabile dipendente)

*H*₁: $\beta_2 \neq 0$ (Vi è una relazione significativa tra la variabile esplicativa X₁ e la variabile dipendente)

La regola decisionale in questo caso è:

rifiutare H_0 se il valore di t sta nella regione di rifiuto di una distribuzione t di student a n - p - 1 gradi di libertà e un livello di significatività α

altrimenti accetto H_0

Se il test rifiuta H_0 possiamo quindi concludere che vi è una relazione significativa tra la variabile esplicativa X₁ e la variabile dipendente.

7.1.5 Multicollinearità

Uno dei problemi che si può presentare nell'analisi di un modello di regressione multipla è la multicollinearità delle variabili esplicative, che consiste in una elevata correlazione tra le variabili esplicative. In questo caso le variabili collineari non forniscono delle informazioni aggiuntive e risulta difficile individuare l'effetto che ciascuna di esse ha sulla variabile dipendente.

Un metodo per misurare la multicollinearità si basa sul variance inflationary factor (VIF), che si può calcolare per ciascuna delle variabili esplicative. Il VIF_j corrispondente alla variabile j è di seguito definito.

$VIF_J = 1/(1 - R_j^2)$

Dove R_j^2 è il coefficiente di determinazione che caratterizza il modello in cui la variabile dipendente è X_j e tutte le altre variabili esplicative sono incluse nel modello.

Se siamo in presenza di sole due variabili esplicative, R_1^2 , che è il coefficiente di determinazione della regressione di X₁ su X₂, è uguale a R_2^2 , il coefficiente di determinazione della regressione di X₂ su X₁.

Se le variabili esplicative non sono correlate, il VIF_j è uguale a 1. All'aumentare della correlazione il suo valore sale, e se le variabili esplicative sono molto correlate, può anche eccedere 10.

Generalmente è considerato accettabile un modello in cui le variabili esplicative hanno un VIF_j inferiore a 5.

7.2 Parametri utilizzati nel modello di regressione

Come già detto in precedenza nel modello di regressione multipla che ho implementato ho messo in relazione il numero medio di pezzi realizzati fra due manutenzioni (MPBF) con 5 parametri di processo: pressa utilizzata, forza assiale, pressione assiale, % elementi incomprimibili e complessità dello stampo.

La scelta dei parametri su cui basare il modello di regressione è stata fatta basandomi sull'esperienza del mio tutor aziendale, l'ing Rovinelli, che si occupa della progettazione degli stampi e del controllo del processo produttivo.

7.2.1 MPBF

Mean Pieces Between Failure è il numero medio di pezzi realizzato fra due manutenzioni, e si ottiene dividendo il numero totale di pezzi realizzati dallo stampo per il numero di manutenzioni che ha dovuto subire lo stampo.

Appena arrivato in azienda non era presente un sistema che tenesse traccia della frequenza delle rotture, è stato quindi necessario implementare nel software gestionale dell'azienda un "contapezzi" dove, per ogni stampo, viene conteggiato il numero totale di pezzi realizzato ad ogni manutenzione.

7.2.2 Pressa utilizzata

Nell'azienda sono presenti 9 differenti presse: 200SACMI, 12DORST, 150SMS, 180DORST, 16DORST, ICO OLIVETTI, 45SMS, 45DORST, 15DORST, che possono generare forze da 12 a 200 tonnellate.

Purtroppo per la maggior parte delle presse non è stato possibile realizzare un modello, perché non era presente un numero sufficientemente alto di stampi che avevano subito rotture nelle presse stesse, per questo motivo mi sono concentrato sulle rotture occorse alle due presse più utilizzate: la 150 SMS e la 200 SACMI.

7.2.3 Forza assiale

È la forza generata dalla pressa sullo stampo

7.2.4 Pressione assiale

È la pressione di compattazione, data da forza assiale/superfice stampo. Per calcolarla è stato quindi necessario trovare la superfice di ogni stampo utilizzando il modello di ogni componente su Solidworks.

7.2.5 Percentuale elementi incomprimibili

Come già discusso in precedenza le polveri utilizzate nel processo di sinterizzazione sono a base ferrosa, ma in base alle caratteristiche richieste dal cliente a alle applicazioni richieste vengono aggiunti altri elementi, come carbonio (sotto forma di grafite), nichel, molibdeno, rame, fosforo, stagno, cromo e lubrificante.

