



UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA  
FACOLTÀ DI INGEGNERIA

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA ELETTRICA

TESI DI LAUREA MAGISTRALE

# **CARATTERIZZAZIONE DI MATERIALI MAGNETICI INNOVATIVI PER COSTRUZIONI ELETTROMECCANICHE**

RELATORE: PROF. ANDREA TORTELLA  
DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA ELETTRICA

LAUREANDO: NICOLÒ DE PICCOLI

ANNO ACCADEMICO 2011-2012



# Indice

<b>Sommario</b>	<b>pag. 1</b>
<b>Capitolo 1. Proprietà fisiche</b>	<b>3</b>
1.1 Premessa	3
1.2 Proprietà magnetiche della materia	3
1.2.1 Materiali diamagnetici	5
1.2.2 Materiali paramagnetici	5
1.2.3 Materiali ferromagnetici	6
1.3 Classificazione dei materiali ferromagnetici	8
1.4 Perdite nei materiali magnetici dolci	9
1.4.1 Perdite per isteresi	9
1.4.2 Perdite per correnti parassite	10
1.4.3 Perdite anomale	11
1.4.4 Perdite rotazionali	12
1.5 Strumenti di misura	13
1.5.1 Gaussometro	13
1.5.2 Flussometro	14
1.5.3 Bobina di Helmholtz	14
1.5.4 Apparecchio di Edpstein	15
1.5.5 Permeometro	17
<b>Capitolo 2. Lamierini</b>	<b>19</b>
2.1 Cenni storici	19
2.2 Caratteristica $B-H$	20
2.3 Anisotropia magnetica	22
2.4 Magnetostrizione ed effetti dello stress	23
2.5 Ricottura	25
2.6 Tipologie di materiali	26
2.6.1 Ferro puro e acciaio a basso tenore di C	26
2.6.2 Leghe Fe-Si	29
2.6.2.1 Leghe Fe-Si a grani non orientati	29
2.6.2.2 Leghe Fe-Si a grani orientati	31
2.6.2.3 Leghe Fe-(6,5%)Si, Fe-Al e Fe-Si-Al	33
2.6.3 Leghe nanocristalline e amorfe	34
2.6.4 Leghe Fe-Ni e Fe-Co	37
2.6.5 Ferriti dolci	39
2.7 Effetti delle lavorazioni sulle perdite specifiche	40
2.7.1 Taglio e punzonatura	40
2.7.2 Impilamento, saldatura e incollaggio	44
<b>Capitolo 3. SMC</b>	<b>49</b>
3.1 Generalità	49
3.2 Caratteristiche e proprietà magnetiche d'interesse	50
3.3 Classificazione degli SMC	51
3.3.1 Materiali magnetici dolci sinterizzati	52
3.3.2 Nuclei a polvere	52
3.4 Scelta dei materiali	52
3.4.1 Ferro puro	53

3.4.2 Leghe Fe-Ni	54
3.4.3 Leghe Fe-Si	54
3.4.4 Leghe Fe-Co	55
3.5 Dimensione delle particelle	55
3.6 Rivestimento	56
3.6.1 Rivestimenti organici	57
3.6.2 Rivestimenti inorganici	58
3.7 Processo di realizzazione degli SMC	58
3.7.1 Compattazione	59
3.7.2 Ricottura	60
3.8 Effetti delle lavorazioni sulle proprietà	61
3.8.1 Fresatura delle particelle	61
3.8.2 Pressione di compattazione	63
3.8.3 Compattazione a caldo	64
3.8.4 Ricottura magnetica	66
<b>Capitolo 4. Analisi delle perdite per lamierini e SMC</b>	<b>71</b>
4.1 Modellazione delle perdite nel ferro	71
4.2 Interpolazione dei data-sheet	73
4.3 Discussione dei risultati	77
<b>Capitolo 5. Magnet permanenti</b>	<b>81</b>
5.1 Materiali magnetici duri	81
5.2 Materiali per magneti permanenti	83
5.2.1 Alnico	84
5.2.2 Ferriti	85
5.2.3 Samario-cobalto	86
5.2.4 Neodimio-ferro-boro	86
5.2.5 Bonded Magnets	87
5.3 Processi di produzione	88
5.4 Montaggio dei magneti	89
5.5 Magnetizzazione	90
5.5.1 Magnetizzatore	91
5.5.2 Bobina di magnetizzazione	94
5.6 Effetti negativi sulle prestazioni dei magneti	96
<b>Conclusioni</b>	<b>99</b>
<b>Bibliografia</b>	<b>101</b>

# Sommario

In questo lavoro di tesi si prende in esame una categoria di materiali che hanno da diverso tempo assunto un ruolo fondamentale nella vita quotidiana. I materiali magnetici, infatti, consentono di soddisfare le principali esigenze della società attuale e sono alla base della realizzazione di dispositivi elettrici per la generazione, distribuzione e conversione dell'energia.

L'intensificarsi di problemi di natura ambientale e l'aumento dei costi delle fonti energetiche verificatesi negli ultimi decenni hanno spinto gli studi verso la ricerca di una maggiore efficienza delle macchine elettriche, conseguibile solo attraverso una più precisa conoscenza dei fenomeni che stanno alla base delle perdite elettromagnetiche.

Per questo motivo ci si propone di caratterizzare i materiali magnetici dolci maggiormente impiegati nella realizzazione di nuclei magnetici insieme con una nuova tipologia che ben si presta in particolari applicazioni.

Con questo elaborato si desidera soprattutto verificare la possibilità di rappresentare i dati sperimentali delle perdite nel ferro di materiali magnetici dolci tramite modelli di tipo analitico.

Particolare attenzione è posta nella modellazione delle perdite, al fine di verificare quale delle formulazioni proposte consente di valutare le perdite commettendo il minor errore possibile. Riuscire a stabilire ciò risulta importante non solo nella fase di progettazione della macchina ma in particolar modo durante quella di simulazione, per esempio in codici numerici che già integrano delle procedure di calcolo dedicate.

A completamento di quanto citato è stata dedicata una sezione riguardante i magneti permanenti, nell'intento di mettere in evidenza le proprietà che maggiormente li contraddistinguono.



# Capitolo 1

## Proprietà fisiche

### 1.1 Premessa

Come noto i motori elettrici convertono l'energia elettrica in energia meccanica sfruttando i principi della conversione elettromagnetica dell'energia. I diversi tipi di motori operano in modi differenti e, in accordo a questo, si prestano a essere analizzati con diversi metodi di calcolo, che descrivono l'interazione dei campi magnetici che si generano all'interno della macchina. La conoscenza delle caratteristiche dei materiali magnetici e delle grandezze a esse associate (con relative unità di misura) rappresenta uno strumento essenziale per l'analisi e la progettazione delle macchine elettriche, nonché per lo sviluppo e la messa a punto della tecnologia necessaria al processo produttivo degli stessi materiali.

### 1.2 Proprietà magnetiche della materia

In natura esistono materiali che sono sorgenti permanenti di campi magnetici o che, sottoposti all'azione di un campo magnetico, diventano a loro volta sorgenti del campo magnetico  $\mathbf{B}$ .

Le proprietà magnetiche della materia, in altre parole il comportamento della stessa in presenza di un campo magnetico prodotto da correnti elettriche, possono essere discusse procedendo con una descrizione fenomenologica.

Si consideri pertanto un solenoide di lunghezza unitaria,  $L=1$ , il cui campo magnetico ha l'espressione  $B_0 = \mu_0 Ni$ , dove  $B_0$  indica il valore del campo che si misura quando il solenoide è vuoto.

Indichiamo con:

$$\mathbf{H} = \frac{\mathbf{B}_0}{\mu_0} \quad (1.1)$$

un vettore, parallelo a  $\mathbf{B}$ , la cui intensità  $H = Ni$  dipende nel caso specifico dal numero di spire  $N$  e dalla corrente  $i$ .

A questo punto supponiamo di riempire il solenoide con un materiale omogeneo; la misura di  $\mathbf{B}$  all'interno del materiale può essere eseguita per esempio con una sonda di Hall posta perpendicolarmente a  $\mathbf{B}_0$ . Nel caso in cui il materiale sia solido, la sonda, o qualsiasi altro strumento impiegato, va posta in una cavità a forma di disco sottile con le basi ortogonali a  $\mathbf{B}_0$ .

Dalla misura di  $\mathbf{B}$  si trova che esso è parallelo a  $\mathbf{B}_0$ , ed è esprimibile con la relazione:

$$\mathbf{B} = \mu_0 \mu_r \mathbf{H} = \mu \mathbf{H} \quad (1.2)$$

definendo permeabilità magnetica (assoluta) la grandezza

$$\mu = \mu_0 \mu_r \quad (1.3)$$

Mentre  $\mu_r$  è adimensionale,  $\mu$  ha la stessa unità di misura di  $\mu_0$ .

La (1.2) esprime, di fatto, il legame di  $\mathbf{B}$  con le correnti di conduzione e con le proprietà magnetiche del mezzo.

La variazione del campo magnetico dovuta alla presenza del mezzo è dunque:

$$\mathbf{B}_m = \mathbf{B} - \mathbf{B}_0 = (\mu_r - 1) \mu_0 \mathbf{H} = \mu_0 \chi_m \mathbf{H} \quad (1.4)$$

introducendo una nuova grandezza, la suscettività magnetica

$$\chi_m = \mu_r - 1 \quad (1.5)$$

che in questo caso ha il significato di variazione relativa del campo magnetico  $\chi_m = (\mathbf{B} - \mathbf{B}_0) / \mathbf{B}_0$ .

Se si definisce con:

$$\mathbf{M} = \chi_m \mathbf{H} = (\mu_r - 1) \mu_0 \mathbf{H} \quad (1.6)$$

il vettore magnetizzazione che descrive direttamente le proprietà magnetiche del mezzo sotto l'azione delle correnti, si può scrivere il campo magnetico  $\mathbf{B}$  come:

$$\mathbf{B} = \mathbf{B}_0 + \mathbf{B}_m = \mu_0 \mathbf{H} + \mu_0 \mathbf{M} = \mu_0 (\mathbf{H} + \mathbf{M}) \quad (1.7)$$

Normalmente però si desidera eliminare la presenza del termine  $\mu_0 \mathbf{H}$  perché si è interessati al contributo  $\mu_0 \mathbf{M}$  derivante dal materiale. Questo contributo è noto come polarizzazione magnetica  $\mathbf{J} = \mu_0 \mathbf{M}$ , quantità che presenta la stessa unità di misura di  $\mathbf{B}$  e le stesse proprietà di  $\mathbf{M}$ . Si può allora scrivere la relazione

$$\mathbf{B} = \mu_0 \mathbf{H} + \mathbf{J} \quad (1.8)$$

In alcuni casi questa relazione è significativa per definire le relazioni  $\mathbf{B} = \mu \mathbf{H}$  e  $\mathbf{M} = \chi_m \mathbf{H}$ .

L'intensità del campo magnetico nel solenoide risulta in particolare:

$$B = \mu_0 Ni + \mu_0 \chi_m Ni \quad (1.9)$$

E ne si può dare la seguente interpretazione: dato che il termine  $\mu_0 Ni$  è il campo magnetico prodotto dalla corrente di conduzione, di densità lineare  $Ni$ , che circola nelle spire del solenoide, il secondo termine deve rappresentare l'effetto del mezzo magnetizzato, effetto che risulta identico a quello che sarebbe prodotto da un secondo solenoide uguale al primo, ma percorso dalla corrente di densità lineare  $\chi_m Ni$ .

In base alla fenomenologia sinora sviluppata si può procedere a una classificazione dei mezzi che presentano proprietà magnetiche [1].

1.2.1 Materiali diamagnetici

Per questi materiali la permeabilità magnetica relativa è costante al variare di  $B$  e poco minore di 1:

$$\mu_r < 1 \Rightarrow \chi_m < 0$$

La magnetizzazione  $\mathbf{M}$  è quindi opposta a  $\mathbf{H}$ .

In tabella 1.1 sono riportati i valori della suscettività di alcuni materiali; si noti che  $\chi_m$  dipende dalla densità del materiale, nel senso che è molto minore nei gas che nei liquidi e nei solidi. Per questi ultimi  $\chi_m$  ha valori dell'ordine di  $10^{-5}$  [1].

Tabella 1.1: Suscettività di alcuni materiali diamagnetici

Solidi		Liquidi	
Argento	$-2.39 \times 10^{-5}$	Acqua	$-0.90 \times 10^{-5}$
Bismuto	$-16.42 \times 10^{-5}$	Mercurio	$-2.80 \times 10^{-5}$
Oro	$-3.46 \times 10^{-5}$	Gassosi	
Piombo	$-1.58 \times 10^{-5}$	Argon	$-1.10 \times 10^{-8}$
Rame	$-0.98 \times 10^{-5}$	Azoto	$-1.35 \times 10^{-8}$
Silicio	$-0.42 \times 10^{-5}$	Idrogeno	$-0.45 \times 10^{-8}$

1.2.2 Materiali paramagnetici

Per questi la permeabilità magnetica relativa è costante al variare di  $B$  e poco maggiore di 1:

$$\mu_r > 1 \Rightarrow \chi_m > 0$$

La magnetizzazione  $\mathbf{M}$  è quindi concorde a  $\mathbf{H}$  e i due effetti si sommano. Si tratta anche in questo caso di effetti di piccola entità, come appare dalla tabella 1.2: i valori  $\chi_m$  sono di norma compresi tra  $10^{-4}$  e  $10^{-5}$  a temperatura ambiente.

È evidenziare la dipendenza della  $\chi_m$  dalla temperatura che obbedisce alla legge, detta prima legge di Curie

$$\chi_m = \frac{C \rho}{T} \quad (1.10)$$

dove  $\rho$  è la densità del mezzo,  $T$  la temperatura espressa in gradi kelvin e  $C$  una costante detta costante di Curie. Soltanto alcuni metalli paramagnetici, con  $\chi_m$  dell'ordine di  $10^{-5}$ , non seguono la (1.10) e hanno suscettività praticamente costante [1].

Tabella 1.2: Suscettività di alcuni materiali paramagnetici

Solidi			
Alluminio	$2.08 \times 10^{-5}$	Titanio	$18.22 \times 10^{-5}$
Calcio	$1.94 \times 10^{-5}$	Tungsteno	$7.92 \times 10^{-5}$
Magnesio	$1.17 \times 10^{-5}$	Uranio	$40.92 \times 10^{-5}$
Platino	$27.91 \times 10^{-5}$	Gassosi	
Sodio	$0.85 \times 10^{-5}$	Ossigeno	$387.4 \times 10^{-8}$

1.2.3 Materiali ferromagnetici

A differenza dei mezzi diamagnetici e paramagnetici, nei mezzi ferromagnetici  $\chi_m$  e  $\mu_r$  dipendono dal valore del campo magnetico e anche dal modo con cui tale valore viene raggiunto. La permeabilità relativa può raggiungere valori dell'ordine di  $10^3 \div 10^4$ ; essa è positiva quindi l'effetto del secondo termine dalla (1.9) fornisce un contributo rilevante al campo totale, visti i valori di  $\mu_r$ .

Sono mezzi ferromagnetici il ferro, il cobalto, il nichel e numerose leghe, principalmente a base di ferro.

Per trovare la relazione sperimentale tra  $\mathbf{B}$  e  $\mathbf{H}$  si può procedere come già visto ponendo il materiale all'interno di un solenoide di lunghezza unitaria: al variare di  $i$ , ovvero di  $H = Ni$ , si misura in corrispondenza  $B$ ; dalla (1.7) si calcola la magnetizzazione  $M = (B/\mu_0) - H$ . Si ottengono così direttamente le funzioni  $B(H)$  e  $M(H)$ . L'andamento della prima è riportato in figura 1.1.

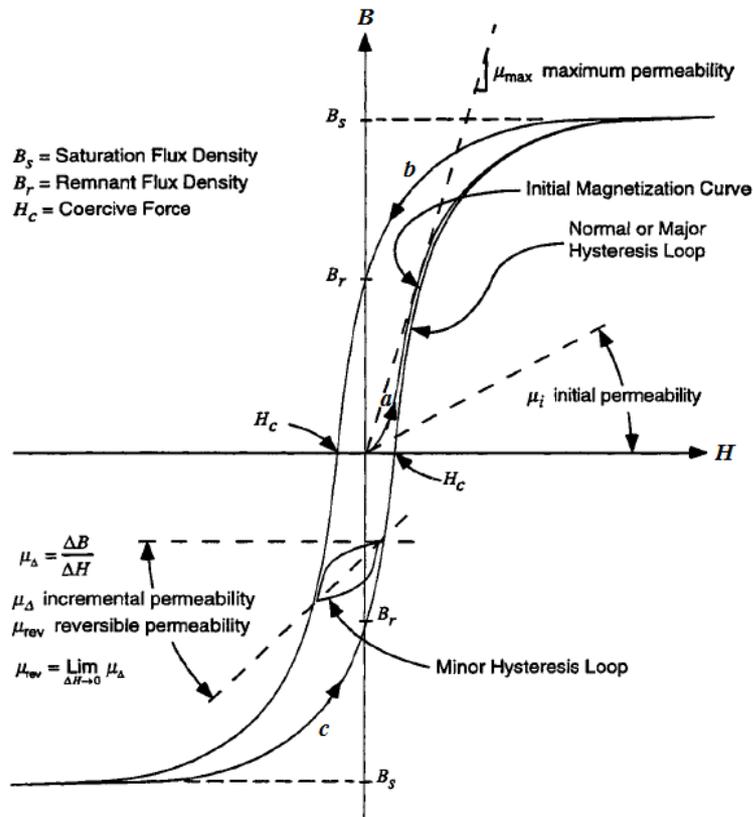


Figura 1.1: Ciclo B-H di un materiale ferromagnetico.

Supponiamo che inizialmente il materiale si trovi nello stato vergine, ossia non sia mai stato sottoposto a magnetizzazione, e che siano nulli tutti i campi. Facendo crescere  $H$ , i valori di  $B$  e di  $M$  si dispongono lungo una curva  $a$ , detta curva di prima magnetizzazione; quando  $H$  supera il valore  $H_m$ , la magnetizzazione resta costante al valore  $M_s$ , e il campo magnetico cresce linearmente con  $H$ , molto più lentamente di prima. Infatti, per  $M = M_s = \text{costante}$ , la (1.7) diventa una retta con pendenza  $\mu_0$ , cioè molto piccola. Si dice che per  $H > H_m$  il materiale ha raggiunto la saturazione e

il valore  $M_s$  si chiama magnetizzazione di saturazione: oltre  $H_m$  il campo  $B$  cresce solo per effetto dell'aumento della corrente di conduzione, perché il contributo del mezzo ha raggiunto il massimo valore possibile.

Non essendo la curva  $a$  una retta, le grandezze:

$$\mu = \frac{B}{H} \quad , \quad \mu_r = \frac{B}{\mu_0 H} \quad , \quad \chi_m = \mu_r - 1 \quad (1.11)$$

non sono costanti, ma funzioni di  $H$ .

Se dopo aver raggiunto il valore  $H_m$  si fa decrescere  $H$ , i valori di  $B$  e di  $M$  si dispongono lungo una nuova curva  $b$  che si mantiene al di sopra della curva di prima magnetizzazione e interseca l'asse delle ordinate ( $H=0$ ) col valore  $B_r$  e  $M_r$ , legati dalla

$$B_r = \mu_0 M_r \quad (1.12)$$

si parla di magnetizzazione residua e di campo magnetico residuo, a significare il fatto che il materiale è magnetizzato anche in assenza di corrente; è diventato cioè un magnete permanente.

Per annullare la magnetizzazione bisogna invertire il senso della corrente e far diminuire  $H$  fino al valore  $H_c$ , detto campo coercitivo, in corrispondenza del quale  $B=0$ . Facendo ulteriormente decrescere  $H$  si osserva che oltre il valore  $-H_m$  la curva è rettilinea, come lo era oltre  $H_m$ , con la stessa pendenza: il materiale ha raggiunto la magnetizzazione di saturazione, ma con senso opposto.

Infine, se si riporta  $H$  al valore  $H_m$  si percorre la curva  $c$  fino al ricongiungimento con la curva  $a$ . La curva completa prende il nome di ciclo d'isteresi del materiale e può essere data in termini di  $M$  o in termini di  $B$ . Se  $H$  varia nell'intervallo  $H_m, -H_m$  o maggiormente si ottiene sempre lo stesso ciclo, se si riduce l'intervallo di variabilità si ottengono cicli più stretti, con i vertici sulla curva di prima magnetizzazione.