Ho quindi considerato la percentuale nella polvere di elementi incomprimibili; grafite e i vari lubrificanti, perché, come visto nel capitolo sull'isteresi della pressione radiale, gli elementi incomprimibili hanno un comportamento idraulico, questo significa che trasformano tutta la pressione assiale in pressione radiale sulle pareti dello stampo.

7.2.6 Classe di complessità dello stampo

Nel manuale per la progettazione dei componenti sinterizzati possiamo vedere che gli stampi possono essere suddivisi in 8 classi di complessità, in base alla complessità dello stampo e dei movimenti della pressa. Su questo parametro influiscono il numero di spessori del componente, la presenza di simmetria assiale e conicità



Figura 7.1 Classi di complessità degli stampi [4]

7.3 Modello di regressione

7.3.1 Raccolta dei dati

La prima fase della generazione del modello di regressione lineare multipla è stata la raccolta dei dati.

Ho preso in considerazione tutti gli stampi che avevano subito manutenzioni nell'ultimo anno, ottenendo in questo modo circa 60 stampi diversi.

Avendo il codice dello stampo è stato quindi facile risalire a tutti i parametri del pezzo:

- Pressa utilizzata
- Forza assiale
- Superfice del pezzo, necessaria per calcolare la pressione assiale
- Composizione chimica della polvere, in modo tale da trovare la percentuale di elementi incomprimibili
- Disegno del pezzo, da cui sono risalito alla classe di complessità del pezzo

Purtroppo sono stato costretto a scartare alcuni stampi perché non è stato possibile risalire a tutti i parametri del pezzo, a causa di ciò il numero degli stampi che ho considerato è stato di 41.

7.3.1.1 Modellizzazione delle presse

A differenza degli altri parametri, che sono di tipo quantitativo, la pressa che viene utilizzata per ogni stampo è una variabile di tipo qualitativo.

Variabili di tipo qualitativo possono essere inserite in un modello di regressione mediante l'uso delle *variabili dummy*.

Se la variabile qualitativa presa in considerazione assume solo due valori, sarà necessario inserire una sola variabile dummy, X_d , così definita:

 $X_d = 0$ se si osserva il primo valore

 $X_d = 1$ se si osserva il secondo valore

Nel caso preso in esame dobbiamo modellizzare 9 presse, abbiamo quindi bisogno di 8 variabili dummy

	X1	X2	Х3	X4	X5	X6	X7	X8
200SACMI	0	0	0	0	0	0	0	0
12DORST	1	0	0	0	0	0	0	0
150SMS	0	1	0	0	0	0	0	0
180DORST	0	0	1	0	0	0	0	0
16DORST	0	0	0	1	0	0	0	0
ICO OLIVETTI	0	0	0	0	1	0	0	0
45SMS	0	0	0	0	0	1	0	0
45DORST	0	0	0	0	0	0	1	0
15DORST	0	0	0	0	0	0	0	1

Figura 7.2 Modellizzazione delle 9 presse
7.3.2 Generazione del modello

L'obiettivo iniziale era quello di ottenere un modello della vita media degli stampi utilizzando tutti i parametri:

	Codici	MPBF	X1	X2	X3	X4	X5	X6	X7	X8	FA [KN]	PA [MPa]	%EI	Complessità
1	S20627	24250	0	0	0	0	0	0	1	0	88	486,1878	1,55	1
2	S20863	33538	0	0	0	0	1	0	0	0	235	537,7574	1,35	2
3	S20921	70847,8	0	0	0	0	0	1	0	0	49	505,1546	1,4	4
4	S20881	77725,63	0	0	1	0	0	0	0	0	468	650	1,05	1
5	S20725	17367,2	0	0	0	0	0	0	0	0	441	480,3922	1,4	4
6	S20687	189650	1	0	0	0	0	0	0	0	74	560,6061	1,6	3
7	S20684	48945,4	0	0	1	0	0	0	0	0	1265	539,9061	1	2
8	S20853	15063	0	1	0	0	0	0	0	0	990	598,1873	1	5
9	S20314	36885	0	1	0	0	0	0	0	0	1000	523,0126	1	2
10	S20827	219227	0	0	0	0	0	0	1	0	103	542,1053	1	4
11	S20882	53980	0	0	0	0	0	0	0	0	390	654,3624	1,6	2
12	S20689	45678	0	0	0	0	0	1	0	0	29	823,8636	1,6	2
13	S20677	6386,667	0	1	0	0	0	0	0	0	686	550,5618	1	8
14	S20714	14500	0	1	0	0	0	0	0	0	196	487,5622	1,6	3
15	S20685	56754,5	0	0	0	0	0	0	0	0	1140	584,6154	1	2
16	S20662	8900	0	0	1	0	0	0	0	0	510	492,7536	1,4	2
17	S20576	15952,5	0	1	0	0	0	0	0	0	883	540,7226	1,4	2
18	S20587	52122	0	1	0	0	0	0	0	0	657	531,1237	1	2
19	S21006.1	3105	0	0	0	0	0	0	1	0	10	555.5556	1.35	1
20	\$20845	20034.5	0	0	0	0	0	0	0	0	1373	536.3281	1.3	4
21	S20441	8598	0	1	0	0	0	0	0	0	600	535,2364	1	1
22	\$20906	9929	0	0	0	0	0	0	1	0	324	533,7727	1.4	1
23	\$20825	55121.5	0	0	0	0	0	1	0	0	68	535,4331	1.6	2
24	\$20798.2	6733	0	0	0	0	0	1	0	0	223	588,3905	1.4	1
25	\$20717	26975.5	0	1	0	0	0	0	0	0	588	538,4615	0.95	3
26	\$20431.1	131156	0	0	0	0	0	0	0	0	630	551,1811	1.4	4
27	S20414	51786.5	0	0	0	0	0	0	0	0	873	541.5633	1.4	2
28	\$20664	131595.8	0	0	0	0	0	1	0	0	120	495 8678	1 55	4
29	\$21021	24994	0	0	0	0	0	0	0	0	569	541 9048	_,	6
30	520986.3	27000	0	0	0	0	0	0	0	0	177	536,3636	1	6
31	\$21106	11620	0	1	0	0	0	0	0	0	137	507 4074	16	3
32	\$20986.1	59934 5	0	-	0	0	1	0	0	0	69	522 7273	1	3
33	\$20644	193537	0	0	0	0	0	0	0	1	11	523 8095	1.4	1
34	S20686	35009 75	0	0	0	1	0	0	0	0	32	516 129	1	1
35	\$20281	14000	0	0	0	-	0	0	1	0	201	547 6839	16	1
36	\$20201	5/806	0	0	0	0	0	0	1	0	128	188 5/06	1,0	1
37	S20000	34357 5	0	0	0	0	0	1	0	0	120	588 2353	1,0	1
38	\$20427	24579	0	1	0	0	0	0	0	0	824	549 3322	1 55	2
30	\$20705	24576	0	1	0	0	0	0	0	0	224	540,5555	1,55	1
40	\$20,33	233/19	0	0	1	0	0	0	0	0	524	486 0234	1 /	4
40	\$20601	12040	0	0	1	0	0	0	0	0	535	544 2002	1,4	2
41	320004	12040	0	0	1	0	0	0	0	0	210	544,2903	1	Z

Figura 7.3 Insieme di tutti i dati raccolti

Il modello di regressione ottenuto tramite Excel è il seguente:

$$\begin{split} MPBF &= 45363 + 156158*X_1 - 25939*X_2 - 3929*X_3 - 1196*X_4 \\ &+ 5992*X_5 + 22712*X_6 + 22036*X_7 + 166836*X_8 + 4*FA + \\ 18*PA - 23899*\%EI + 5330*Complessità \end{split}$$

R multiplo	0,711708538
R al quadrato	0,506529043
R al quadrato corretto	0,29504149
Errore standard	44100,53169
Osservazioni	41

Figura 7.4 Coefficienti di determinazione del modello

Analizzando il coefficiente di determinazione vediamo che la qualità del modello è abbastanza bassa, in quanto spiega meno del 30% della variabilità della variabile dipendente.

	gdl	SQ	MQ	F	Significatività F
Regressione	12	5,59E+10	4,66E+09	2,395077	0,027936023
Residuo	28	5,45E+10	1,94E+09		
Totale	40	1,1E+11			

Figura 7.4 Significatività del modello

Facendo il test F vediamo che esiste una relazione significativa tra la variabile dipendente e almeno una delle variabili esplicative.