Ad un dato valore di  $H$  possono corrispondere infiniti valori di  $B$  e quindi di  $\chi_m$  e  $\mu_r$  compresi tra le curve  $b$  e  $c$ , situazione che viene riassunta dicendo che la magnetizzazione di un mezzo ferromagnetico dipende dalla storia del mezzo stesso, oltre che dal valore di  $H$ .

Il ciclo d'isteresi rappresenta il diagramma di stato del materiale: la sua forma dipende fortemente dalla composizione del mezzo.

Altra proprietà fondamentale dei materiali ferromagnetici è che per ognuno di essi esiste una temperatura critica  $T_c$ , detta temperatura di Curie, al di sopra della quale il materiale diventa paramagnetico, con suscettività che segue la legge

$$\chi_m = \frac{C \rho}{T - T_c} \quad (1.13)$$

nota come seconda legge di Curie. La temperatura di Curie del ferro è  $T_c = 1043 \text{ K} = 770 \text{ °C}$  [1].

### 1.3 Classificazione dei materiali ferromagnetici

La maggior parte dei materiali magnetici d'interesse industriale sono i materiali ferromagnetici.

I materiali ferromagnetici possono essere classificati in due categorie, materiali dolci e duri. Come illustrato nella curva di magnetizzazione, i materiali ferromagnetici allo stato smagnetizzato non mostrano magnetizzazione pur avendo magnetizzazione spontanea. Questo perché i materiali ferromagnetici sono divisi in molti domini magnetici. All'interno dei domini magnetici, la direzione del momento magnetico è allineata. Tuttavia, la direzione di momenti magnetici varia con le pareti dei domini magnetici in modo che possa ridurre l'energia magnetostatica del volume totale.

Nello stato smagnetizzato, la magnetizzazione totale è annullata a causa dell'orientazione casuale delle magnetizzazioni nei domini magnetici. Quando un campo magnetico esterno viene applicato, le pareti dei domini variano e scompaiono quando tutti i momenti magnetici sono allineati con la direzione del campo magnetico. Quando tutti i domini magnetici si annullano e le magnetizzazioni sono tutte allineate con la direzione del campo magnetico, la magnetizzazione si dice satura. Questa condizione corrisponde all'applicazione della magnetizzazione di saturazione,  $M_s$ . Quando la parete del dominio può variare facilmente, il materiale ferromagnetico può essere facilmente magnetizzato con un basso campo magnetico. Questo tipo di materiali ferromagnetici sono chiamati materiali magnetici dolci o morbidi, e sono particolarmente adatti alle applicazioni di nuclei magnetici.

Poiché i materiali magnetici dolci possono essere smagnetizzati da un basso campo magnetico,  $H_c$  è basso. Nonostante siano facilmente magnetizzabili, la loro permeabilità è elevata e le perdite basse. Tali materiali si ottengono da acciai ricotti a basso tenore di carbonio e risultano meccanicamente molto morbidi, con valori di durezza Brinell bassi, come 130.

Affinché i materiali ferromagnetici risultino morbidi, la loro anisotropia magnetocristallina e la loro costante di magnetostrizione devono essere basse. Inoltre, per una facile variazione dei domini magnetici, devono presentare un numero ridotto di difetti o impurità.

Quando invece le pareti del dominio sono difficili da variare, la magnetizzazione del materiale ferromagnetico si verifica solo quando viene applicato un elevato campo magnetico. In altre parole, questo tipo di materiali ferromagnetici sono difficili da magnetizzare, ma una volta magnetizzati, è anche difficile smagnetizzarli. Questi sono chiamati materiali magnetici duri, o anche più comunemente magneti permanenti, e sono adatti laddove è necessaria una sorgente di flusso senza alimentazione elettrica. I materiali magnetici duri presentano un'elevata anisotropia magnetocristallina. In conseguenza del grande campo magnetico che si deve applicare per la smagnetizzazione, il loro campo  $H_c$  è generalmente elevato, ma anche molto sensibile alla loro microstruttura.

I magneti permanenti furono inizialmente ottenuti da acciai *quench-hardened*. Alcuni riferimenti suggeriscono che buoni magneti permanenti in acciaio erano disponibili già in Cina nel 500 d.C. Si tratta di acciai magnetici permanenti inizialmente realizzati in acciaio al carbonio e costantemente progrediti in acciai al cobalto altamente legati con un contenuto di carbonio più alto dell'1,2% fino al 1920.

Questi acciai magnetici permanenti sono materiali meccanicamente molto duri, con valori di durezza Brinell alti, come 690.

In ultima i materiali magnetici dolci e duri hanno valori d'induzione di saturazione comparabili, ma si distinguono per valori del campo coercitivo molto diversi: rispettivamente 0,2-100 A/m e 200-2000 A/m per i comuni materiali commerciali [2].

## 1.4 Perdite nei materiali magnetici dolci

Durante il funzionamento di una macchina elettrica, una parte della potenza assorbita o generata, a seconda che la macchina stia operando come motore o come generatore, viene dissipata nel rame degli avvolgimenti e nel ferro del nucleo magnetico sotto forma di calore.

Le perdite nel ferro possono essere separate in più componenti. Le principali sono le perdite per isteresi e per correnti parassite i cui fenomeni sono legati alla variazione del flusso magnetico nel tempo.

Con il susseguirsi degli studi effettuati sui materiali ferromagnetici, sono state identificate anche altre componenti di perdita a cui è stato dato rispettivamente il nome di perdite anomale e rotazionali.

### 1.4.1 Perdite per isteresi

Queste perdite si verificano a causa della non linearità e delle differenze di magnetizzazione e smagnetizzazione in tutti i materiali ferromagnetici.

Con riferimento alla figura 1.1, l'area interna della curva  $B-H$  rappresenta l'energia per unità di volume dissipata sotto forma di calore nel materiale:

$$e_h = \oint H dB \quad \left[ \frac{J}{m^3} \right] \quad (1.14)$$

Se il ciclo d'isteresi è percorso con una frequenza  $f$  in regime sinusoidale, allora la potenza specifica dissipata è data da:

$$p_h = f \oint H dB \quad \left[ \frac{W}{m^3} \right] \quad (1.15)$$

La perdita per isteresi fu trovata da Steinmetz essere proporzionale a  $(B_{max})^{1,6}$  per un dato materiale, dove  $B_{max}$  rappresenta il valore massimo dell'induzione. L'esponente è puramente empirico e non ha alcuna base teorica. Solo più, tardi con il susseguirsi degli esperimenti, si scoprì che questo esponente può variare tra 1,6 e 2, a seconda della qualità del ferro impiegato e dell'induzione presa in considerazione.

Così la perdita per isteresi in un dato volume di materiale è esprimibile con:

$$P_h = k_h V_c f (B_{max})^n [W] \quad (1.16)$$

dove  $k_h$  è la costante per un dato tipo di ferro e un dato intervallo d'induzione,  $V_c$  il volume del campione in  $[m^3]$ ,  $n$  l'indice di Steinmetz e  $B_{max}$  l'induzione massima in [T].

Le perdite per isteresi possono essere determinate con metodi alternativi di modellazione del percorso dinamico d'isteresi. I più significativi sono il modello di Preisach e il modello di Jiles-Atherton in quanto consentono di ottenere risultati in buon accordo con le misure effettuate sul campione.

Quando la  $dB/dt$  cambia segno più di una volta per periodo compaiono i cicli d'isteresi minori. Questi possono avere una forte influenza sul comportamento magnetico del materiale, in quanto si potrebbero verificare con costanza in applicazioni che utilizzano l'elettronica di potenza, come gli inverter.

Un semplice metodo per tenere in considerazione i cicli minori d'isteresi consiste nel moltiplicare le perdite per isteresi per una determinata costante, come segue:

$$k_{hm} = \left(1 + \frac{0.65}{B_{max}} \sum_{i=1}^n \Delta B_i\right) \quad (1.17)$$

dove  $\Delta B_i$  è la variazione dell'induzione mentre si percorre un ciclo minore. Per questo metodo si assume che tutti i cicli minori abbiano la stessa area.

Dall'analisi di questo metodo, sembra che una difficoltà sorga nel determinare la dimensione di  $\Delta B_i$ , che deve essere supportata da un ampio lavoro sperimentale, misurando i cicli minori per diverse condizioni e vari tipi d'acciaio.

Tuttavia, poiché un'eccessiva semplificazione può fornire risultati poco affidabili, le perdite per isteresi a causa di cicli minori sono raramente modellate [3].

#### 1.4.2 Perdite per correnti parassite

La teoria classica attribuita a Steinmetz esprime le perdite per correnti parassite in funzione della  $dB/dt$  o, in alternativa, della frequenza e dell'induzione massima. In quest'ultimo caso si deve però assumere un andamento sinusoidale dell'induzione.

Le perdite per correnti parassite possono essere espresse dalla:

$$P_e = \frac{V_c \pi^2 \tau^2 (f B_{max})^2}{6\rho} [W] \quad (1.18)$$

dove  $\tau$  è lo spessore di laminazione in [m] e  $\rho$  la resistività del materiale ferromagnetico in  $[\Omega m]$ .

La (1.18) è pertanto valida nel caso di nuclei laminati data la dipendenza dallo spessore del lamierino impiegato. Tuttavia può essere riformulata come segue:

$$P_e = k_e V_c (f B_{max})^2 [W] \quad (1.19)$$

dove  $k_e$  è una costante che tiene conto sia delle proprietà elettriche che geometriche del materiale, in modo da poter utilizzare la (1.19) anche per il calcolo delle perdite per correnti parassite che si verificano negli innovativi materiali compositi dolci, successivamente descritti nel Capitolo 3.

I metodi che assumono forme d'onda sinusoidali del flusso magnetico non sono particolarmente accurati, poiché nella realtà tali forme d'onda sono spesso distorte. I

risultati ottenuti da queste formulazioni sono solitamente inferiori a quelli sperimentali.

Un approccio alternativo consiste nel tener conto della presenza di armoniche nei flussi magnetici con forma d'onda distorta. La perdita nel nucleo viene così valutata separatamente per ogni armonica e la somma di tutti i contributi calcolati fornisce la perdita totale. Alcuni studi hanno riscontrato che questo metodo dà risultati che sono spesso inferiori al 20% rispetto a quelli misurati e può portare a gravi errori se applicato a circuiti dove il picco dell'induzione supera 0.7 T.

Buoni risultati si conseguono considerando la  $dB/dt$  così pure incrementando le perdite per correnti parassite tramite un fattore di distorsione, calcolato per l'induzione in ogni settore del motore. Con questo metodo, la somma delle perdite per isteresi e correnti parassite può essere determinata con una precisione dichiarata di circa il 5% [3].

#### 1.4.3 Perdite anomale

Nei materiali a grani grossi, un altro meccanismo di perdita, ossia le perdite anomale per correnti parassite, può diventare rilevante soprattutto per le applicazioni ad alta frequenza o con forme d'onda particolarmente distorte. Le grandi distanze tra le pareti di dominio producono una non più uniforme distribuzione delle correnti parassite causando un aumento locale delle perdite per correnti parassite e un conseguente aumento delle perdite totali.

Il meccanismo delle perdite anomale è un po' simile all'effetto pelle nei conduttori percorsi da corrente.

Le perdite anomale per correnti parassite possono essere calcolate con la formula:

$$P_a = k_a V_c (f B_{max})^{1.5} [W] \quad (1.20)$$

dove  $k_a$  è una costante che dipende dai parametri elettrici e strutturali del materiale data da:

$$k_a = \sqrt[8]{\sigma G S V_0} \quad (1.21)$$

con  $\sigma$  conducibilità elettrica,  $G$  fattore di smorzamento elettrico per il materiale,  $S$  l'area trasversale del lamierino, e  $V_0$  un campo interno che descrive gli effetti microstrutturali dovuti al movimento delle pareti del dominio. Giacché  $V_0$  è un parametro molto specifico che non è fornito dai produttori questa espressione non viene utilizzata e  $k_a$  è trattata come una normale costante arbitraria.

La scomposizione delle perdite per correnti parassite nelle sue perdite classiche e anomale per correnti parassite non è una rappresentazione completa di ciò che accade durante la magnetizzazione dei materiali ferromagnetici. Le correnti parassite sono indotte anche durante il processo di magnetizzazione dal movimento delle pareti dei domini magnetici.

I materiali magnetici dolci sono, infatti, costituiti da domini magnetici caratterizzati da momenti magnetici che possono essere interpretati come piccoli magneti. È la direzione di questi momenti magnetici che viene modificata dal processo di magnetizzazione. Se tutti i punti dei domini magnetici fossero nelle direzioni arbitrarie, il materiale sarebbe smagnetizzato e se la polarizzazione dei

momenti magnetici fosse parallela alla stessa direzione, il materiale sarebbe completamente magnetizzato (saturazione profonda). La figura 1.2 illustra i percorsi delle correnti parassite con e senza la presenza di pareti di dominio.

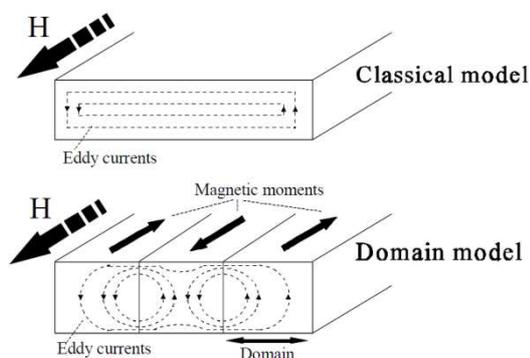


Figura 1.2 – Rappresentazione del modello classico e di dominio per le correnti parassite.

La perdita per correnti parassite che è stata introdotta è diversa da quella calcolata con il metodo classico, poiché quest'ultima non considera gli effetti del movimento delle pareti di dominio. Anche se grandi sforzi sono stati fatti per calcolare le perdite per correnti parassite nei nuclei ferromagnetici, il successo conseguito è limitato a causa della complessità dei modelli di dominio e dei movimenti delle pareti degli stessi.

Di conseguenza per costruire un modello unificato delle perdite per correnti parassite è ancora richiesta una migliore comprensione di tali meccanismi [3].

#### 1.4.4 Perdite rotazionali

Spesso la somma delle perdite d'isteresi e per correnti parassite, calcolate con le formule analitiche, fornisce risultati inferiori rispetto alle perdite nel ferro misurate, approssimativamente dal 25 al 75%.

Alcuni studi individuano come una delle cause di questo contributo addizionale le perdite rotazionali prodotte appunto dalla rotazione del vettore nel piano di laminazione. Le zone particolarmente critiche a questo proposito sono quelle tra la base del dente ed il giogo di statore o in presenza di fori per il raffreddamento e l'impaccamento dei lamierini (figura 1.3), in cui il vettore induzione può descrivere delle traiettorie ellittiche in funzione del tempo di forma più o meno deformata.

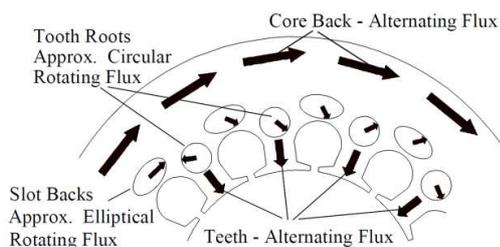


Figura 1.3 – Flusso alternato e rotante in diverse parti dello statore.

Tali studi hanno mostrato che le perdite rotazionali sono generalmente 2 o 3 volte le perdite nel ferro causate da un flusso alternato perfettamente sinusoidale privo di rotazione.

In alternativa le perdite rotazionali possono essere calcolate, con un ragionevole grado di precisione, scomponendo il vettore induzione nelle sue componenti radiale e tangenziale, e poi applicando i metodi visti in precedenza per isteresi, correnti parassite e anomale per ogni componente. In generale però è arduo ottenere informazioni sufficienti sulla modellazione delle componenti tangenziale e radiale; di conseguenza è anche difficile modellare le perdite rotazionali nel ferro in modo diretto.

Pertanto sono spesso utilizzate durante la modellazione le indicazioni presenti in letteratura della tendenza delle perdite rotazionali ad essere pari al doppio delle perdite alternate. Ciò consente di definire le aree interessate da un flusso in rotazione e le perdite classiche stimate nel ferro moltiplicandole per un fattore due. Questo è ovviamente un metodo empirico semplificato che permetterà al progettista di calcolare in modo approssimativo le perdite nel ferro trovate utilizzando i metodi classici [3].

## **1.5 Strumenti di misura**

Per determinare i valori assunti dalle principali grandezze che caratterizzano i diversi materiali magnetici, si deve ricorrere all'utilizzo di appositi strumenti di misura che sfruttano l'interazione tra campo elettrico e campo magnetico. Una loro descrizione generale è di seguito riportata.

### 1.5.1 Gaussometro

Nel 1896, Edwin Herbert Hall scoprì che se la corrente elettrica viene fatta passare attraverso una sottile lamina o striscia d'oro mentre è esposta ad un campo magnetico, viene indotta una tensione misurabile su elettrodi posti perpendicolarmente sia alla direzione della corrente che del campo e proporzionale ad entrambi. Questo effetto ha origine dalla forza di Lorentz agente sugli elettroni in movimento sotto l'azione di un campo magnetico, che li costringe a spostarsi su un lato della striscia dando origine a un campo elettrico.

Tali dispositivi sono oggi meglio noti col nome di sensori a effetto Hall. Sono realizzati in materiale semiconduttore, non per gli effetti di amplificazione usati nei transistor, ma semplicemente perché tali materiali presentano un'elevata resistenza elettrica. La maggiore resistenza costringe l'elettrone a muoversi nel flusso di corrente a una velocità superiore comportando un aumento della tensione risultante. Un sensore a effetto Hall misura l'intensità del campo magnetico in una regione molto piccola in relazione alla zona in cui è presente il campo e solamente la sua componente normale [4].

### 1.5.2 Flussometro

Come il gaussometro misura la densità di flusso magnetico in un punto qualsiasi, un flussometro misura il flusso magnetico totale su una superficie (cioè, l'integrale della densità di flusso su una superficie o, nel caso di densità di flusso costante, la densità di flusso per l'area). È più corretto però dire che esso non misura il flusso, ma la variazione di flusso. In accordo con la legge di Faraday:

$$E = N \frac{d\phi}{dt} \quad (1.22)$$

dove  $E$  è la tensione indotta su una bobina di  $N$  spire,  $\phi$  è il flusso dato da  $\phi = \int B dA$ , con  $B$  densità di flusso magnetico ed  $A$  area occupata dalla bobina.

Integrando la (1.22) si ha:

$$\phi = \left(\frac{1}{N}\right) \int E dt + \phi_0 \quad (1.23)$$

dove  $\phi_0$  è una costante arbitraria di integrazione, normalmente assunta nulla all'inizio della misurazione.

Pertanto è possibile misurare la quantità di flusso che attraversa un dato oggetto, come per esempio un magnete, avvolgendo attorno all'oggetto che si deve misurare una bobina, e poi rimuovendo lo stesso, mentre si integra nel tempo la tensione indotta nella bobina.

In alternativa è possibile rimuovere l'oggetto, ruotarlo di  $180^\circ$ , e reinserirlo nella bobina; in tal caso la variazione di flusso è doppia rispetto a quella che attraversa l'oggetto. Il sensore del flussometro è semplicemente una bobina di filo, tipicamente realizzata sul momento dall'operatore (dovendo adattarsi alle dimensioni e alla forma dell'oggetto). Il filo dovrebbe essere comunemente di piccolo diametro, poiché durante la misurazione è percorso da una corrente d'intensità molto piccola. Maggiore è il numero di spire  $N$  della bobina, maggiore sarà la tensione indotta. Tuttavia se la resistenza della bobina diventa relativamente elevata ( $50 \Omega$  o più), alcuni flussometri con una resistenza relativamente bassa potrebbero richiedere una correzione [4].

### 1.5.3 Bobina di Helmholtz.

Una bobina di Helmholtz, nella sua usuale configurazione base, consiste in due bobine simili concentrate aventi piccola sezione dell'avvolgimento, paragonata al raggio  $a$  della bobina stessa, disposte su di un unico asse e distanti l'una dall'altra di una lunghezza pari ad  $a$  lungo l'asse comune dei centri, figura 1.4. Se le bobine sono percorse da una corrente elettrica, si ha un campo magnetico molto uniforme nello spazio che le separa.

L'induzione magnetica assiale risultante  $B_z$  è uniforme all'interno del 10% di una sfera avente un raggio pari a  $0,1a$  posta esattamente nel mezzo tra le due bobine. Le prestazioni migliori si ottengono quando sia la larghezza  $w$  sia la sezione  $t$  dell'avvolgimento sono inferiori al 20% del raggio  $a$ .

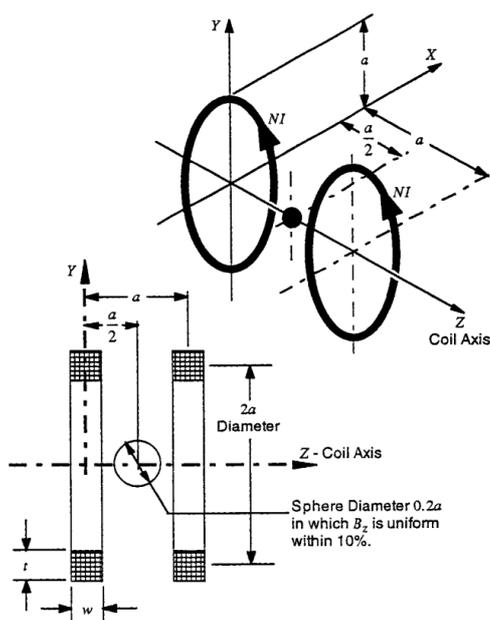


Figura 1.4 - Configurazione base della bobina di Helmlotz.

Per eseguire la misura si pone il magnete di prova con l'asse magnetico parallelo all'asse della bobina che viene collegata ad un flussometro. Quando il magnete viene rimosso o ruotato di  $180^\circ$  si ricava un flusso proporzionale alla magnetizzazione  $M$  del magnete.

La magnetizzazione  $M$  può essere definita sia come il prodotto del flusso magnetico attraverso il magnete per il passo polare del magnete, sia come il valor medio della densità di flusso del magnete per il volume del magnete:

$$M = \phi p_s = B_{av,z} V_m \quad (1.24)$$

dove  $\phi$  è il flusso attraverso il magnete,  $p_s$  il passo polare,  $B_{av,z}$  il valor medio della densità di flusso in direzione assiale e  $V_m$  il volume del magnete [4].

Una volta misurata  $M$ , dalla (1.7) si può ottenere il valore del campo magnetico  $H$ .

#### 1.5.4 Apparecchio di Epstein

Tale apparecchio viene utilizzato per determinare la cifra di perdita dei lamierini magnetici. L'apparecchio si presenta come indicato in figura 1.5.

Lungo i tubi esterni vengono realizzati due avvolgimenti, che presentano lo stesso numero di spire (normalmente 600 spire), e le quattro sezioni sono collegate in serie.

Per la prova si sceglie una prefissata massa di lamierini (normalmente 10 kg), tagliati in strisce di lunghezza e larghezza anch'esse prefissate (250 o 500 mm e 30 mm, rispettivamente). Le strisce così ottenute devono essere disposte nei tubi in modo che i giunti che si formano all'esterno siano alternati e stretti, così da ridurre l'effetto dei traferri. Il circuito utilizzato per la misura è rappresentato in figura 1.6.

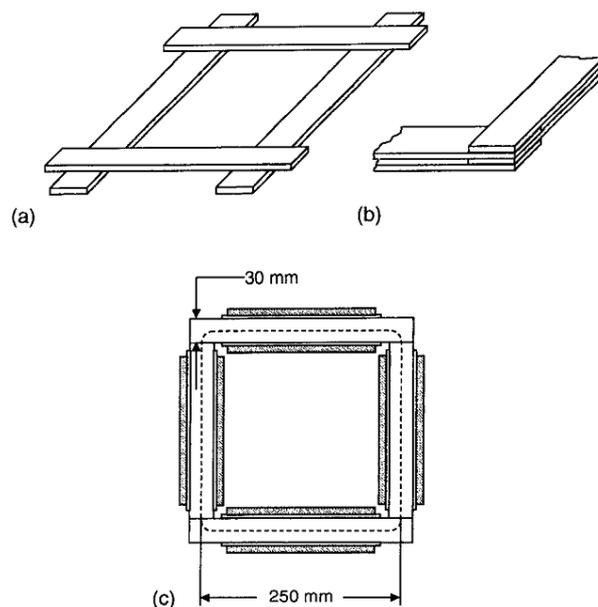


Figura 1.5 - Apparecchio di Epstein. (a) Formazione del circuito magnetico chiuso mediante la sovrapposizione delle strisce in corrispondenza degli angoli. (b) Doppi giunti lappati. (c) Vista schematica della disposizione finale delle strisce che vengono inserite in quattro tubi uguali.

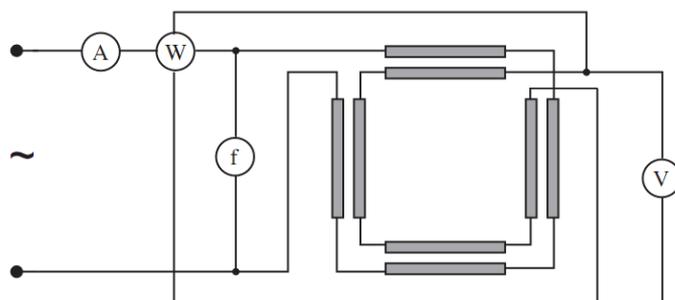


Figura 1.6 - Circuito di misura della cifra di perdita con l'apparecchio di Epstein.

Esso è caratterizzato dal fatto che il voltmetro e la voltmetrica del wattmetro sono connessi all'avvolgimento secondario dell'apparecchio di Epstein, ottenendo così due importanti vantaggi:

- si escludono dalla misura della potenza le perdite dovute alla resistenza dell'avvolgimento alimentato (primario);
- la forza elettromotrice indotta al secondario è direttamente legata all'induzione magnetica nel materiale, che è la grandezza che interessa.

Per la misura si devono utilizzare strumenti di buona qualità, che consentano di misurare tensione, potenza, corrente e frequenza, preferibilmente di tipo digitale, in quanto caratterizzati da autoconsumo trascurabile. Si deve anche tenere conto del

fatto che il circuito risulta fortemente induttivo, per cui è necessario l'impiego di un wattmetro adatto per basso fattore di potenza.

Inoltre l'alimentazione del circuito, occorre una sorgente che si considera in grado di fornire una tensione perfettamente sinusoidale [5].

### 1.5.5 Permeometro

Il dispositivo che consente di misurare direttamente le caratteristiche magnetiche, di solito curva di magnetizzazione e ciclo d'isteresi, dei materiali ferromagnetici aventi una forma semplice, come barre diritte, nastri o tubi, prende il nome di permeometro. Questo è costituito da un telaio o giogo fatto di materiale magneticamente dolce ed è generalmente provvisto di parti mobili o espansioni polari, che bloccano una provetta in modo che il campione formi un circuito magnetico chiuso con il giogo; risulta infatti più semplice determinare le caratteristiche magnetiche di un campione in un circuito chiuso. Un posto è fornito sul giogo per bobine di magnetizzazione e i dispositivi per misurare l'induzione magnetica  $B$  e l'intensità del campo magnetico  $H$  nel campione.

Un tipo di permeometro il cui funzionamento si basa sul metodo balistico di misurazione è illustrato schematicamente in figura 1.7.

L'induzione  $B$  in un campione è determinata mediante un avvolgimento di misura collegato all'unità balistica. La forza  $H$  è misurata per mezzo di un potenziometro magnetico che è collegato all'unità stessa. L'intensità del campo può essere misurata con altri mezzi, come trasduttori di Hall, sonde ferromagnetiche e ponti magnetici. . Altri mezzi per determinare induzione includono l'uso di trasduttori di Hall alla fine dei metodi campione ed elettrodinamici. La  $\mu$  permeabilità magnetica del materiale campione quindi data dal semplice rapporto  $\mu = B/H$ .

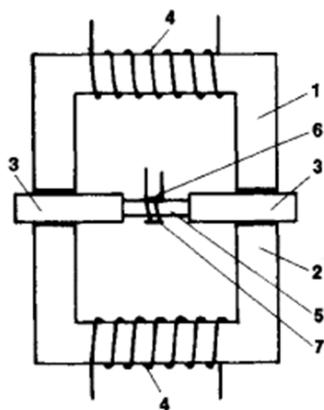


Figura 1.7 - Schema di un permeometro. (1) e (2) metà del giogo, (3) espansioni polari mobili, (4) bobine di magnetizzazione, (5) campione, (6) avvolgimento per misure l'induzione, (7) potenziometro magnetico per misurare la forza del campo di magnetizzazione.

La misura della permeabilità su intervalli molto ampi d'induzione e frequenza può essere effettuato con strumenti elettronici. Questi misuratori resistono a grandi

sovraccarichi e possono essere calibrati per leggere direttamente i valori in termini di forza magnetizzante e d'induzione.

Spesso, i metodi di prova, che sono progettati in particolare per il controllo della qualità, presentano sufficiente precisione anche per altri test e allo stesso tempo sono veloci e comodi da usare. Il metodo di sostituzione diretta dell'impedenza per determinare la permeabilità a bassa induzione è uno di questi. Quando si utilizza questo metodo, è auspicabile mantenere i valori della resistenza della bobina di prova e dell'induttanza dei resistori a valori molto bassi, almeno di un ordine di grandezza.

I materiali in prova hanno permeabilità relativamente elevata, ma la resistenza della bobina e le perdite del nucleo producono componenti di corrente di eccitazione in fase. Tuttavia, per eseguire test comparativi con materiali non troppo diversi, è ragionevole assumere che la caduta di tensione sull'avvolgimento di prova è nel complesso di natura reattiva.

Note le caratteristiche dimensionali del nucleo in prova e combinando le formule:

$$L = \frac{4 \pi N^2 \mu A}{10^9 l_m} \quad H_L = 2\pi f L \quad (1.25)$$

si ottiene l'equazione:

$$\mu = \frac{\text{constant}}{E_R} \quad (1.26)$$

dove  $L$  è l'induttanza in [H],  $N$  il numero di spire della bobina,  $\mu$  la permeabilità assoluta,  $A$  la sezione in [cm<sup>2</sup>],  $l_m$  la lunghezza media del pacco magnetico in [cm],  $f$  la frequenza,  $X_L$  la reattanza induttiva e  $E_R$  la caduta di tensione sul resistore [4].

# Capitolo 2

## Lamierini

### 2.1 Cenni storici

Un materiale magnetico è considerato “dolce” quando il suo campo coercitivo, è dell’ordine, o inferiore, al campo magnetico terrestre.

I materiali magnetici dolci (*Soft Magnetic Materials*, SMM) sono componenti essenziali per quasi tutti i dispositivi elettrici della civiltà moderna. Così chiamati a ragione della correlazione negli acciai comuni tra bassa durezza meccanica e facilità d’inversione della magnetizzazione, essi svolgono il compito di concentrare e modellare il flusso magnetico.

Dai primissimi inizi del XX secolo, la ricerca si è focalizzata su obiettivi dichiarati: maggiore permeabilità  $\mu$  e induzione di saturazione  $B_s$  da un lato, campo coercitivo  $H_c$  e perdite nel nucleo inferiori dall’altro.

La produzione dell’acciaio a basso tenore di carbonio C, a cavallo del secolo scorso, era sufficientemente sviluppata per soddisfare la crescente richiesta di acciaio temperato finalizzato alla realizzazione dei nuclei delle macchine elettriche. Nel 1900, Hadfield, Barrett e Brown dimostrarono che, con l’aggiunta di circa il 2% di Si ai convenzionali acciai magnetici, si potevano ottenere una aumento della permeabilità e una diminuzione delle perdite. Sono stati così necessari più di due decenni, caratterizzati da un graduale miglioramento dei processi metallurgici, perché il Fe-Si potesse diventare il materiale prediletto per la realizzazione dei nuclei dei trasformatori.

Negli anni 1915-1923, Elmen, insieme a collaboratori presso i Laboratori Bell, indagò sistematicamente sulle leghe Fe-Ni, scoprendo le eccellenti proprietà degli extradolci permalloy (78% Ni). L’approccio empirico verso la ricerca nel campo dei materiali magnetici era a quel tempo prevalente e le applicazioni precedevano la comprensione teorica. Fu questo il caso del processo di Goss, sviluppato negli anni ‘30, dal quale si poterono produrre industrialmente i primi lamierini Fe-Si a grani orientati.

A Snoek sono accreditati i successi dello sviluppo industriale delle ferriti del 1940, tentativi che seguirono ai primi effettuati nel primo decennio del 1900.

Ciascuna di queste classi di materiali è stata migliorata con il tempo e presenta importanti applicazioni nei dispositivi di oggi e pertanto sono difficili da sostituire.

Tuttavia gli anni 1970 e 1980 hanno visto notevoli progressi con lo sviluppo di materiali magnetici sia dolci che duri con proprietà notevolmente migliorate. L’avvento della tecnologia della solidificazione rapida (Rapid Solidification Technology, RST), in cui il fuso è solidificato a un tasso compreso tra  $10^4 - 10^7$  K/s o anche più, ha consentito ai metallurgisti di orientarsi verso nuove composizioni e microstrutture. I metalli amorfi (chiamati anche vetri/cristalli metallici), prodotti mediante RST, sono probabilmente il più importante sviluppo nel campo dei

materiali magnetici dolci degli ultimi due decenni. Le loro eccezionali proprietà li rendono dei candidati interessanti per sostituire un insieme di SMM nelle applicazioni con frequenze che variano da 0 a diversi MHz [6].

## 2.2 Caratteristica B-H

Com'è stato detto sopra, le più importanti caratteristiche che si desiderano ottenere per un materiale magnetico dolce sono: elevata induzione di saturazione  $B_s$  (o l'equivalente magnetizzazione di saturazione  $M_s$ ), alta permeabilità, campo coercitivo  $H_c$  ridotto e basse perdite. Tutto ciò può essere rappresentato graficamente tramite il ciclo d'isteresi riportato in figura 2.1, relativo a un lamierino d'acciaio Fe-Si a grani non orientati.

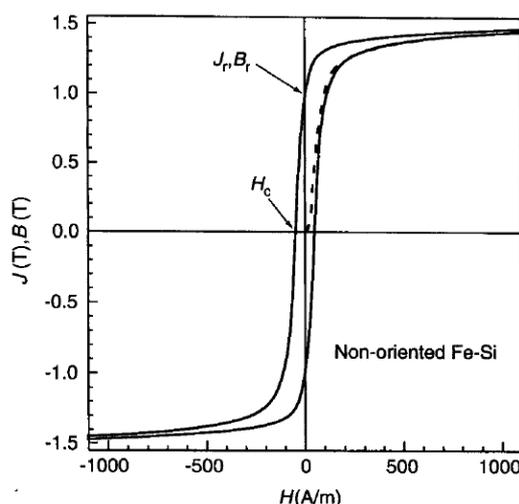


Figura 2.1 - Ciclo d'isteresi di un lamierino in acciaio Fe-Si a grani non orientati.

L'area all'interno del ciclo d'isteresi rappresenta l'energia spesa per eseguire il ciclo. Per minimizzare tale energia, dissipata sotto forma di calore (perdite per isteresi), bisogna minimizzare la larghezza del ciclo (di conseguenza il campo coercitivo  $H_c$ ). La pendenza massima  $\mu_{max}$  del ciclo è circa uguale al rapporto tra l'induzione residua  $B_r$  e il campo coercitivo  $H_c$ . Pertanto, sempre minimizzando la larghezza del ciclo, si riesce a massimizzare la permeabilità  $\mu_{max}$ . La permeabilità magnetica  $\mu_{max}$  riflette la capacità di un materiale di convogliare flusso magnetico.

Come vedremo più avanti, piccoli valori del campo coercitivo si ottengono, nel caso degli acciai, minimizzando il contenuto di carbonio ed eliminando la deformazione residua con una completa ricottura [4].

In Figura 2.2 è riportato il confronto dei cicli d'isteresi di alcune leghe magnetiche dolci. Le leghe Fe-Ni (tipo Mumental) e le leghe amorfe a base di Co consentono di raggiungere i più alti valori di permeabilità e i più bassi valori di campo coercitivo, ma la loro magnetizzazione di saturazione è alquanto ridotta rispetto alle leghe Fe-Si e a quelle amorfe a base di Fe.

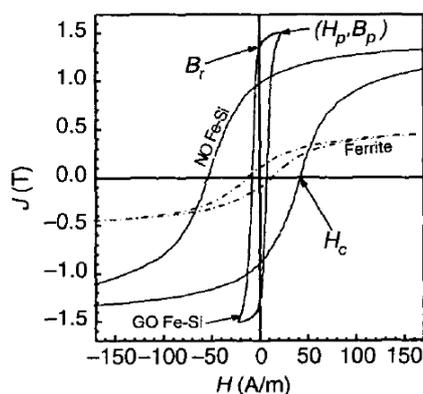


Figura 2.2 - Cicli d'isteresi di alcune leghe magnetiche dolci come GO Fe-(3%)Si a grani orientati, NO Fe-(3%)Si a grani non orientati e ferriti Mn-Zn.

Le ferriti non mostrano proprietà particolarmente vantaggiose ma, non essendo conduttive, costituiscono la scelta migliore nell'intervallo del MHz.

L'impiego dei materiali magnetici deve essere valutato in relazione ad un certo numero di parametri, come il valore della permeabilità iniziale,  $\mu_i$ , e massima,  $\mu_{max}$ , del campo coercitivo  $H_c$ , dell'induzione residua  $B_r$ , delle perdite, ecc., che sono il risultato delle proprietà sia della composizione che della struttura del materiale.

Un elenco rappresentativo dei diversi tipi di SMM è indicato in tabella 2.1, seguiti dai rispettivi valori tipici di alcuni parametri magnetici principali.

Tabella 2.1 - Materiali magnetici rappresentativi e valori tipici dei principali parametri magnetici.

	Composizione [%]	$\mu_{max}$	$H_c$ [A/m]	$B_s$ [T]
Fe	Fe <sub>100</sub>	$3-50 \times 10^3$	1-100	2,16
NO Fe-Si	Fe <sub>(&gt;96)</sub> -Si <sub>(&lt;4)</sub>	$3-10 \times 10^3$	30-80	1,98-2,12
GO Fe-Si	Fe <sub>97</sub> -Si <sub>3</sub>	$20-80 \times 10^3$	4-15	2,03
Fe-Si 6,5%	Fe <sub>93,5</sub> -Si <sub>6,5</sub>	$5-30 \times 10^3$	10-40	1,80
Polveri sinterizzate	Fe <sub>99</sub> -P <sub>0,5</sub>	$0,2-2 \times 10^3$	100-500	1,65-1,95
Permalloy	Fe <sub>16</sub> -Ni <sub>79</sub> -Mo <sub>5</sub>	$5 \times 10^5$	0,4	0,80
Permendur	Fe <sub>49</sub> -Co <sub>49</sub> -V <sub>2</sub>	$2 \times 10^3$	100	2,4
Ferriti	(Mn,Zn)O-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	$3 \times 10^3$	20-80	0,2-0,5
Sendust	Fe <sub>85</sub> -Si <sub>9,5</sub> -Al <sub>5,5</sub>	$50 \times 10^3$	5	1,70
Amorfi (a base di Fe)	Fe <sub>78</sub> -B <sub>13</sub> -Si <sub>9</sub>	$10^5$	2	1,56
Amorfi (a base di Co)	Co <sub>71</sub> -Fe <sub>4</sub> -B <sub>15</sub> -Si <sub>10</sub>	$5 \times 10^5$	0,5	0,86
Nanocristallini	Fe <sub>73,5</sub> -Cu <sub>1</sub> -Nb <sub>3</sub> -Si <sub>13,5</sub> -B <sub>9</sub>	$10^5$	0,5	1,2

La composizione determina i valori dei cosiddetti parametri magnetici intrinseci, come la magnetizzazione di saturazione  $M_s$ , la costante di anisotropia  $K$  e la costante di magnetostrizione  $\lambda_s$ , che, a loro volta, influenzano il processo di magnetizzazione in un modo che dipende dalla struttura del materiale. Con la scelta corretta della composizione e degli idonei trattamenti termici, si possono ottenere materiali magnetici extradolci, dove il campo coercitivo e la permeabilità relativa raggiungono valori, rispettivamente, dell'ordine di 0,1 A/m e  $10^6$ . Tuttavia, va sottolineato che si devono poi considerare anche un numero di proprietà aggiuntive come la stabilità termica e strutturale, la sensibilità allo stress dei parametri magnetici, le proprietà

meccaniche e la lavorabilità, e la conducibilità termica. L'adozione finale di un materiale per l'applicazione desiderata risulterà dalla valutazione del rapporto tra il costo e i benefici di tutte queste proprietà.