	Coefficienti	Errore standard	Stat t	Valore di significatività
Intercetta	45362,72607	103411,6431	0,438661689	0,66427291
X1	156157,8093	50581,28299	3,087264697	0,004521512
X2	-25938,69261	21395,91104	-1,212320081	0,235520448
X3	-3929,190921	28509,51468	-0,137820337	0,891368756
X4	-1195,728346	56317,25467	-0,021232007	0,983211167
X5	5991,623905	40038,54061	0,149646411	0,882116308
X6	22712,27356	30917,58293	0,734607023	0,468686938
X7	22036,40809	30660,52541	0,718722455	0,478267362
X8	166835,5297	53499,9241	3,11842554	0,004182117
FA [KN]	3,933580489	28,40950658	0,138460007	0,890867882
PA [MPa]	17,99060858	130,5847469	0,137769602	0,891408485
%EI	-23898,94896	34170,32619	-0,699406521	0,490067967
Complessità	5330,351264	5311,120441	1,00362086	0,324156369

Figura 7.5 Valore di significatività di ogni variabile

Grazie al test t vediamo però che è presente una relazione significativa della variabile dipendente solo con due parametri, che sono due presse, la 12DORST e la 15DORST. Entrambe le presse compaiono in una sola rottura ciascuna e in entrambi i casi abbiamo un valore di MPBF molto alto. Questo fa si che i coefficienti associati a entrambe le presse siano molto più grandi degli altri.

Il problema è evidente, in questo caso il modello tiene conto principalmente di due presse in cui sono avvenute una sola rottura ciascuna e non ci dice niente sull'influenza che hanno gli altri parametri del processo sulle rotture.

Dei dati così anomali sono probabilmente dovuti al fatto che entrambe le presse lavorano con un numero molto ridotto di stampi che negli anni non sono cambiati, quindi è logico pensare che nel corso degli anni questi stampi siano stati "ottimizzati" per ridurre la frequenza di rotture in queste presse.



Figura 7.6 Analisi dei residui

Lo stesso problema si riscontra anche nell'analisi dei residui, in cui vediamo che per i due stampi associati alle due presse abbiamo errori nulli, mentre per gli altri stampi possiamo avere errori considerevoli.

Quindi per riuscire a capire quali sono i parametri di processo che hanno un'influenza sulle rotture, ho deciso di analizzare le varie presse in modo indipendente.

Qui mi sono trovato di fronte ad un problema, cioè il fatto che la maggior parte delle presse sono associate ad un numero molto piccolo di stampi, questo abbassa troppo il livello di significatività dei modelli.

Ho deciso quindi di concentrarmi sulle due presse in cui sono avvenute più rotture:

- 200SACMI, in cui nel periodo considerato sono avvenute 7 rotture
- 150SMS, in cui nel periodo considerato sono avvenute 10 rotture

7.3.3 Modello per la 200SACMI

Codici	MPBF	%EI	Complessità	Complessità^2
S20725	17367,2	1,4	4	16
S20882	53980	1,6	2	4
S20685	56754,5	1	2	4
S20845	20034,5	1,3	4	16
S20414	51786,5	1,4	2	4
S21021	24994	1	6	36
S20986.3	27000	1	6	36

Figura 7.7 Dati degli stampi che hanno subito rotture nella pressa 200SACMI

Il modello di regressione più accurato che è stato possibile ottenere per la pressa 200SACMI non considera tra le variabili indipendenti la forza assiale e la pressione assiale sullo stampo, inoltre vediamo che è presente una relazione di tipo quadratico con la complessità dello stampo.

Il valore dei coefficienti di regressione è stato ottenuto utilizzando Excel

$MPBF = 138385 - 6284 * X_1 - 48033 * X_2 + 5058 * X_2^2$

Con $X_1 = \% EI$, $X_2 = Complessità$

Statistica della regressione						
R multiplo	0,997119595					
R al quadrato	0,994247486					
R al quadrato corretto	0,988494972					
Errore standard	1861,665624					
Osservazioni	7					

Figura 7.8 Coefficienti di determinazione del modello

Come prima cosa vediamo che i valori dei coefficienti di determinazione $r^2 e r^2$ corretto sono molto vicini a 1, questo significa che le variabili esplicative riescono a spiegare praticamente tutta la variabilità della variabile dipendente.