Il processo di magnetizzazione di un SMM avviene per mezzo di due meccanismi microscopici: il movimento delle pareti di dominio e la rotazione uniforme della magnetizzazione all'interno dei domini magnetici. Un comportamento magnetico dolce si può conseguire, in questi materiali, solo attraverso gli spostamenti delle pareti di dominio. Le forze di attrito, inevitabili nei materiali reali, ossia non privi di difetti, ostacolano tali spostamenti. Il campo coercitivo pertanto consente di valutare le intensità tipiche del campo alle quali le pareti di dominio sono esenti dall'effetto dei difetti.

Il ruolo dei difetti microstrutturali si osserva molto chiaramente nel ferro, dove si possono raggiungere campi coercitivi molto bassi ( $\sim 1$  A/m) dopo aver eseguito prolungati trattamenti di purificazione e di ricottura, conseguendo densità di dislocazione e concentrazioni di carbonio C e azoto N molto basse (10-20 ppm). Campo coercitivo di poche centinaia di A/m si possono ottenere invece quando queste concentrazioni sono nell'intervallo delle 100 ppm. C e N sono sostanzialmente insolubili in Fe e tendono a formare carburi e nitrati, che agiscono come intensi centri di *pinning* per le pareti di dominio. Con contenuti di C molto maggiori (circa l'1% del peso) si formano anche precipitati di grafite e domini martensitici, e  $H_c$  può raggiungere i valori tipici dei magneti più duri ( $10^4$  A/m).

Le proprietà magnetiche dolci ed extradolci sono naturalmente associate ai bassi valori di anisotropia magnetica, come nel caso delle leghe Fe-Ni (con  $K$  nell'intervallo di poche decine di  $J/m^3$  o meno) [6].

### 2.3 Anisotropia magnetica

Questa caratteristica dei materiali magnetici costituisce un fattore chiave per determinare il loro campo di applicazioni. Essa può essere controllata mediante la scelta della composizione e della lavorazione termo-meccanica degli stessi materiali.

L'anisotropia magnetica è la tendenza del vettore di magnetizzazione, all'interno di un campione di materiale magnetico, ad allinearsi in una particolare direzione, chiamato asse "facile" di magnetizzazione. In un campione reale, la direzione netta della magnetizzazione è determinata dall'interazione tra l'energia dipolare  $E_d$  e le varie fonti di anisotropia, principalmente l'anisotropia magnetocristallina, l'anisotropia da stress, l'anisotropia indotta monoassiale e l'anisotropia di forma. Quando un materiale è magnetizzato lungo il suo asse "facile", la permeabilità ha valore elevato e la saturazione è facilmente conseguibile; per una direzione "difficile", è invece necessario un campo  $H_k = 2K/M_s$ , detto campo anisotropo, per ruotare la direzione di magnetizzazione.

Per materiali magnetici cristallini dolci che sono dominati da anisotropia magnetocristallina, il ruolo primario del trattamento termomeccanico è quello di stabilire la struttura e la microstruttura che controllano il campo coercitivo, l'ortogonalità del ciclo  $B-H$ , e le perdite. Per i vetri metallici e i Permalloys, l'anisotropia magnetocristallina è piccola o nulla, e lo stress e gli effetti indotti dall'anisotropia monoassiale giocano un ruolo dominante nello stabilire l'asse facile.

L'anisotropia indotta monoassiale  $K = K_u \sin 2\theta$  è comunemente stabilita dalla ricottura magnetica, cioè, il trattamento termico effettuato in corrispondenza o vicino alla temperatura di Curie del materiale in presenza di un campo magnetico. Il campo di ricottura può essere ottenuto sia con campi longitudinali che trasversali. Il primo dà un ciclo  $B-H$  quadrato con la massima  $\mu_r$  e migliori proprietà DC; i campi trasversali in genere danno origine a minori perdite per correnti parassite ma ad un ciclo tagliato, come mostra figura 2.3 [7].

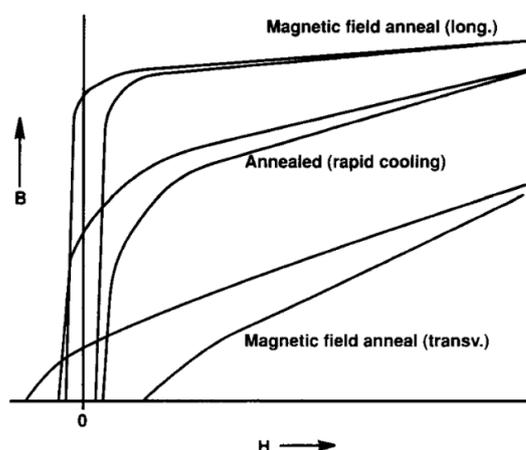


Figura 2.3 - Forme del ciclo  $B-H$  possibili per metalli amorfi.

## 2.4 Magnetostrizione ed effetti dello stress

La magnetostrizione, ossia le variazioni dimensionali di un materiale magnetico che accompagnano le variazioni interne del suo stato magnetico, è strettamente legata all'anisotropia. A livello fenomenologico, quando la direzione di magnetizzazione in un materiale ferromagnetico viene ruotata, il campione subisce una variazione in lunghezza lungo la nuova direzione di magnetizzazione, nota come magnetostrizione lineare. La costante di magnetostrizione di saturazione  $\lambda_s$  viene definita come la variazione frazionaria in lunghezza lungo una direzione cristallografica a seconda di come il campione viene portato da uno stato casualmente smagnetizzato ad uno pienamente saturo lungo l'asse dato. Pertanto, la struttura a cristallo di un materiale magnetizzato è spontaneamente distorta per un nuovo equilibrio elastico che minimizza l'energia elettrostatica. Per i materiali magnetici dolci, avere il minor valore di  $\lambda_s$  è generalmente vantaggioso. I materiali migliori hanno  $|\lambda_s| < 10^{-7}$ ; al contrario, il permendur ( $\text{Fe-CO}_{49\%}\text{-V}_{2\%}$ ) ha il valore più alto di  $\lambda_s$  ( $\sim 70 \times 10^{-6}$ ) tra tutti i comuni materiali dolci. Nei tipici vetri metallici a base di Fe per trasformatori,  $\lambda_s$  è dell'ordine di  $30 \times 10^{-6}$ .

Il fenomeno della magnetostrizione ha ampie implicazioni sia nella progettazione di buoni materiali che nella loro realizzazione in dispositivi. Essa può essere sfruttata in modo vantaggioso nel caso di alcuni sensori e in alcuni regimi di ricottura. Tuttavia, in molti altri casi, la magnetostrizione rappresenta una sfida vera e propria per il progettista. I nuclei magnetostrittivi sono sensibili alle sollecitazioni, comprese quelle inavvertitamente prodotte durante la fabbricazione del dispositivo. L'inverso

della magnetostrizione si verifica nella creazione di una anisotropia indotta da stress monoassiale,  $K_s = -(3/2)\lambda_s\sigma\cos^2\theta$ , su applicazione di una sollecitazione  $\sigma$ , formante un angolo  $\theta$  tra l'asse dello stress ed  $\mathbf{M}$ . Per un materiale con  $\lambda_s > 0$ , in tensione,  $K_s$  compete con  $K_u$  per allineare il vettore di magnetizzazione locale lungo la direzione dello stress. Nei tipici vetri metallici per trasformatori 50/60 Hz,  $K_s$  e  $K_u$  diventano comparabili quando  $\sigma$  è dell'ordine dei 2 MPa (0,2 kg/mm<sup>2</sup>). Quando la sollecitazione locale supera questo livello, la magnetizzazione locale è prevalentemente determinata dagli effetti dello stress e il ciclo  $B-H$  ne viene di conseguenza influenzato. Anche a bassi livelli di stress, le proprietà magnetiche risultano interessate, ma in misura minore. Il progetto e la costruzione di trasformatori con metallo amorfo devono quindi minimizzare le sollecitazioni indotte dopo la ricottura.

Il potenziale effetto deleterio dell'anisotropia da stress costituisce una seconda importante ragione per il trattamento termico di tutti i materiali magnetostrittivi, ossia, l'eliminazione o la redistribuzione delle tensioni residue dal materiale e dalla fabbricazione del dispositivo. Questo passaggio è particolarmente importante per materiali a bassa anisotropia, come permalloy e vetri metallici, per i quali i nuclei sono normalmente trattati termicamente nella loro conformazione finale, mentre i materiali cristallini ad elevata anisotropia sono un po' più robusti e possono essere gestiti in una forma intermedia. La bassa anisotropia è quindi sia un bene che un male, dando luogo, da un lato alla riduzione della campo coercitivo e delle perdite d'isteresi, ma dall'altro richiede una migliore pratica di produzione per ovviare alla degradazione delle proprietà.

I cambiamenti magnetostrittivi nella dimensione del nucleo danno luogo anche a rumore durante il normale funzionamento dei trasformatori. Tuttavia, si deve notare che il cambiamento magnetostrittivo della lunghezza si verifica solo quando un materiale è magnetizzato tramite rotazione dei domini. I nuclei amorfi dei trasformatori a frequenza di rete sono generalmente ricotti in presenza di un campo longitudinale per produrre un asse facile lungo il nucleo, in modo che la magnetizzazione si verifichi quasi interamente dal movimento delle pareti senza alcun cambiamento di lunghezza. I materiali cristallini si comportano in modo simile. Un campione di cristallo o a grani orientati di Fe-3%Si, magnetizzato lungo il suo asse facile, dovrebbe funzionare senza variazioni magnetostrittive di lunghezza, tuttavia, la magnetizzazione di qualsiasi campione, non perfettamente orientato sopra il ginocchio del ciclo  $B-H$ , deve avvenire almeno in parte dalla rotazione di domini con concomitante magnetostrizione. L'esperienza con i trasformatori di distribuzione suggerisce che i livelli minori di rumore si raggiungono utilizzando nuclei amorfi.

Un approccio opposto per il controllo delle proprietà è di scegliere composizioni accuratamente regolate per ottenere una magnetostrizione prossima allo zero. Gli esempi includono entrambi i materiali cristallini (Fe-80%Ni Permalloy e Fe-6.5%Si) che i materiali amorfi (leghe a base di Co con circa il 3-15% Ni e/o Fe). Leghe cristalline come Sendust (Fe-10%Si-5%Al) e Permalloy modificato (Fe-79%Ni-4%MO) sono ulteriormente ottimizzati per minimizzare allo stesso tempo la magnetostrizione e l'anisotropia magnetocristallina. La stessa idea può essere realizzata con leghe amorfe scegliendo una composizione con magnetostrizione pari a zero e una ricottura in presenza di un campo magnetico rotante rispetto al campione. Questa tecnica minimizza la formazione di qualsiasi unico asse facile, allo scopo di ottenere i più elevati valori di permeabilità possibili [7].

## 2.5 Ricottura

Un processo termico che è stato più volte menzionato e che ricopre un ruolo fondamentale nella produzione di lamierini di buona qualità è la ricottura.

Il tipo di ricottura che viene di seguito discussa è la ricottura finale di lamierini tagliati a partire da lamiere metalliche. Un altro tipo di ricottura che migliora la qualità dei lamierini è la ricottura antistress fatta per appiattire i lamierini e ricristallizzare i cristalli danneggiati durante la punzonatura. Questo danno si estende dal bordo perforato a una distanza dal bordo pari allo spessore, e degrada notevolmente le qualità magnetiche del volume interessato. Nei motori di piccola taglia, questo può riguardare una percentuale apprezzabile della sezione di laminazione dei denti. Poiché i denti sono interessati da un'induzione molto elevata, i danni prodotti dalla punzonatura possono ridurre drasticamente la già di per sé ridotta efficienza del motore [4].

I fogli di lamiera semilavorati arrivano dalla fabbrica di produzione in una condizione fortemente laminata a temprà. Questa condizione aumenta la facilità di punzonare il foglio e fornisce l'energia per il processo metallurgico di crescita del grano che si verifica durante il trattamento. La ricottura dei lamierini viene fatta per diversi motivi; alcuni di questi sono i seguenti:

1. *Pulizia*. I lamierini punzonati presentano del lubrificante di punzonatura sulla loro superficie. Questo deve essere rimosso prima che i lamierini entrino nella zona a elevata temperatura del forno di ricottura per evitare problemi di cementazione e di adesione.
2. *Controllo del carbonio*. Il carbonio in soluzione nell'acciaio può formare carburi di ferro sia durante il processo di fabbricazione sia durante il funzionamento da dispositivo magnetico. I carburi generano diversi effetti sulle proprietà, tutti dannosi: influenzano il processo metallurgico nella catena di produzione, degradano la permeabilità e, in una certa misura, aumentano le perdite. Sempre i carburi vincolano i bordi dei grani durante la ricottura, rallentando la crescita di questi ultimi, inibendo la magnetizzazione e aumentando così le perdite e la corrente di magnetizzazione. Se i carburi precipitano durante il normale funzionamento, il processo prende il nome d'invecchiamento. A causa di questi problemi, la quantità di carbonio va mantenuta la più bassa possibile quanto è più pratico per la filiera produttiva. I migliori lamierini sono prodotti con un contenuto di carbonio inferiore a 50 ppm.
3. *Crescita dei grani*. Le dimensioni dei grani, che minimizzano le perdite alle comuni frequenze di funzionamento per le applicazioni di potenza, variano dagli 80 ai 180  $\mu\text{m}$ . All'aumentare della frequenza, questo diametro diminuisce. Attualmente la percentuale di laminazione a temprà e il tempo di ricottura sono stabiliti per conseguire diametri che per l'appunto vanno dagli 80 ai 180  $\mu\text{m}$ .
4. *Rivestimento*. I lamierini punzonati a partire da acciai semilavorati non sono rivestiti, mentre quelli tagliati a partire da quelli finiti sono tipicamente

rivestiti all'interno dell'acciaieria con un rivestimento *core plate*. Questo rivestimento isola i lamierini l'uno dall'altro per ridurre le correnti parassite interlaminari, protegge l'acciaio dalla ruggine, riduce il contatto dei lamierini dalle bave, e riduce l'usura agendo come un lubrificante durante lo stampaggio. I lamierini sono solitamente rivestiti alla fine del trattamento di ricottura quando vengono raffreddati. Anche se le proprietà dei lamierini semilavorati sono migliorate dalla presenza del rivestimento, considerazioni di origine economica ne limitano fortemente l'applicazione.

## 2.6 Tipologie di materiali

Il mercato attuale può essere diviso in cinque grandi famiglie di materiali magnetici dolci: ferro puro e acciai a basso tenore di C, leghe Fe-Si, leghe nanocristalline e amorfe, leghe Fe-Ni e Fe-Co e ferriti dolci. Pertanto di seguito ne viene fornita una dettagliata descrizione sia dello stato dell'arte che della lavorazione.

### 2.6.1 Ferro puro e acciai a basso tenore di C

Il ferro viene denominato "ad alta purezza" quando la concentrazione totale di impurità (tipicamente C, N, O, P, S, Si e Al) non supera poche centinaia di parti per milione, ppm. Altrimenti viene chiamato acciaio a basso tenore di carbonio (*low-carbon steel*) o acciaio non legato (*non-alloyed steel*).

Quando elementi solubili, come Si e Al, sono deliberatamente introdotti, tipicamente nell'intervallo di pochi punti percentuali, è giusto parlare di "acciai al silicio". Il ferro molto puro è raramente utilizzato nelle applicazioni, ma lo studio delle sue proprietà è di fondamentale interesse fisico. I principali inconvenienti pratici del ferro puro sono la conducibilità elettrica relativamente elevata, che lo rende inadatto alle applicazioni in alternata, le scadenti proprietà meccaniche e il costo. Gli acciai a basso costo e a basso tenore di carbonio ( $C < 0.1\%$  in peso) sono largamente utilizzati in varie tipologie di macchine elettriche di piccola taglia e in dispositivi dove l'efficienza non risulta di primaria importanza. Insieme agli acciai al silicio, essi coprono circa l'80% del tonnellaggio mondiale degli SMM.

Un metodo pratico per ottenere ferro a elevata purezza consiste nel prendere il ferro commercialmente puro (per esempio del tipo ARMCO) e filtrarlo mediante metodi adatti. Questi includono la ricottura prolungata in  $H_2$  puro, a temperature non lontane dal punto di fusione, la fusione a zona e a levitazione. Attraverso questi metodi si possono raggiungere livelli d'impurità massima totale dell'ordine di 20-30 ppm, dove l'impurità dovuta a C e N è per entrambi inferiore a 10 ppm. Valori limite di permeabilità  $\mu_r \sim 10^6$  e di campo coercitivo  $H_c = 1-2$  A/m sono stati ottenuti con campioni di ferro altamente purificati. Alcuni gradi di ferro comune sono riportati in tabella 2.2.

Gli acciai a basso tenore di carbonio, impiegati per la realizzazione dei nuclei magnetici, sono generalmente prodotti sottoforma di fogli, attraverso una sequenza di passaggi di laminazione a caldo e a freddo e trattamenti termici come riportato in tabella 2.3.

Tabella 2.2 - Impurità tipiche e loro concentrazione (in ppm) nei diversi gradi di ferro e acciai a basso tenore di carbonio.

	C	N	O	Mn	P	S	Si	Cu	Ni
ARMCO	150	20	150	280	50	250	30	150	
Electrolitic	40	100	100	15	20	30	30	40	10
H2 treated	30	10	30	280	40	< 30			
Zone refined	7	< 10	2	0,5	< 0,1	0,2		1,5	0.5

Tabella 2.3 - Schema del processo di produzione dei fogli di acciaio a basso tenore di C.

Fusione, degassificazione e colata continua di lastre
Ri-riscaldamento (1000-1250 °C) e laminazione a caldo fino ad un spessore di 2-2,5 mm
Decapaggio e laminazione a freddo a spessore finale
Ricottura intermedia per la ricristallizzazione
Laminazione a tempra (riduzione 3-5%)
Punzonatura
Laminazione finale (decarburazione, crescita del grano, ossidazione controllata della superficie)

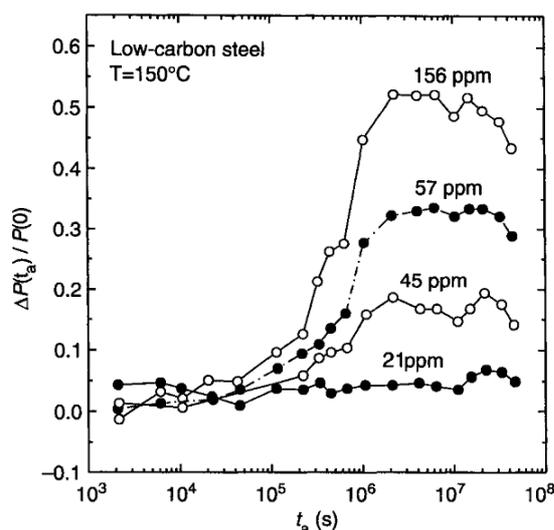


Figura 2.4 - Incremento relativo delle perdite ( $f = 50$  Hz,  $B_{max} = 1.5$  T) per un lamierino in acciaio a basso tenore di carbonio (Si = 0,3% in peso) dopo un invecchiamento di 600 giorni a 150°C. Le diverse curve si riferiscono a diverse concentrazioni di C.

Nel caso di materiali a basso costo, i trattamenti termici e meccanici sono limitati unicamente a quelli necessari per raggiungere lo spessore finale desiderato del foglio, nell'intervallo che va dai 0,5 ai 0,85 mm. Per migliorare le prestazioni magnetiche, i lamierini devono essere decarburizzati. Tramite questo processo la concentrazione di carbonio può essere tipicamente ridotta a meno di 50 ppm. La ragione di tale lavorazione è dovuta al fatto che la presenza di carbonio causa l'invecchiamento magnetico, ossia l'aumento nel tempo della campo coercitivo. L'invecchiamento può rappresentare una reale minaccia per i nuclei magnetici, dove le temperature di esercizio sono comunemente comprese tra 50 e 100 °C come illustrato in figura 2.4.

La riduzione delle concentrazioni di C, N e S nell'intervallo compreso tra 20 e 30 ppm si può ottenere, negli acciai di alta qualità, mediante la degassificazione a vuoto

del fuso. Ciò rende inutile la ricottura di decarburazione finale, con benefici positivi sui costi di produzione.

Gli acciai a basso tenore di C sono generalmente forniti come semilavorati perché necessitano di essere in uno stato di lavorazione a freddo prima della punzonatura e del taglio. Una volta punzonati, i lamierini sono sottoposti a decarburazione e a ricottura per la crescita dei grani, eventualmente seguite dall'ossidazione superficiale controllata ("azzurramento") per garantire un sufficiente isolamento interlaminare nel nucleo.

Le prestazioni degli acciai a basso tenore di C sono meglio descritte in termini di proprietà magnetiche AC a 50-60 Hz. In assenza di trattamenti di purificazione e di significativo contenuto di Si, le perdite AC a 60 Hz e 1,5 T possono raggiungere valori di 15 W/kg in lamierini dallo spessore di 0,65 mm, con permeabilità relativa  $\mu_r=500-1000$ . L'aggiunta di Si (~1%) assieme a un migliore controllo della composizione, può contribuire a ridurre le perdite di potenza a meno di 8 W/kg, con  $\mu_r \sim 2000$ . Tuttavia, l'introduzione di Si diminuisce la magnetizzazione di saturazione,  $M_s$ , il che può essere al quanto dannoso per la permeabilità. Pertanto è preferibile, quando possibile, migliorare le perdite di prestazioni ricorrendo all'uso di materiali "puliti" mediante l'utilizzo estensivo della degassificazione..

Il ferro puro e l'acciaio non legato trovano applicazioni nei nuclei di elettromagneti DC, dove si sfrutta la loro elevata magnetizzazione di saturazione per la produzione di forti campi magnetici. Tipiche applicazioni sono i relè AC, reattori per lampade, motori con potenza fino a qualche kW e piccoli trasformatori, dove sono necessarie prestazioni a basso costo.

Per applicazioni nel campo dei kHz, si utilizzano spesso nuclei in polvere di ferro dolce. Essi sono ottenuti inizialmente da particelle di ferro dalle dimensioni di 50-100  $\mu\text{m}$ . Le particelle sono compresse in nuclei dalla forma desiderata, che vengono poi sottoposti a trattamento termico e rivestiti da pittura protettiva. Essendo alla fine suddivisi e, di conseguenza, caratterizzati da un traferro distribuito, i nuclei a polvere di ferro presentano un ciclo d'isteresi tagliato e un basso valore della permeabilità relativa ( $\mu_r \sim$  poche centinaia).

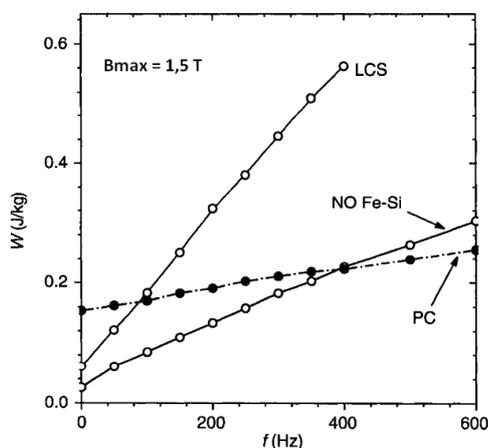


Figura 2.5 - Perdita specifica di energia per ciclo in funzione della frequenza di magnetizzazione per: lamierini d'acciaio a basso tenore di C (LCS), con spessore 0,64 mm; lamierini Fe-Si a grani non orientati (NO), con spessore 0,61 mm; nuclei in polvere di ferro pressata (PC).

L'assenza di una grande conducibilità elettrica comporta ridotte perdite dinamiche rispetto ai campioni, nonché rispetto ai nuclei laminati in acciaio a basso tenore di C, come mostrato in figura 2.5.

Fino a frequenze comprese tra 10 e 100 kHz si può ritenere la permeabilità quasi indipendente dalla frequenza. Le applicazioni con nuclei in polvere di ferro includono bobine di carico, trasformatori, e piccoli motori ad alta velocità.

Essi sono i materiali di scelta quando si devono realizzare nuclei dalla forma complessa. Per la loro particolarità verrà dedicata in seguito un maggiore approfondimento nel capitolo 3 [6].

### 2.6.2 Leghe Fe-Si

L'aggiunta di una piccola percentuale di Si comporta notevoli cambiamenti nelle proprietà fisiche, meccaniche e magnetiche del ferro. L'effetto più rilevante riguarda la resistività elettrica, che aumenta di un tasso attorno a  $5 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$  per percentuale di soluto. Ciò genera notevoli benefici in termini di riduzione delle perdite AC. Al contrario, i principali fattori che limitano l'aggiunta di Si sono la riduzione della magnetizzazione di saturazione e il fatto che non c'è modo pratico per ottenere lamierini con più del 4% di Si mediante i convenzionali processi di laminazione. La formazione eterogenea di Fe-Si e FeBSi in fasi ordinate comporta, infatti, un grave infragilimento del materiale. Gli andamenti dell'induzione di saturazione e del limite di elasticità rispetto alla concentrazione di Si sono mostrati in figura 2.6 [6].

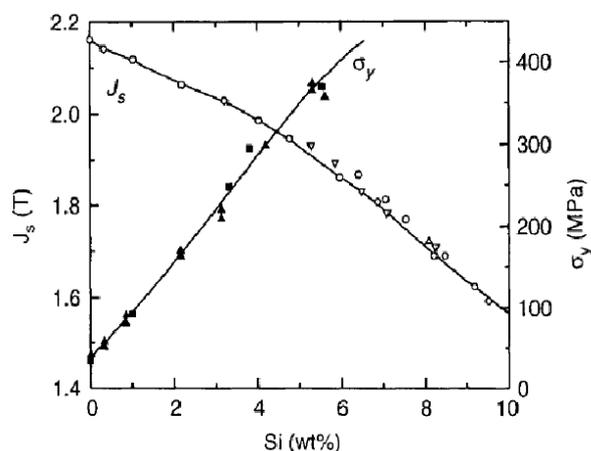


Figura 2.6 - Polarizzazione di saturazione e limite di elasticità in funzione della concentrazione di Si nelle leghe Fe-Si.

#### 2.6.2.1 Leghe Fe-Si a grani non orientati

Le leghe Fe-Si a grani non orientati (NO) presentano una struttura dei grani isotropa. Essi hanno proprietà isotrope di buona levatura adatte per la maggior parte delle macchine elettriche rotanti. La percentuale di Si può variare tra l'1 e il 3,7% e spesso viene aggiunta una quantità di Al (0,2-0,8%) e di Mn (0,1-0,3%) in modo da aumentare la resistività della lega senza compromettere le proprietà magnetiche. La presenza di Al impedisce anche l'invecchiamento dovuto alla precipitazione di N.

I lamierini NO di grado inferiore (fino a ~2% di Si) sono prodotti e distribuiti come semilavorati e seguono lo stesso percorso termo-meccanico degli acciai a basso tenore di C (Crf tabella 2.3), con spessore finale compreso tra 0,5 e 0,65 mm. I lamierini di grado superiore sono materiali completamente finiti e sono ottenuti secondo la procedura di tabella 2.4.

Tabella 2.4 - Fasi di preparazione delle leghe Fe-Si a grani non orientati completamente finite.

Composizione [% in peso]: Si(0,7-3,7), Al (0,2-0,8), Mn (0,1-0,3)
Fusione, degassificazione e colata continua di lastre
Ri-riscaldamento (1000-1250 °C) e laminazione a caldo fino ad un spessore di 1,8-2,3 mm
Decapaggio e laminazione a caldo fino allo intermedio
Ricottura intermedia (750-900 °C)
Laminazione a freddo allo spessore finale (0,35-0,65 mm)
Degassificazione e ricottura di ricristallizzazione (830-900°C)
Ricottura finale per la crescita dei grani (850-1100 °C)
Rivestimento
Punzonatura

Tramite lo sviluppo dei metodi di composizione e preparazione, e con la migliore comprensione del ruolo dei parametri strutturali sul comportamento delle perdite e della permeabilità, sono stati messi in commercio un'ampia gamma di acciai NO con qualità variabile. I migliori gradi in commercio presentano una concentrazione del 4% di (Si+Al), e con uno spessore di 0,35-0,50 mm, presentano una cifra di perdita  $c_p = 2,10-2,30$  W/kg a 1,5 T e 50 Hz.

Le leghe Fe-Si NO sono preferibilmente impiegate nelle macchine rotanti di grande e media potenza data la più alta efficienza (>95%) richiesta per queste macchine, non solo per risparmiare energia, ma anche per evitare il surriscaldamento e ridurre la durata di vita della macchina stessa.

Il miglioramento delle leghe NO è correlato al controllo di un certo numero di parametri strutturali, in particolare le impurezze, la granulometria, la struttura cristallina, lo stato della superficie, le tensioni residue e applicate. Concentrazioni di poche decine di ppm di impurità, come C, N, S e O, tendono ad aumentare il campo coercitivo e le perdite come si vede dalle figure 2.5 e 2.7.

Il ruolo della dimensione media dei grani  $\langle s \rangle$  è illustrato in figura 2.8, dove si osserva che il valore ottimale di  $\langle s \rangle$  è, a seconda della composizione, circa 100-200  $\mu\text{m}$ , in corrispondenza del quale le perdite specifiche totali assumono valore minimo.

Le dimensioni del grano influiscono in modo opposto sulle due componenti delle perdite, nello specifico diminuendo le perdite per isteresi  $W_h$  secondo  $\langle s \rangle^{-n}$ , con  $n=0,5-1$ , e aumentando le perdite per eccesso  $W_{exc}$  secondo  $\langle s \rangle^{1/2}$ . Un basso contenuto d'impurità è però obbligatorio al fine di ottenere le dimensioni dei grani desiderate perché alcuni precipitati tendono ad ostacolarne la crescita [6].

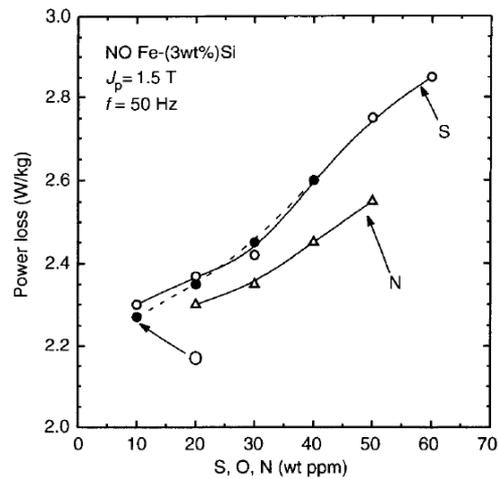


Figura 2.7 - Ruolo delle impurità O, S ed N sulle perdite specifiche nei lamierini Fe-Si a grani non orientati con spessore di 0,35mm.

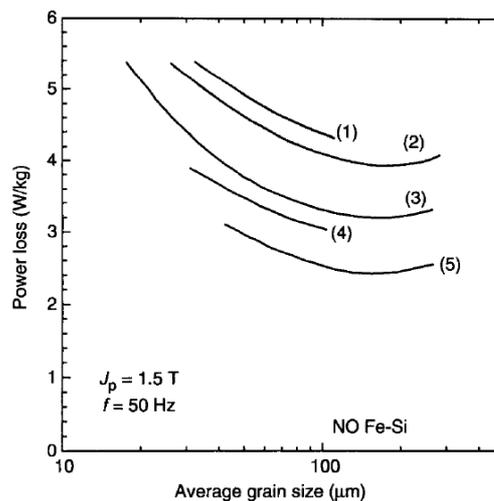


Figura 2.8 - Perdite specifiche in funzione della dimensione dei grani nei lamierini Fe-Si NO con spessore pari a 0,50 mm. Le curve (1)-(5) corrispondono a diverse concentrazioni di (Si+Al) in termini di peso: (1) Si 0,01%; (2) Si 0,3%; (3) Si 0,8% + Al 0,2%; (4) Si 1,1% + Al 0,2%; (5) Si 3% + Al 1%.

### 2.6.2.2 Leghe Fe-Si a grani orientati

I singoli cristalli di Fe mostrano minima campo coercitivo e massima permeabilità quando sono magnetizzati lungo uno degli assi. Questa proprietà ha implicazioni fondamentali a livello teorico e conseguenze sostanziali per quello pratico. Infatti, la maggior parte dei nuclei dei trasformatori sono oggi realizzati con lamierini Fe-Si a grani orientati (GO), in cui i cristalliti hanno il loro asse [001] prossimo alla direzione di laminazione (rolling direction, o RD), e il loro piano (110) quasi parallelo alla superficie di laminazione, come indicato in figura 2.9. Questa è detta struttura (110)[001] o *struttura di Goss*, dopo che Goss fu il primo a sviluppare tale materiale.

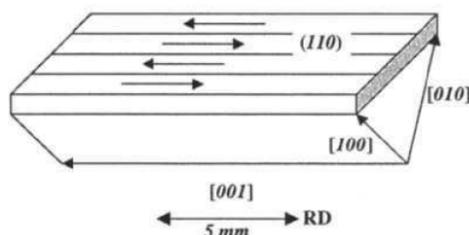


Figura 2.9 - Domini nel lamierino Fe-Si GO ad elevata permeabilità (HGO).

La notevole consistenza della leghe GO, assieme alla grande granulometria (da qualche mm a qualche cm) e il basso contenuto di impurità, consente di raggiungere bassi valori di  $H_c$ , come 4-10 A/m e un valore massimo di permeabilità di  $5 \times 10^4$ . Questi valori sono superiori di circa un ordine di grandezza rispetto a quelli delle leghe NO.

I lamierini GO sono suddivisi in due classi principali: leghe a grani orientati convenzionali (CGO) e leghe ad alta permeabilità (HGO). I materiali CGO, pur avendo prestazioni inferiori rispetto agli HGO, ricoprono circa l'80% del mercato. Come mostra la tabella 2.5, i prodotti commerciali sono presenti con valori di spessore compreso tra 0,23 e 0,35 mm e una cifra di perdita  $c_p = 0,80-1,40$  W/kg a 1,7 T e 50 Hz.

Tabella 2.5 - Specifiche per le leghe Fe-(3%)Si a grani orientati convenzionali e ad alta permeabilità.

Spessore [mm]	Cifra di perdita $B_{max} = 1.7$ T, $f = 50$ Hz [W/kg]	Induzione di saturazione a 800 A/m [T]
<i>Convenzionale (CGO)</i>		
0.35	1.40	1.82
0.30	1.30	1.83
0.27	1.21	1.84
0.23	1.15	1.84
<i>Alta permeabilità (HGO)</i>		
0.30	1.06	1.91
0.27	0.99	1.92
0.23	0.92	1.92
0.23	0.80	1.90

I lamierini HGO commercializzati presentano uno spessore compreso tra 0,23 e 0,30 mm; ottenere valori più bassi mantenendo analoghe qualità strutturali è molto difficile.

Al fine di ottimizzare il comportamento del materiale in termini sia di permeabilità che di perdite, è opportuno applicare, sia ai lamierini CGO che agli HGO, un rivestimento ( $\sim 2,5 \mu\text{m}$ ) capace di esercitare una trazione di 2-10 MPa. Questo stress, comporta, attraverso l'interazione magnetoelastica, alla scomparsa parziale, e in alcuni casi anche totale, dei domini di richiusura del flusso, che hanno un elevato costo in termini di energia magnetoelastica [6].

Per applicazioni a medie frequenze (0,4-10 kHz), sono disponibili sul mercato lamierini GO molto sottili, prodotti tramite laminazione di lamierini standard per ridurre lo spessore di 0,10-0,15 mm ed effettuare il trattamento termico appropriato.

### 2.6.2.3 Leghe Fe-(6,5%)Si, Fe-Al e Fe-Si-Al

Le leghe Fe-(6,5%)Si sono una prospettiva per i materiali a basse perdite. Rispetto alle convenzionali leghe Fe-(3%)Si, mostrano una favorevole combinazione in termini di minore anisotropia e maggiore resistività ( $\rho=80 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$  invece di  $\rho=45 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$ ), costituendo una potenziale lega magnetica dolce adatta per applicazioni di potenza e a media frequenza. Le leghe Fe-(6,5%)Si non possono essere ottenute tramite laminatura a freddo perché l'eterogenea formazione di FeSi ( $B_2$ ) e di  $\text{Fe}_3\text{Si}$  ( $\text{DO}_3$ ) ordinati durante il raffreddamento le rendono dure e fragili. Per evitare l'ordinamento, sono necessarie velocità di raffreddamento superiori a circa  $10^3 \text{ }^\circ\text{C/s}$ , nell'intervallo di temperatura 800-500  $^\circ\text{C}$ , una condizione che può essere soddisfatta tramite una rapida tempra del fuso. Tramite la colata a flusso planare (PFC), un metodo in cui un flusso di metallo fuso viene espulso su un tamburo metallico rotante, si ottengono duttili nastri di Fe-(6,5%)Si, con spessore tipicamente compreso tra 30 e 100  $\mu\text{m}$ .

I nastri finali presentano, a prezzo di una duttilità alquanto ridotta rispetto allo stato quasi temprato, un campo coercitivo inferiore a 10 A/m e una permeabilità relativa massima superiore a  $10^4$  costante fino alla regione del kHz. Ad 1 kHz e 1 T, le perdite possono risultare inferiori a 15 W/kg nei nastri con spessore 50  $\mu\text{m}$ , valore che si confronta favorevolmente con la cifra di perdita dei lamierini Fe-(3%)Si GO più sottili.

Per induzioni di picco inferiori a 1 T e frequenze maggiori di qualche centinaia di Hz, le cifre di perdita riportate sono migliori di quelle che si ottengono con lamierini GO di analogo spessore. Allo stesso tempo, il ridotto campo di magnetostrizione produce una riduzione del rumore acustico nelle condizioni operative normali.

I soluti Si e Al influenzano le proprietà fisiche del ferro in modo simile, ma si preferisce utilizzare Si nelle leghe metalliche perché è meno incline alla reazione con l'ossigeno rispetto a Al e inoltre è meno costoso. Dall'altro lato le leghe Fe-Al sono però più duttili, anche nel caso avvenga un ordinamento parziale (circa 7-8% di concentrazione di Al). Il coefficiente di magnetostrizione subisce una crescita di quasi 5 volte, a seguito dell'aggiunta di Al fino al 10%, comportando così una tendenza opposta e sfavorevole rispetto all'aggiunta di Si, per poi ridursi quasi a zero per concentrazioni di Al~16%.

Due composizioni hanno rilevanza applicativa. La lega Fe-(13%)Al unisce magnetostrizione elevata con bassa anisotropia ed è di particolare interesse per la realizzazione di trasduttori magnetoelastici. La lega Fe-(17%)Al è caratterizzata da durezza meccanica e elevata permeabilità, e viene usata per le testine magnetiche. La lega ternaria Fe-(9,6%)Si-(5,5%)Al, nota come Sendust, è caratterizzata da un comportamento magnetico molto dolce, tant'è che il campo coercitivo può raggiungere valori di circa 1-2 A/m e la permeabilità relativa è dell'ordine di  $10^5$ . Le leghe Sendust sono estremamente fragili e sono pertanto utilizzate sotto forma di fusione per applicazioni DC e come nuclei in polvere nei dispositivi AC [6].

### 2.6.3 Leghe nanocristalline e amorfe

I materiali amorfi si possono ottenere come lamierini sottili mediante la tecnica di solidificazione rapida, RST. Ad oggi la tecnica di solidificazione rapida maggiormente impiegata è la *Planar Flow Casting* (PFC), descritta in figura 2.10, attraverso la quale si possono realizzare nastri di larghezza variabile (fino a 100-200 mm) e di spessore generalmente compreso tra 10 e 50  $\mu\text{m}$ .