Figura 7.9 Analisi dei residui

Dall'analisi dei residui vediamo che il modello è adeguato per l'analisi dei dati considerati, perché i residui non presentano una struttura riconoscibile.

	gdl	SQ	MQ	F	Significatività F
Regressione	3	1797055327	599018442,2	172,837046	0,000739409
Residuo	3	10397396,7	3465798,897		
Totale	6	1807452723			

Figura 7.10 Significatività del modello

Facendo il test F vediamo che rifiuta l'ipotesi nulla con un livello di significatività scelto dello 0,05, quindi possiamo concludere che esiste una relazione significativa tra la variabile dipendente e l'insieme delle variabili esplicative.

	Coefficienti	Errore standard	Stat t	Valore di significatività
Intercetta	138385,24	6636,699735	20,85151465	0,000241254
%EI	-6283,99	4252,343945	-1,477771174	0,235987849
Complessità	-48032,67	3341,118757	-14,37622324	0,000729496
Complessità^2	5058,10	437,5151009	11,56098282	0,001389667

Figura 7.11 Valore di significatività di ogni variabile

Facendo il test t vediamo che è presente una relazione significativa soprattutto con la complessità e la complessità al quadrato, mentre con la percentuale di elementi incomprimibili abbiamo una significatività minore.

Come ci si poteva aspettare non è stata trovata multicollinearità tra la percentuale di elementi incomprimibili e la complessità dello stampo, perché ovviamente i due parametri non sono correlati, in particolare abbiamo trovato un VIF = 1,49, quindi inferiore a 5.

Il risultato più sorprendente che ci comunica questo modello è che, differentemente da quanti ci si aspettasse, la pressione assiale che agisce sullo stampo non sembra essere correlata alla vita media dello stampo.

Per quel che riguarda la percentuale di elementi incomprimibili il risultato è conforme alle aspettative, infatti all'aumentare degli elementi incomprimibili si ha una riduzione della vita dello stampo, in accordo con la teoria che ci dice che una diminuzione della comprimibilità della polvere aumenta la pressione radiale sulle pareti dello stampo.

Più particolare è la relazione che si ha con la complessità dello stampo, infatti vediamo che la vita media dello stampo cala notevolmente con l'aumentare della complessità, ma aumenta leggermente in funzione della complessità al quadrato. Questo andamento parabolico suggerisce che all'aumentare della complessità dello stampo si ha una riduzione dell'effetto della complessità sulla vita media.

7.3.4 Modello per la 150SMS

Codici	MPBF	%EI	Complessità	Complessità ^2
S20853	15063	1	5	25
S20314	36885	1	2	4
S20677	6386,667	1	8	64
S20714	14500	1,6	3	9
S20576	15952,5	1,4	2	4
S20587	52122	1	2	4
S20717	26975,5	0,95	3	9
S21106	11620	1,6	3	9
S20427	24578	1,55	2	4
S20795	7726	1	4	16

Figura 7.12 Dati degli stampi che hanno subito rotture nella pressa 150SMS

Anche il miglio modello trovato per la 150SMS non considera la forza e la pressione assiale sullo stampo e ha una relazione di tipo quadratico con la complessità dello stampo.

Il modello ottenuto è il seguente:

$MPBF = 102499 - 28816^*X_1 - 19985^*X_2 + 1453^*X_2^2$

Con $X_1 = \%$ EI, $X_2 =$ Complessità

R multiplo	0,868886
R al quadrato	0,754962
R al quadrato corretto	0,632443
Errore standard	8691,676
Osservazioni	10

Figura 7.13 Coefficienti di determinazione del modello

Anche in questo caso vediamo che i valori dei coefficienti di determinazione $r^2 e r^2$ corretto sono abbastanza elevati, ma non ai livelli dei valori trovati nel primo modello. Infatti le variabili esplicative riescono a spiegare ben il 63% della variabilità della variabile dipendente.



Figura 7.14 Analisi dei residui

Anche in questo caso l'analisi dei residui permette di vedere che il modello è adeguato a descrivere i dati considerati, perché i residui non presentano una struttura riconoscibile.

	gdl	SQ	MQ	F	Significatività F
Regressione	3	1,4E+09	4,66E+08	6,162005381	0,029065111
Residuo	6	4,53E+08	75545236		
Totale	9	1,85E+09			

Figura 7.15 Significatività del modello

Anche in questo caso vediamo che il test F rifiuta l'ipotesi nulla, con un livello di significatività scelto dello 0,05, quindi anche in questo caso esiste una relazione significativa tra la variabile dipendente e l'insieme delle variabili esplicative.