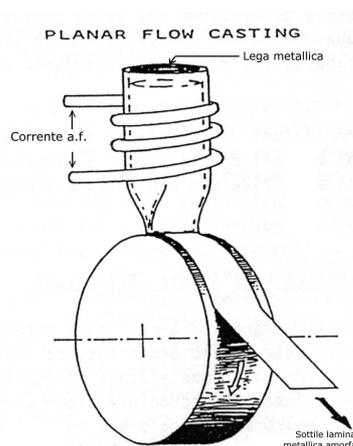


Figura 2.10 – Schema della tecnica di solidificazione rapida nota come PFC.

Nel tipico processo PFC, un crogiolo di quarzo, contenente la lega madre liquefatta, è posto quasi a contatto con la superficie di un tamburo metallico in rotazione, che trascina il liquido a una velocità di 10-40 m/s. Ciò assicura una velocità di raffreddamento dell'ordine di  $10^5$ - $10^6$   $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , sufficiente a raffreddare la lega attraverso la temperatura di transizione vetrosa  $T_g$ , dove essa raggiunge la viscosità tipica di un solido, mantenendo al contempo, la disposizione atomica disordinata di un liquido. Con un metodo più complesso, cosiddetta *tecnica di tempra in acqua*, si ottengono fili amorfi dal diametro di 50-100  $\mu\text{m}$ . In questo caso il getto di metallo fuso viene immerso in acqua in rotazione.

La composizione delle leghe magnetiche dolci amorfe è  $T_{70-80}M_{30-20}$ , dove T rappresenta uno o più metalli di transizione come Fe, Co e Ni, ed M è una combinazione di metalloidi (per esempio B, Si, P, C). I metalloidi svolgono un ruolo indispensabile come formatori di vetro, oltre a fornire la composizione eutettica necessaria per il sicuro raggiungimento dello stato amorfo. La mancanza di ordine cristallino non impedisce la formazione di ordine ferromagnetico. La temperatura di Curie  $T_c$  di una lega amorfa risulta inferiore a quella della corrispondente lega cristallina, con la proprietà notevole che, nei materiali a base di Fe, essa diminuisce quando la proporzione di Fe viene aumentata. La magnetizzazione di saturazione poi diminuisce di una quantità notevole nel passaggio della composizione da base Fe a base Co.

Com'è riassunto dai parametri riportati in tabella 2.6, la struttura atomica disordinata conferisce una combinazione unica di durezza meccanica e “morbidezza” magnetica.

Tabella 2.6 - Proprietà fisiche e meccaniche delle leghe amorfe Fe<sub>78</sub>B<sub>13</sub>Si<sub>9</sub> e dei lamierini Fe-(3%)Si a grani orientati.

	Nastro amorfo Fe <sub>78</sub> B <sub>13</sub> Si <sub>9</sub> (spessore 0,025 mm)	GO Fe-(3%)Si (spessore 0,23mm)
Densità [kg/m <sup>3</sup> ]	7,2×10 <sup>3</sup>	7,65×10 <sup>3</sup>
Modulo di Young [GPa]	150	120
Tensione di frattura [MPa]	2800	350
Resistività elettrica	135×10 <sup>-8</sup>	45×10 <sup>-8</sup>
Fattore di laminazione [%]	<90	95
Temperatura di Curie [°C]	410	740
Induzione di saturazione [T]	1,55	2,03
Magnetostrizione di saturazione	32×10 <sup>-6</sup>	25×10 <sup>-6</sup>
Campo coercitivo DC [A/m]	2 (dopo ricottura)	5
Massima permeabilità relativa	2×10 <sup>5</sup> (dopo ricottura)	8×10 <sup>4</sup> (dopo ricottura)
Cifra di perdita a 50 Hz e 1,4 T [W/kg]	0,25 (dopo ricottura)	0,60

Anche dopo processi di ricottura attentamente controllati sotto l'azione di un campo longitudinale di saturazione, i nastri a base di Fe raggiungono, nelle migliori delle ipotesi, campi coercitivi del valore di 2-3 A/m. L'influenza delle anisotropie diventa trascurabile nelle leghe arricchite con Co. Di conseguenza questi materiali manifestano le più basse perdite di energia e la più alta permeabilità a tutte le frequenze. Inoltre le proprietà possono essere adattate alle diverse esigenze tramite opportuni trattamenti termici, sempre sotto l'azione di campi magnetici di saturazione.

I fili amorfi ottenuti tramite la tecnica della tempra in acqua presentano un comportamento magnetico bistabile, indipendentemente dal segno della magnetostrizione. Questa proprietà deriva dalla speciale struttura dei domini che si forma nel filo. L'origine di tale struttura è legata alle anisotropie indotte dalle elevate tensioni che si verificano durante il processo di solidificazione, insieme all'anisotropia di origine magnetoelastica. Il comportamento magnetico dei fili amorfi può essere sfruttato in diverse applicazioni, come generatori a impulso jitter-free, sensori di posizione e di velocità e dispositivi antifurto.

La tabella 2.7 riassume i valori assunti dai principali parametri di un certo numero di comuni leghe amorfe. Le leghe a base di Fe vengono utilizzate per applicazioni come nuclei di trasformatori di distribuzione, dove possono sostituire i lamierini ad elevata permeabilità Fe-Si GO.

Tabella 2.7 - Proprietà fisiche di alcune leghe amorfe.

Lega [%]	B <sub>s</sub> [T]	T <sub>c</sub> [°C]	ρ [10 <sup>-8</sup> Ωm]	λ <sub>s</sub> [10 <sup>-6</sup> ]	H <sub>c</sub> [A/m]
Fe <sub>80</sub> B <sub>20</sub>	1,60	375	122	32	3
Fe <sub>80</sub> B <sub>19</sub> Si <sub>9</sub>	1,56	415	137	32	2,4
Fe <sub>80</sub> B <sub>13,5</sub> Si <sub>3,5</sub> C <sub>2</sub>	1,61	370	135	30	3,2
Co <sub>80</sub> B <sub>10</sub> Si <sub>10</sub>	0,90	520	108	-4	7
Co <sub>71</sub> Fe <sub>4</sub> B <sub>15</sub> Si <sub>10</sub>	0,87	352	124	-0,2	0,4
(Co,Fe) <sub>70</sub> (Mo,Si,B) <sub>30</sub>	0,55	250	130	-0,2	0,4
Fe <sub>73,5</sub> Cu <sub>1</sub> Nb <sub>3</sub> B <sub>9</sub> Si <sub>13,5</sub>	1,24	600-740	118	2,1	0,5

Una riduzione delle perdite totali pari ad un fattore 2-3 si può ottenere a 50 Hz passando dai lamierini GO a quello amorfi  $\text{Fe}_{78}\text{B}_{13}\text{Si}_9$ , come si nota in figura 2.11.

L'analisi delle perdite, illustrata schematicamente in figura 2.12, dimostra che ciò è dovuto alla drastica riduzione delle perdite classiche e in eccesso a seguito della combinazione di nastri di piccolo spessore e materiali ad elevata resistività.

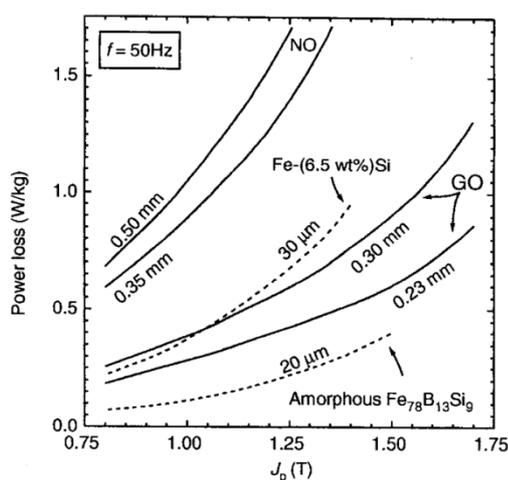


Figura 2.11 - Cifra di perdita a 50 Hz in funzione del picco di polarizzazione per diversi tipi di lega e spessore.

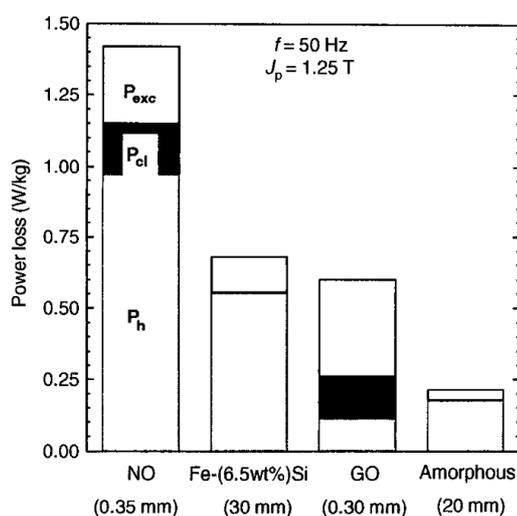


Figura 2.12 - Scomposizione dei contributi che costituiscono la cifra di perdita per diversi tipi di lega; tra parentesi è indicato lo spessore dei diversi campioni.

Negli ultimi anni, l'aumento d'interesse nei confronti del risparmio energetico ha favorito l'introduzione di trasformatori di distribuzione realizzati con nuclei in lega amorfa, soprattutto per macchine monofase di potenza ridotta (10-50 kVA). Queste macchine sono caratterizzate da una riduzione sia dei costi di acquisto che di esercizio, nonché una buona stabilità nel tempo. Meno favorevole a livello

economico risulta essere invece il loro impiego nella realizzazione di trasformatori trifase di potenza.

Le leghe amorfe tendono a cristallizzare in modo eterogeneo durante la ricottura, con nucleazione sparsa e crescita dei microcristalli che si svolgono a temperature ben inferiori della transizione della massa allo stato cristallino. Ciò comporta conseguenze negative sul comportamento magnetico dolce del materiale, oltre ad essere associato ad un drastico infragilimento meccanico.

Le leghe a base di Fe necessitano attualmente di ricottura per la riduzione della trazione, al fine di ottenere migliori proprietà magnetiche, ma se la temperatura del trattamento è portata a valori dell'ordine di 400 °C, si osserva un forte aumento del campo coercitivo a seguito della formazione eterogenea di microcristalli. Le leghe nanocristalline a base di Fe emulano le proprietà delle leghe amorfe a base di Co, con il vantaggio che si realizzano con materie prime meno costose e consentono di ottenere allo stesso tempo una magnetizzazione di saturazione più alta. Il loro ciclo di isteresi è però sensibile al campo di ricottura, anche se il processo di ordinazione è meno efficace rispetto alle leghe amorfe a base di Co. In ogni caso esse reggono bene il confronto con le proprietà delle altre leghe magnetiche dolci realizzare per applicazioni in media e alta frequenza [6].

#### 2.6.4 Leghe Fe-Ni e Fe-Co

Le leghe Fe-Ni mostrano una vasta gamma di proprietà magnetiche e una ben definita struttura nell'intervallo  $35\% \leq \text{Ni} \leq 80\%$ . Una soluzione solida stabile si ottiene con il 35% di Ni mediante una scelta adeguata delle temperature di ricottura, dei tassi di raffreddamento e dell'eventuale aggiunta di elementi come Mo, Cu e Cr. La stabilità strutturale e l'omogeneità comportano buone proprietà meccaniche e facilità di laminazione a freddo, fino a spessori nell'intervallo di 5-10  $\mu\text{m}$ .

Composizioni con  $\text{Ni} < 30\%$  sono mal definite dal punto di vista strutturale e pertanto comportano scarso interesse applicativo oltre al fatto che sono caratterizzate da una singolare riduzione della  $T_c$ , che può diventa dell'ordine della temperatura ambiente.

Nell'intervallo 30-35% Ni, la temperatura di Curie aumenta in modo quasi lineare, proprietà che talvolta viene sfruttata negli shunt magnetici. Con un concentrazione di Ni pari al 36%,  $T_c$  raggiunge già il valore di 230 °C e la resistività è abbastanza elevata ( $75 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$ ). Quest'ultima caratteristica è ovviamente favorevole per ottenere perdite ridotte alle alte frequenze. Le leghe Fe<sub>50</sub>-Ni<sub>50</sub> sono caratterizzate da un'elevata induzione di saturazione 1,6 T e possono essere ottenute tramite intensa laminazione a freddo allo spessore finale (>95%).

I valori più elevati di permeabilità e quelli più bassi di campo coercitivo si ottengono per concentrazioni di Ni pari al 75-80% perché in tal caso è possibile avvicinarsi ai valori limite sia della magnetostriazione che dell'anisotropia.

Uno dei vantaggi introdotti dagli additivi è l'aumento sostanziale della resistività (da  $20 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$  a  $62 \times 10^{-8} \Omega\text{m}$  aggiungendo 5% di Mo nelle leghe a 78% Ni) a scapito però di una riduzione della  $B_s$ . Come riportato in tabella 2.8, con queste leghe di possono ottenere permeabilità relative iniziali di ordine maggiore a  $10^5$  e campi coercitivi minori di 1 A/m, generalmente note con il nome commerciale di permalloy.

Tabella 2.8 - Proprietà di alcune leghe Fe-Ni e Fe-Co.

	$B_s$ [T]	$T_c$ [°C]	$\rho$ [ $10^{-8} \Omega m$ ]	$H_c$ [A/m]	$\mu_r$ [ $10^3$ ]
Fe <sub>64</sub> Ni <sub>36</sub>	1,30	230	75	40	2
Fe <sub>50</sub> Ni <sub>50</sub>	1,60	490	45	7	15
Fe <sub>15</sub> Ni <sub>80</sub> Mo <sub>5</sub>	0,80	400	60	0,4	150
Fe <sub>14</sub> Ni <sub>77</sub> Mo <sub>4</sub> Cu <sub>5</sub>	0,78	400	60	1,5	40
Fe <sub>64</sub> Co <sub>49</sub> V <sub>2</sub>	2,35	930	27	100	2

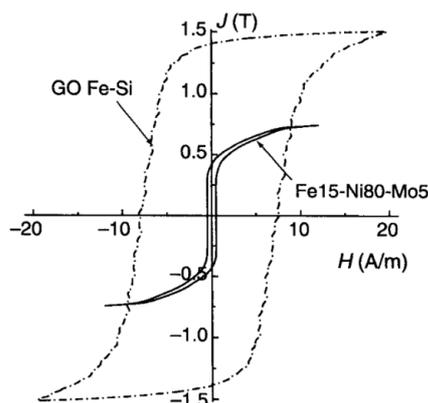


Figura 2.13 - Confronto tra il ciclo d'isteresi di un lamierino Fe-Si GO e uno in lega Fe-Ni.

La Figura 2.13 mostra, tramite il confronto con il ciclo d'isteresi dei lamierini Fe-Si GO, un esempio estremo della dolcezza magnetica di queste leghe.

Le leghe Fe-Co, al contrario, non mostrano eccezionali proprietà magnetiche dolci, ma rappresentano una soluzione unica nel suo genere in termini di temperatura di Curie e induzione di saturazione, entrambe molto superiori rispetto al ferro puro. La classica lega Fe<sub>50</sub>-Co<sub>50</sub> presenta  $T_c = 980$  °C e  $B_s = 2,40$  T.

Queste proprietà diventano utili per applicazioni in cui sono richieste allo stesso tempo ridotte dimensioni ed elevate temperature di funzionamento, come nel caso dei generatori ad alta velocità per aerei e veicoli spaziali, senza preoccuparsi del costo del Co. L'aggiunta di V (2%) e il trattamento di tempra rapida possono ritardare il processo di ordinamento, così che leghe Fe<sub>49</sub>-Co<sub>49</sub>-V<sub>2</sub> possono essere ottenute sottoforma di fogli sottili tramite laminazione a freddo, con l'ulteriore vantaggio di un notevole aumento della resistività rispetto alla lega Fe<sub>50</sub>-Co<sub>50</sub> ( $27 \times 10^{-8}$  rispetto a  $7 \times 10^{-8}$   $\Omega m$ ). Regolando al velocità di raffreddamento si può influenzare anche il valore della costante di anisotropia, fino a farla avvicinare al valore nullo, ma la magnetostrizione rimane sempre molto elevata, ostacolando il raggiungimento del tipico comportamento magnetico dolce. Il valore del campo coercitivo nelle leghe Fe<sub>49</sub>-Co<sub>49</sub>-V<sub>2</sub> (dette anche Permendur) è attorno a 100 A/m, con una permeabilità relativa di  $\sim 2 \times 10^3$ . Un sostanziale miglioramento delle proprietà si può ottenere attraverso un controllo molto accurato della purezza del materiale e del trattamento di ricottura. La lega ad elevata purezza, chiamata Supermendur, presenta  $H_c \sim 10$  A/m e  $\mu \sim 8 \times 10^4$  [6].

### 2.6.5 Ferriti dolci

Le cosiddette ferriti spinello dolci sono largamente utilizzate a frequenze superiori ad alcune centinaia di MHz, a ragione del loro carattere non metallico. La loro composizione classica è del tipo  $MO-Fe_2O_3$ , dove M è uno ione metallico bivalente come  $Fe^{2+}$ ,  $Mn^{2+}$ ,  $Zn^{2+}$  o  $Mg^{2+}$ . Le proprietà magnetiche delle ferriti sono strettamente legate ai momenti magnetici degli ioni metallici.

L'interazione tra gli ioni è in natura antiferromagnetica e comporta alla dipendenza dell'inverso della suscettibilità dalla temperatura, come riportato in figura 2.14.

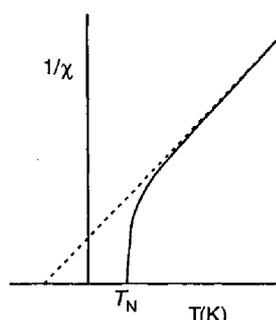


Figura 2.14 - Dipendenza dell'inverso della suscettibilità dalla temperatura.

Tabella 2.9 - Proprietà di alcune ferriti spinello.

	$B_s$ [T]	$T_c$ [°C]	$\delta$ [ $10^3$ kg/m <sup>3</sup> ]	$\rho$ [ $\Omega$ m]	$K$ [ $10^3$ J/m <sup>3</sup> ]	$\lambda_s$ [ $10^6$ ]
FeFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0,603	585	5,24	$10^{-5}$	-12	40
NiFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0,340	585	5,38	$10^2$	-7	-26
CoFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0,534	520	5,29	$10^5$	200	-110
MgFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0,151	440	4,52	$10^5$	-4	-6
MnFe <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	0,503	330	5,00	$10^2$	-4	-5

L'induzione di saturazione  $B_s$  è piuttosto bassa (prossima o inferiore a 0,5 T a temperatura ambiente) a causa della bassa densità degli ioni non compensati. Le proprietà generali di alcune ferriti spinello sono riportate in tabella 2.9.

Le ferriti, essendo composti ionici, sono in linea di principio isolate e presentano in pratica un ampio intervallo di valori di resistività, sempre con ordini di grandezza ben superiori a quelli delle tipiche leghe Fe-Si amorfe.

La magnetite (FeFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>) tuttavia presenta un comportamento quasi metallico, con resistività  $\rho \sim 10^{-5}$   $\Omega$ m.

Molte ferriti spinello sono di tipo misto, dove la presenza di due o più ioni metallici  $M^{2+}$ , spesso introdotti in proporzioni non stechiometriche, può conferire una grande versatilità nelle proprietà magnetiche. Le ferriti Mn-Zn e Ni-Zn sono le due famiglie base delle ferriti dolci di tipo misto, dove, regolando le concentrazioni relative degli ioni metallici, operando aggiunte e trattamenti termici adeguati, si possono ottenere materiali adatti ad applicazioni di nicchia. Il prezzo da pagare per la miscelazione è una progressiva diminuzione della temperatura di Curie con l'aumento della proporzione ZnFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. Agendo sia sulla composizione iniziale che sul metodo di trasformazione, le ferriti miste Mn-Zn e Ni-Zn possono essere ottenute

con valori di anisotropia molto bassi in un intervallo di temperatura adatte per applicazioni (20-100 °C).

La più alta permeabilità si raggiunge con le ferriti Mn-Zn, mentre valori più bassi si ottengono con le ferriti Ni-Zn. Tuttavia queste ultime presentano un valore molto più elevato di resistività (circa  $10^7$  rispetto a  $10^{-2}$  fino a  $10 \Omega\text{m}$ , a seconda della quantità di  $\text{Fe}^{2+}$  nelle ferriti Mn-Zn). Il carattere quasi isolante delle ferriti comporta un valore quasi costante della suscettibilità iniziale al di sopra di molte decine di Hz, fino al MHz per le ferriti Mn-Zn e fino ai 100 MHz per quelle Ni-Zn.