	Coefficienti	Errore standard	Stat t	Valore di significatività
Intercetta	102499,0453	22132,46608	4,6311624	0,003573349
%EI	-28815,67521	10825,83059	-2,661752	0,037436368
Complessità	-19985,12185	8059,132008	-2,479811	0,047817604
Complessità ^2	1452,581261	820,8012643	1,7697113	0,127174798

Figura 7.16 Valori di significatività di ogni variabile

Facendo il test t vediamo che è presente una relazione significativa soprattutto con la percentuale degli elementi incomprimibili e con la complessità, e minore con la complessità al quadrato.

Anche in questo caso non abbiamo trovato multicollinearità tra la percentuale di elementi incomprimibili e la complessità dello stampo, infatti VIF = 1,15, quindi minore di 5.

Il modello di regressione trovato è a livello qualitativo identico a quello trovato per la 200SACMI, infatti anche in questo caso la vita media degli stampi non dipende dalla

pressione assiale sullo stampo e diminuisce all'aumentare della percentuale degli elementi incomprimibili e della complessità, per poi aumentare leggermente in funzione della complessità al quadrato.

A differenza del modello precedente in questo caso vediamo che la percentuale degli elementi incomprimibili ha un peso maggiore, a discapito della complessità dello stampo.

8. Conclusioni

L'analisi delle cause di guasto degli stampi ha mostrato risultati in parte prevedibili e in parte sorprendenti.

Da una parte il calo della vita media degli stampi in funzione dell'aumentare della loro complessità e della percentuale di elementi incomprimibili della polvere era un risultato che ci si poteva aspettare, dall'altra parte è stato sorprendente osservare che ne la forza assiale, ne, soprattutto, la pressione assiale, hanno un effetto sulle rotture degli stampi.

Sicuramente la maggiore criticità che ho osservato durante il tirocinio è stata una generale scarsità dei dati, infatti per la mia analisi mi sono basato soprattutto su dati storici, ma non ho potuto utilizzare i dati delle manutenzioni effettuate prima del 2019 perché nel frattempo era stato cambiato il software gestionale. Inoltre non è stato possibile risalire ai parametri di tutti gli stampi che avevano subito una manutenzione, quindi, come già scritto, dai circa 60 stampi iniziali ho potuto basare la mia analisi solo su 41.

Un altro aspetto problematico è stato che nell'azienda prima della mia tesi non erano mai state analizzate le cause di guasto degli stampi, per questo motivo all'inizio non era neanche presente un contatore che tenesse conto del numero medio di pezzi realizzato da ogni stampo prima di una rottura. È stato quindi necessario far implementare dall'informatico dell'azienda un "contapezzi", dove ogni volta che uno stampo va in manutenzione viene indicato il numero di pezzi a cui è arrivato.

Nonostante i pochi dati a disposizione comunque l'analisi ha permesso di ottenere dei modelli di qualità abbastanza alta, il che è positivo perché indica che le correlazioni non sono casuali, ma che esistono dei rapporti di causalità tra la vita media degli stampi e i parametri che sono stati presi in considerazione.

Sicuramente l'analisi che ho effettuato durante il mio tirocinio può essere considerata un punto di partenza per l'azienda R.Biemme-tech, in quanto tenendo traccia con il tempo di tutte le manutenzioni e accumulando dati storici sarà possibile ottenere sia modelli matematici migliori, sia modelli matematici anche per le altre presse. In futuro modelli matematici migliori potrebbero anche avere un ruolo predittivo sulla vita degli stampi, questo potrebbe permettere di effettuare manutenzioni preventive e di tarare le offerte commerciali ai clienti in base alla vita prevista degli stampi.

Bibliografia

[1] "Produzione dei componenti sinterizzati" Manuale Höganäs per componenti sinterizzati, Höganäs AB 2014

[2] "Progettazione e caratteristiche meccaniche" Manuale Höganäs per componenti sinterizzati, Höganäs AB 2014

[3] "Proprietà dei materiali e delle polveri" Manuale Höganäs per componenti sinterizzati, Höganäs AB 2014

[4] "Guida alla progettazione dei componenti sinterizzati" ASSINTER 2018