Il convenzionale processo di produzione inizia con la preparazione degli ossidi di base, tipicamente mediante la calcinazione dei sali di ferro adatti, e la loro miscelazione tramite prolungata macinazione a umido. Questo porta ad una polvere omogeneamente fine, in cui la dimensione dei singoli grani è intorno o inferiore a  $1 \mu\text{m}$ . La miscela risultante viene quindi essiccata e durante questa fase, la ferrite spinello passa per reazione allo stato solido di  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  con gli altri ossidi metallici presenti. Le polveri così preparate vengono poi compattate mediante punzonatura a stampo o pressione idrostatica, ottenendo pezzi della forma desiderata. Il fattore di riempimento del compresso così ottenuto è di circa il 50-60%. Nel passo finale principale, i pezzi vengono portati ad una temperatura di 1200-1400 °C in atmosfera ossidante, con o senza l'applicazione di una pressione esterna. Le proprietà magnetiche e strutturali che si desiderano ottenere alla fine si raggiungono attraverso:

- Legante per interdizione e crescita del grano;
- Densificazione, per eliminazione dei vuoti tra particelle, fino a raggiungere un fattore di riempimento di ~95-98%;
- Omogeneizzazione chimica, mediante il completamento delle reazioni incompiute.

Il prodotto risultante è duro e fragile e, se necessario, viene lavorato con utensili abrasivi di precisione al fine di ottenere le tolleranze finali [6].

## 2.7 Effetti delle lavorazioni sulle perdite specifiche

Una volta ricotti, i lamierini sono sottoposti a una serie di lavorazioni necessarie per realizzare i nuclei magnetici di motori e trasformatori della forma desiderata. I diversi processi, come punzonatura, pressatura durante l'impilamento dei lamierini, saldatura, rivettatura o pressatura di nuclei nelle strutture dei dispositivi elettromagnetici, deteriorano in parte le proprietà magnetiche degli acciai magnetici. Le sollecitazioni meccaniche e termiche che li accompagnano possono influenzare sostanzialmente l'andamento delle perdite specifiche, in particolare nel caso di lamierini a grani non orientati.

### 2.7.1 Taglio e punzonatura

Molti acciai magnetici sono sagomati in lamine mediante l'uso di coltelli a ghigliottina, soprattutto per tagli rettilinei. La tranciatura si verifica durante la separazione del metallo dalle due lame della ghigliottina: una mobile e l'altra statica che sostiene il foglio di metallo. In sequenza si verificano le seguenti fasi: prima la lama mobile entra in contatto col foglio, il quale inizia a ruotare; ciò porta ad un

aumento del carico fino al raggiungimento dello sforzo di frattura del foglio. In questa fase del processo di taglio, il carico continua ad aumentare finché non si verifica una fessura che produce una rapida frattura duttile e la formazione di una bava. La figura 2.15 illustra le zone caratteristiche del bordo di taglio: quella di rotazione, di taglio, di frattura duttile e della bava.

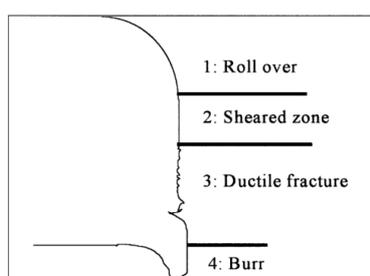


Figura 2.15 - Diverse zone sulla sezione del bordo visibili dopo il taglio a ghigliottina.

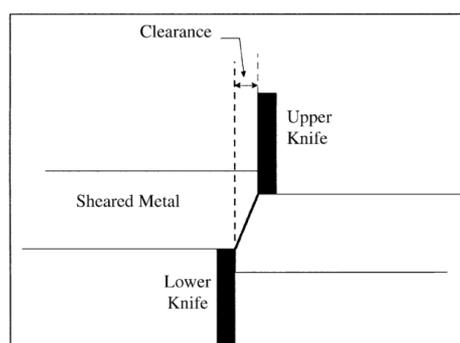


Figura 2.16 - Descrizione della distanza tra lame.

La distanza tra le lame, misurata orizzontalmente, tra la lama superiore e quella inferiore quando entrambe vengono a contatto con la lamiera, e riportata in figura 2.16 (*clearance*), rappresenta un parametro fondamentale sia dal punto di vista della vita dell'utensile che della qualità del bordo di taglio.

Una distanza ottimizzata minimizza il carico di taglio e migliora la qualità dei bordi tranciati. Se la distanza è troppo piccola, la pressione idrostatica deve essere aumentata e, di conseguenza, l'energia totale per la tranciatura viene incrementata, provocando un ritardo nella realizzazione della fessura generando un profilo lacerato.

Dall'altra parte, se la distanza è troppo grande, si ha una maggiore probabilità che si formino bave. Con una distanza tra le lame adeguata, le crepe che presentano i bordi delle lame si propagano attraverso la lamiera e s'incontrano vicino al centro del foglio realizzando una superficie di frattura pulita. Le distanze sono generalmente comprese tra il 2% e il 10% dello spessore del foglio.

Lo studio dell'influenza della distanza tra le lame sulle caratteristiche magnetiche, e più in particolare sulle perdite specifiche, è stato svolto facendo riferimento a quattro tipi di acciaio a grani non orientati, indicando con F1 e F2 quelli finiti e con

S1 e S2 quelli semilavorati, i cui spessori e composizioni sono riportati in tabella 2.10.

Prima del taglio, tutti i fogli sono stati sottoposti a ricottura per la riduzione dello stress a 800 °C per 90 s in atmosfera aperta.

Dai risultati magnetici ottenuti si è dedotto che la deformazione plastica sul bordo di taglio causa un generale deterioramento delle proprietà magnetiche.

Tabella 2.10 - Composizione chimica e spessore dei lamierini in esame.

	C [ppm]	Si [ppm]	Al [ppm]	Mn [ppm]	Spessore [mm]
F1	42	3100	3538	6429	0.65
F2	24	29800	4300	1400	1.00
S1	100	23200	3500	3200	0.65
S2	220	1700	500	5100	0.65

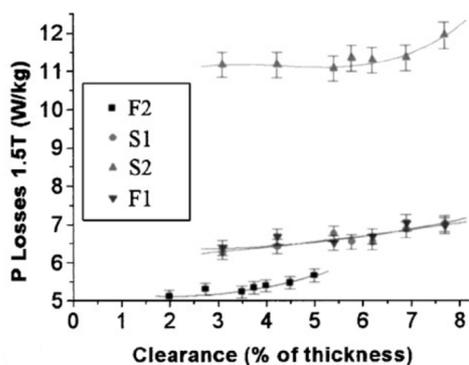


Figura 2.17 – Perdite specifiche in funzione della distanza tra lame.

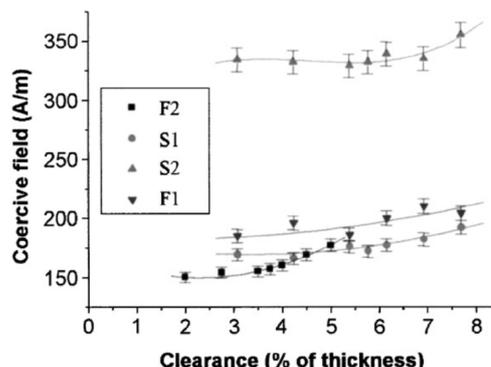


Figura 2.18 – Campo coercitivo in funzione della distanza tra le lame.

La figura 2.17 mostra che le perdite specifiche, a 1.5 T e 50Hz, aumentano con l'aumentare della distanza tra le lame. Valori bassi, come 5÷7 W/kg, sono stati misurati per gli acciai F1, F2 e S1, mentre l'acciaio S2 presenta quelli più elevati, 11÷12 W/kg. Si riscontra così un incremento del 9,6% per F2, del 7,8% per S1 ed F1 e del 7,2% per S2.

In figura 2.18 è mostrato invece il cambiamento del campo coercitivo  $H_c$  sempre all'aumentare della distanza tra le lame. Nello specifico si è osservato un aumento del campo del 32% nel caso di F2 e del 20% per i restanti tre tipi. Per tutti i gradi di acciaio si osserva comunque una tendenza al rialzo.

Da quanto si è visto, il taglio a ghigliottina provoca una drastica riduzione delle proprietà magnetiche, comportando per le principali grandezze variazioni mediamente comprese tra il 20 e il 50%. L'effetto della distanza tra le lame influisce in modo significativo sull'entità di queste variazioni, ma risulta pressoché trascurabile se il suo valore non supera il 2÷3% dello spessore del lamierino [8].

Uno studio dell'influenza del processo di punzonatura è stato eseguito invece su delle strisce di lega Fe-3.2%Si con spessore 0.50 mm, aventi una larghezza di 30 mm e una lunghezza di 160mm. Come parametro caratteristico del test è stata assunta la lunghezza di taglio per unità di massa del campione,  $L = l/m$ .

Figura 2.19 illustra l'effetto dell'incremento della lunghezza specifica di taglio sulla caratteristica  $P_s$ - $J$ . Come si nota, le perdite magnetiche aumentano praticamente su tutto l'intervallo della polarizzazione e curve simili sono state ottenute anche per leghe a più basso grado di Si.

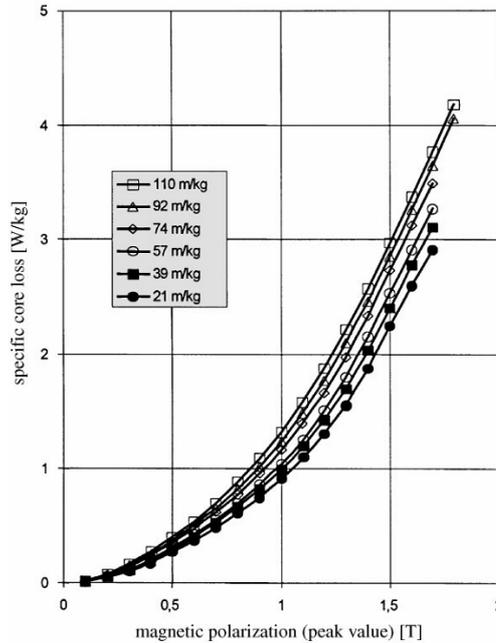


Figura 2.19 - Influenza della lunghezza specifica di taglio sulla caratteristica  $P_s$ - $J$ .

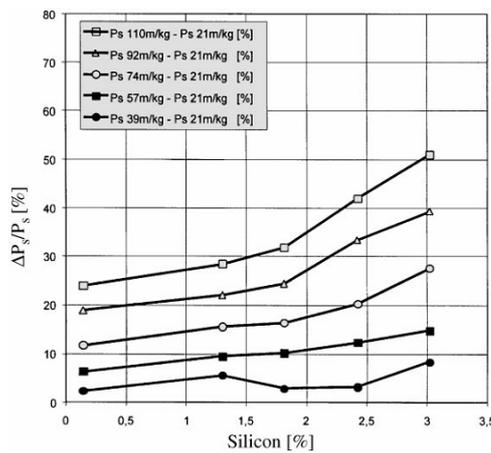


Figura 2.20 - Aumento delle perdite al crescere di  $L$  e al variare del contenuto di Si.

La figura 2.20 mostra invece il consistente aumento in termini percentuali delle perdite specifiche per valori crescenti di  $L$ , al di sopra di 1.0 T, per lamierini a grani non orientati con diverso contenuto di Si. Le curve sono state ottenute al variare di  $L$  rispetto al campione caratterizzato da una lunghezza di taglio di 21 m/kg. Ciò può essere legato al fatto che aumentando la percentuale di Si il materiale diventa più

fragile e quindi durante la fase di taglio si possono formare un maggior numero di bave.

È stato inoltre osservato che l'influenza della lunghezza di taglio è notevolmente minore per nastri tagliati perpendicolarmente alla direzione di laminazione rispetto a quelli tagliati parallelamente, come dimostra figura 2.21 [9].

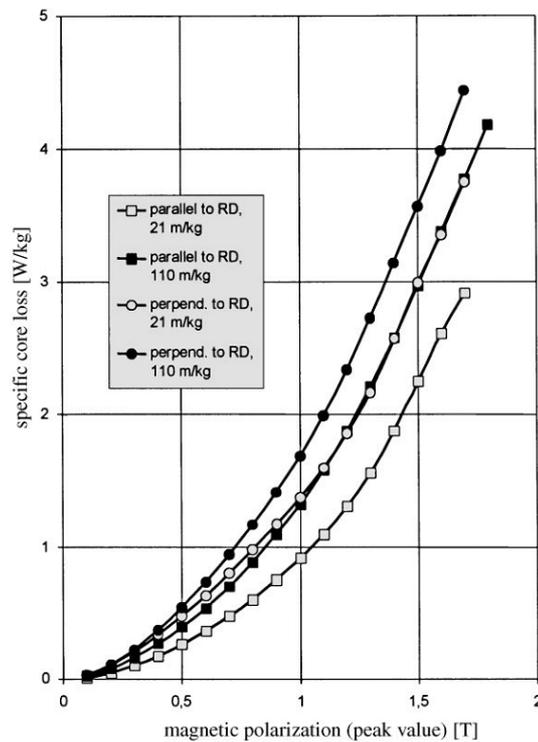


Figura 2.21 - Influenza della lunghezza di taglio sulla caratteristica  $P_s$ -J per campioni tagliati parallelamente e perpendicolarmente alla direzione di laminazione.

### 2.7.2 Impilamento, saldatura e incollaggio

I processi d'impilamento, di saldatura, d'incollaggio e anche di rivettatura comportano la formazione di ulteriori cortocircuiti tra i lamierini e sono pertanto responsabili dell'aumentare delle perdite per correnti parassite nei nuclei magnetici. L'incollaggio, noto come metodo molto 'leggero' di assemblaggio, può essere in certi casi una valida alternativa rispetto alla saldatura.

L'influenza di queste lavorazioni sulle perdite magnetiche di lamierini a grani non orientati è stata testata su un totale di 20 campioni toroidali in lega ad alto grado di Si, aventi un diametro esterno di 100 mm, un diametro interno di 60 mm e uno spessore di 0,50 millimetri.

Durante l'impilamento dei campioni toroidali si è potuto osservare che le perdite specifiche, in funzione della polarizzazione, variano di poco con l'aumentare della pressione, come mostra figura 2.22.

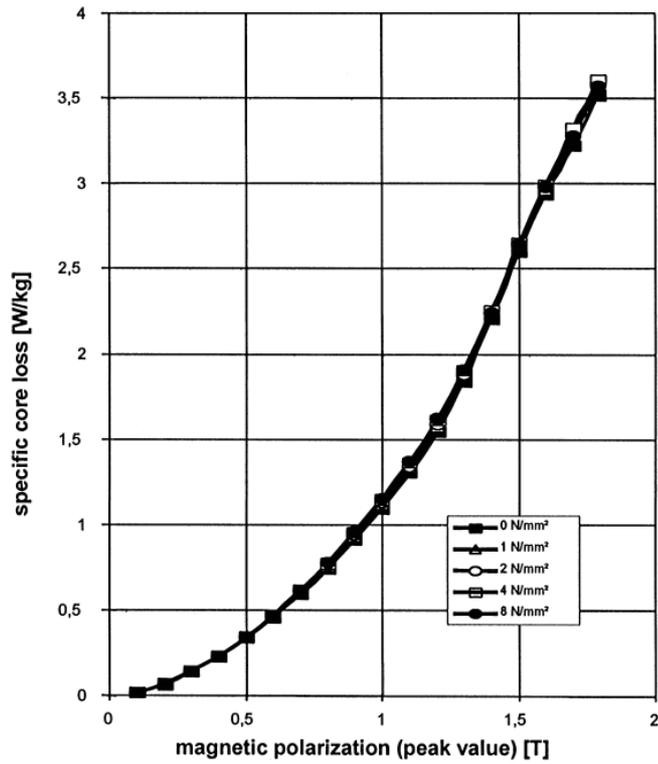


Figura 2.22 - Influenza della pressione durante l'impilamento sulla caratteristica  $P_s$ -J.

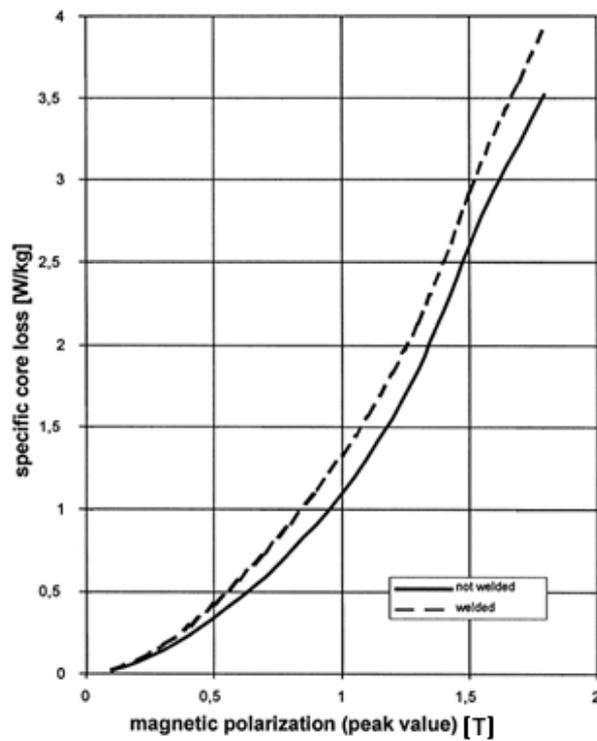


Figura 2.23 - Influenza della saldatura (4 passaggi) dopo l'impilamento sulla caratteristica  $P_s$ -J.

Una volta impilati, i lamierini sono stati saldati con 2, 4 e 6 saldature lungo l'altezza del pacco, distribuite simmetricamente sulla circonferenza dello stesso. Più evidente invece è l'incremento delle perdite specifiche dovuto alla saldatura, eseguita dopo l'impilamento, come dimostra figura 2.23 [10].

Il deterioramento delle proprietà magnetiche dopo la saldatura è legato alle sollecitazioni termiche indotte durante il processo stesso e le modifiche della struttura del materiale nella zona del giunto saldato. Come detto la saldatura crea un cortocircuito tra i lamierini, che aumenta le perdite per correnti parassite del materiale. Questo fatto può essere osservato, in figura 2.24, in un sostanziale aumento delle perdite all'aumentare della frequenza del campo magnetico.

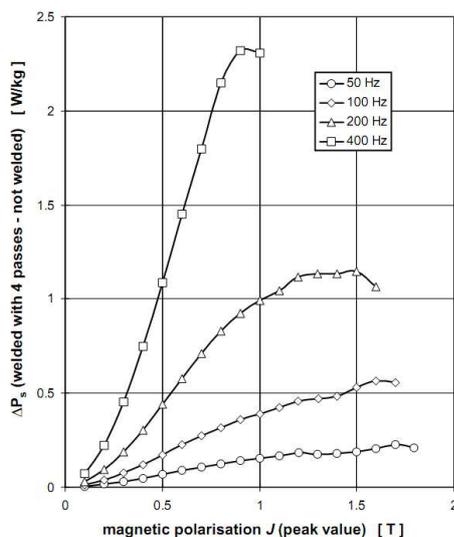


Figura 2.24 - Aumento delle perdite specifiche dopo la saldatura al variare di  $f$ .

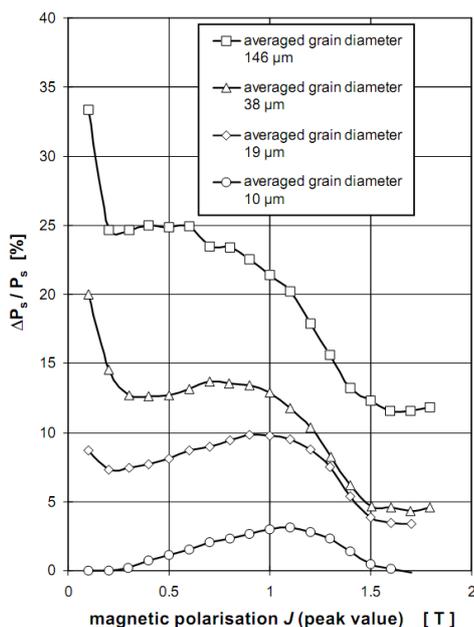


Figura 2.25 - Andamento delle perdite specifiche dopo la saldatura al variare della dimensione media dei grani di lamierini non orientati.

È importante ricordare che le dimensioni del grano  $d$  delle leghe Fe-Si aumentano col crescere del contenuto di Si e che l'aumento di  $d$  è maggiore per contenuti di Si superiori all'1,5%. Sulla base di ciò e dell'aumento delle perdite magnetiche visto in figura 2.17, si può dedurre che l'effetto della saldatura sarà più elevato quanto maggiori saranno le dimensioni dei grani del materiale considerato. Quanto appena espresso è riassunto graficamente in figura 2.25.

Un'alternativa al processo di saldatura consiste nel rivestire i lamierini con una vernice adesiva e nell'impilarli durante un processo termico di tipo attivo.

Figura 2.26 illustra le variazioni delle perdite specifiche del nucleo toroidale dopo le diverse fasi di lavorazione. A seconda del campo operativo di induzione, il contributo della saldatura sull'incremento delle perdite può essere considerevole in base anche al numero di passaggi e al grado del lamierino a grani non orientati utilizzato.

In confronto, l'aumento delle perdite specifiche nel nucleo dopo l'incollaggio risulta essere molto più basso. L'incollaggio è dunque dal punto di vista magnetico uno dei metodi migliori per l'assemblaggio dei lamierini [11].

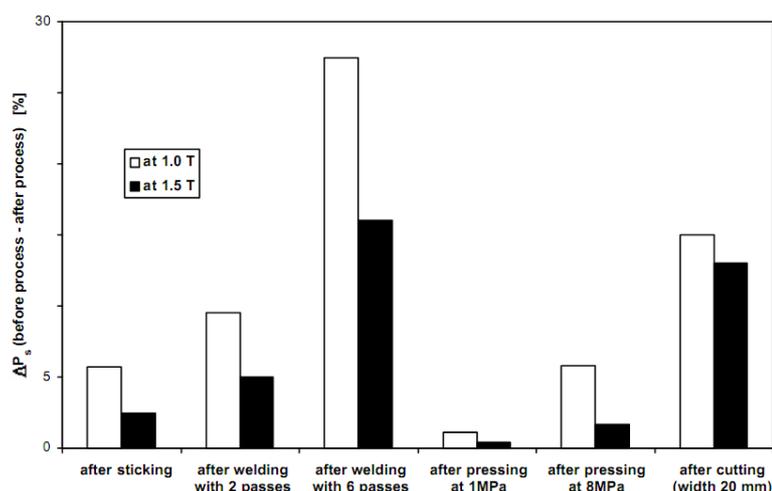


Figura 2.26 - Aumento delle perdite specifiche del nucleo toroidale dopo le diverse fasi di lavorazione.

Tabella 2.11 - Effetti delle diverse fasi di lavorazione sulle perdite specifiche per lamierini con diverso contenuto di Si.

Processo	Fe puro, lega a basso contenuto di Si	Lega a medio contenuto di Si	Lega ad alto contenuto di Si
Taglio/punzonatura	++	+++	+++
Pressatura durante impilamento	0	0	0
Saldatura	+	++	++
Incollaggio <sup>a</sup>	0 / +	+	+
Impilamento automatico, rivettatura	+	++	++
Pressatura nel telaio	+	++	++

<sup>a</sup> con rivestimento adesivo organico.

## *Capitolo 2*

Quanto detto sin qui può essere riassunto con la tabella 2.11, nella quale è riportato quanto incidono le diverse fasi di fabbricazione sulle perdite specifiche per lamierini con diversi gradi di Si [11].

Un metodo efficace per eliminare, o almeno ridurre, i cambiamenti indotti dagli stress causati dalle lavorazioni è sottoporre i lamierini ad una ricottura di riduzione da stress.

Ovviamente tutti gli effetti illustrati risulteranno di minore entità nel caso si considerino lamierini di minor spessore, come 0.35 mm.

# Capitolo 3

## SMC

### 3.1 Generalità

Tutti i dispositivi elettromagnetici che operano a frequenza di rete (50 o 60 Hz) impiegano lamierini d'acciaio, che, per la maggior parte dei dispositivi (motori, trasformatori, ecc) sono punzonati, ricotti e impilati per formare il nucleo magnetico del dispositivo. Questo processo di fabbricazione presenta alcune gravi carenze. La più evidente è che si viene a generare una quantità significativa di scarto durante l'operazione di tranciatura del lamierino, che a volte è superiore al 40%. E molto spesso il produttore del dispositivo preferisce ridurre gli scarti anziché ottimizzarne l'efficienza. Inoltre, la libertà nel progettare motori più efficienti è limitata dai vincoli bidimensionali di impilamento dei singoli lamierini e adatta solo per macchine tradizionali a flusso radiale.

Oltre alle considerazioni riguardanti la progettazione e gli scarti, bisogna guardare alle tendenze di mercato per capire quali dispositivi sono all'orizzonte e come l'impiego di lamierini in acciaio influenzerà la loro efficienza sia economica che elettrica. Un campo attualmente in crescita è quello dei motori a magneti permanenti a velocità variabile. Questi dispositivi utilizzano un rotore a magnete permanente di tipo massiccio anziché costituito da un pacco di lamierini. Ne consegue che, non potendo utilizzare ciò che resta dalla punzonatura dello statore, il tasso di scarto della laminazione aumenta drasticamente. Questo comporta un aumento significativo del costo per la realizzazione dello stesso statore.

Infine, tali motori, funzionando a velocità variabile, impongono diverse richieste sui lamierini.

La velocità dei motori a magneti permanenti è controllata regolando la frequenza negli avvolgimenti statorici e attualmente si possono raggiungere frequenze operative fino a 1 kHz in svariate applicazioni. Ma come la frequenza aumenta, le perdite nel lamierino crescono considerevolmente.

Nel corso degli ultimi anni, l'interesse verso una nuova tipologia di materiali magnetici dolci, noti col nome di *Soft Magnetic Composites*, o semplicemente SMC, è aumentato con un tasso accelerato, stimolato dai recenti progressi nella sintesi dei materiali e nelle tecniche di caratterizzazione oltre al fatto che questi materiali presentano molte proprietà fisiche e chimiche particolarmente adatte per le costruzioni elettromeccaniche.

Gli SMC infatti costituiscono un interessante alternativa ai tradizionali lamierini Fe-Si per la realizzazione del nucleo magnetico nelle macchine elettriche in quanto sono caratterizzati da:

- isotropia magnetica e termica;
- perdite per correnti parassite molto basse e quindi perdite totali molto contenute sia a basse che a medie frequenze;

- permeabilità magnetica, magnetizzazione residua e resistività molto elevate;
- campo coercitivo ridotto:
- temperatura di Curie elevata.

Una loro rappresentazione schematica è data in figura 3.1.

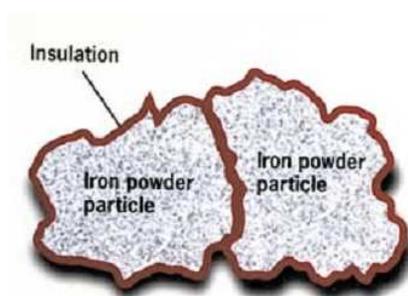


Figura 3.1 – Rappresentazione schematica di un materiale SMC.

Con l'impiego di questi materiali si può conseguire una considerevole diminuzione sia del peso sia delle dimensioni del dispositivo finale e una maggiore flessibilità nella progettazione.

Infatti, potendo essere compattati in forme 3D grazie alla metallurgia delle polveri, il progettista ha ora a disposizione tre gradi di libertà, avendo eliminato il vincolo legato all'impilamento dei lamierini. Ciò apre nuove prospettive per la creazione di nuovi concetti 3D delle macchine, oltre che ridurre la quantità di scarto dovuto alla punzonatura.

Attualmente esistono diverse tipologie di SMC a base di Fe come: polvere di ferro puro con resina, polveri sinterizzate a base di ferro, polvere di ferro puro con aggiunta di Zn stearato e carbonio, leghe in polvere a base di Fe (Fe, Ni, Co, Si) e, disponibile in commercio, polvere di ferro "Somaloy" [12].

In alcune applicazioni, come macchine e nuclei magnetici, questi materiali compositi sono in grado di sostituire i lamierini elettrici o le ferriti.

### 3.2 Caratteristiche e proprietà magnetiche d'interesse

Le caratteristiche fondamentali di un componente con nucleo in ferro sono due, quella relativa alla sua permeabilità magnetica e quella relativa alle sue perdite. Le caratteristiche magnetiche, elettriche e meccaniche dipendono dalla preparazione e dalla lavorazione dei componenti. Inoltre la purezza dei materiali, la forma e la dimensione delle particelle influenzano il comportamento magnetico complessivo.

Due sono le tipologie base di materiali magnetici dolci che vengono utilizzate con maggior frequenza a seconda dell'applicazione e delle esigenze:

1. materiali ferromagnetici, che si basano su ossidi ceramici di alcuni metalli, come le ferriti, e che sono utilizzabili nel campo di frequenza che va da pochi kHz a oltre 80MHz.

- materiali ferromagnetici a base di ferro e nichel, che si adattano per applicazioni a bassa frequenza,  $< 2$  kHz, sono a base di leghe di ferro per applicazioni da bassa a media frequenza nelle macchine elettriche.

Rispetto ai materiali sopra citati, gli SMC sono materiali ferromagnetici che presentano proprietà notevolmente migliorate nel campo dell'alta frequenza che li hanno resi una valida alternativa ai lamierini d'acciaio in una serie di nuove applicazioni, come ad esempio macchine rotanti, sensori e solenoidi a commutazione veloce.

Nonostante il gran numero di vantaggi di cui godono, gli SMC presentano anche alcune limitazioni: da una parte hanno una permeabilità e un'induzione magnetica minori rispetto ai lamierini, dall'altra le procedure metallurgiche delle polveri, utilizzate per ottenere i nuclei dolci con polveri, non sono adatte per realizzare tutte le possibili dimensioni e le forme dei componenti principali. La figura 3.2 mostra i campi di applicazione degli SMC utilizzati per campi magnetici AC.

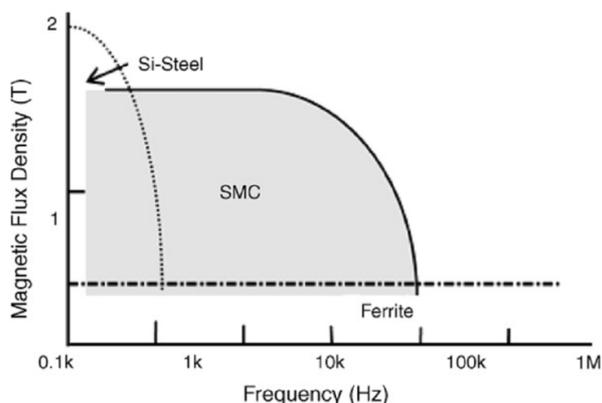


Figura 3.2 - Campi di applicazione dei materiali magnetici dolci usati con campi magnetici AC.

La ferrite dolce ha una bassa perdita nella regione ad alta frequenza, ma a causa della sua bassa induzione di saturazione ha l'inconveniente di richiedere un nucleo di maggiori dimensioni. I lamierini elettrici presentano invece un'alta densità di flusso, ma non possono essere utilizzati nel campo delle alte frequenze a causa delle eccessive perdite. Si vede chiaramente che i nuclei in polvere sono materiali magnetici che consentono di coprire la regione dove i primi due materiali magnetici non possono essere utilizzati [12].

### 3.3 Classificazione degli SMC

Le parti magnetiche dolci possono essere prodotte mediante il processo metallurgico delle polveri PM divise in nuclei magnetici sinterizzati, prodotti con il processo metallurgico convenzionale, e i nuclei magnetici a polvere compressa.

### 3.3.1 Materiali magnetici dolci sinterizzati

Le proprietà magnetiche DC dei compatti sinterizzati sono determinate dalla composizione chimica del materiale e dalla densità e granulometria della parte sinterizzata. I compatti sinterizzati in ferro puro mostrano una densità di flusso relativamente elevata. In generale, la densità di flusso dei materiali a base di ferro mostra una forte relazione con la purezza del materiale e con la densità della parte sinterizzata.

Pertanto, un'alta densità di flusso può essere ottenuta usando polveri di ferro ad elevata purezza e mediante l'impiego della tecnica a compattazione calda, dell'eliminazione dello strato lubrificante e delle tecniche ad alta compattazione.

Nei pezzi sinterizzati, l'aggiunta di una piccola quantità di fosforo P alla polvere di ferro puro provoca la crescita del grano, rendendo possibile la produzione di compatti sinterizzati aventi una dimensione del grano più grossolana.

Oltre alla composizione del materiale e la densità del compatto sinterizzato, le proprietà magnetiche AC dei componenti sinterizzati sono anche fortemente legate alla loro forma [12]. Alcuni esempi sono gli attuatori elettromagnetici, utilizzati in vari tipi di motori con campi magnetici AC.

### 3.3.2 Nuclei a polvere

I nuclei a polvere sono costituiti da particelle di polvere magnetica che presentano una dimensione di circa 100  $\mu\text{m}$  e isolate individualmente. Nella produzione di questi tipi di nuclei, le polveri a base di ferro sono isolate con uno strato isolante inorganico e vengono mescolate con una piccola quantità di resina organica che funge da legante. La miscela viene quindi compattata e trattata termicamente. In questo caso, il trattamento termico deve essere eseguito a una temperatura che non distrugga lo strato isolante inorganico o la resina organica. Ciò significa che la densificazione a seguito del processo di sinterizzazione, come accade nei materiali magnetici sinterizzati, non può essere prevista con nuclei in polvere. Pertanto, una maggiore densità la si deve ottenere mediante il processo di compattazione.

## **3.4 Scelta dei materiali**

La scelta adeguata della polvere metallica è diversa nel caso di magneti AC e DC e deve essere trattate separatamente. È comunemente noto che le proprietà magnetiche delle polveri sono funzione della loro composizione chimica, del processo di fusione, di quello d'indurimento e del trattamento termico. Le leghe devono essere magneticamente dolci e unire il maggior numero possibile delle seguenti caratteristiche contenendo il loro costo:

- Basse perdite per isteresi;
- Basse perdite per correnti parassite;
- Alta permeabilità con basso campo magnetico;
- Valore di saturazione elevato;
- Assenza di effetti di invecchiamento;
- Caratteristiche magnetiche uniformi.

Le polveri magnetiche dolci o le leghe a base di ferro sono uno dei componenti degli SMC che stanno attualmente sostituendo i lamierini o le ferriti in alcune applicazioni. La più comune è quella per nuclei di trasformatori di distribuzione di potenza.

Il ferro puro è il materiale magnetico dolce più adatto per i prototipi. Esso presenta un'elevata induzione di saturazione,  $B_s = 2,2$  T, e la sua anisotropia cubica gli conferisce una relativamente piccola anisotropia magnetocristallina,  $K_1 \approx 4,8 \times 10^4$  J/m<sup>3</sup>, e una costante di magnetostrizione molto piccola. Il termine "ferro" si applica non solo al ferro sostanzialmente puro, ma anche alle ben note leghe utilizzate per tali scopi. Le leghe di Fe contengono fino al 20% in peso di uno o più elementi, quali Al, Si, Cr, Nb, Mo, Ni e Co. Gli acciai legati forniscono una maggiore permeabilità magnetica e minori perdite totali di base, e vengono impiegati in dispositivi che hanno una maggiore efficienza rispetto a quelli che utilizzano nuclei di ferro puro. L'aggiunta di elementi al ferro aumenta da un lato la sua resistività ma le perdite per correnti parassite risultano ancora troppo elevate, anche a 50 Hz. Le impurità dovute alla presenza di carbonio e lo stress possono contribuire pesantemente alle perdite per isteresi. La maggior parte degli acciai utilizzati per i lamierini hanno un basso contenuto di carbonio, e spesso contengono silicio per 1-3% del peso. Per fornire delle prestazioni magnetiche ottimali, queste leghe presentano livelli molto bassi di carbonio, azoto, e ossigeno e sfruttano l'aggiunta di fosforo, nichel, silicio e cobalto per migliorare la permeabilità, la forza coercitiva, o l'induzione. La tabella 3.1 illustra le proprietà magnetiche DC dei materiali ottenuti mediante metallurgia delle polveri [12].

Tabella 3.1 - Proprietà magnetiche DC per materiali ottenuti mediante metallurgia delle polveri.

Tipo di lega	Densità [g/cm <sup>3</sup> ]	$\mu_{\max}$	$H_c$ [Oe]	$B_{\max}$ [kG]	$\rho$ [ $\mu\cdot\Omega\cdot\text{cm}$ ]
Fe	6.8-7.2	1800-3500	1.5-2.5	10-13	10
Fe-P	6.8-7.4	2500-6000	1.2-2.0	10-14	30
Fe-Si	6.8-7.3	2000-6000	0.8-1.2	9-13	60
Fe <sub>50</sub> -Ni <sub>50</sub>	7.2-7.6	500-1500	0.2-0.5	9-14	45

### 3.4.1 Ferro puro

Gli acciai o gli acciai magnetici sono leghe a basso contenuto di carbonio che presentano un valore di permeabilità magnetica di poco più alta rispetto a quella delle leghe Fe-Co. Sono stati utilizzati nei relè, nelle elettrovalvole e nei magneti delle attrezzature a vuoto, in particolare nelle applicazioni con campo magnetico in corrente continua.

Per certe applicazioni, tenendo conto della purezza, è stata prodotta una polvere con un minore contenuto di C (<0,01% in peso), di S (0,01% in peso) e di O<sub>2</sub>, e con contenuto di H<sub>2</sub> <0,06%, che ha come nome commerciale DP200HD se prodotta dalla Iron Plant Powder di Buzau, e PERMITE 75 e SOMALOY dalla Högånäs.

La figura 3.3 confronta la parte iniziale della densità di flusso per due campioni di ferro con diversa purezza. È evidente il comportamento superiore del ferro con purezza pari al 99,99%.

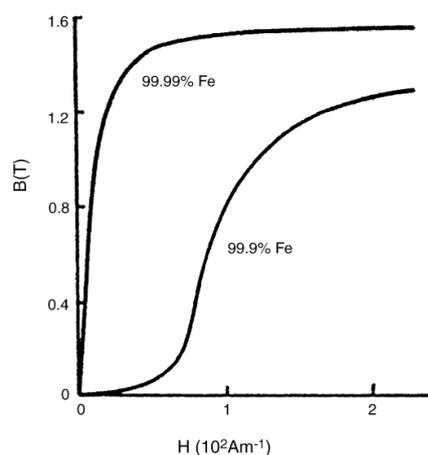


Fig 3.3 - Curva di prima magnetizzazione per due campioni di ferro.

### 3.4.2 Leghe Fe-Ni

Le leghe Fe-Ni possiedono una permeabilità di gran lunga più elevata rispetto a tutte le altre leghe magnetiche dolci ma presentano il più basso valore d'induzione. Queste leghe, quindi, sono considerate soprattutto per applicazioni che richiedono un'elevata permeabilità e una densità di flusso piuttosto bassa. Le proprietà variano all'interno dell'intervallo di composizione pertanto la composizione ottimale deve essere scelta a seconda dell'applicazione richiesta.

Le leghe con un alto contenuto di Ni hanno elevata permeabilità; intorno al 50% di Ni si ha un'alta magnetizzazione di saturazione mentre con un basso contenuto di Ni un'alta resistività elettrica.

Le leghe magnetiche Fe-Ni sono generalmente chiamate permalloys. Originalmente permalloy è stato il marchio registrato per queste leghe, ma ora è diventato un termine generico. Ci sono tre grandi composizioni della lega Fe-Ni di interesse tecnico:

- 1) permalloys con 78% di Ni (ad esempio, Supermalloy, Mumetal, Hi-mu 80) con cui si ottiene la permeabilità iniziale più alta;
- 2) permalloys con 65% di Ni (ad esempio, lega A, lega1040) che mostrano una forte risposta al campo di ricottura mantenendo  $K_1 \approx 0,3$ ;
- 3) permalloys con 50% di Ni (ad esempio Deltamax) che hanno un'elevata induzione di saturazione ( $B_s = 1.6$  T).

Tutte le leghe Fe-Ni con temperature di Curie superiori a 400 °C rispondono molto bene ai trattamenti termici dei campi magnetici consentendo di ottenere cicli B-H con una varietà di forme.

### 3.4.3 Leghe Fe-Si

Queste leghe presentano tutte una durezza e una resistività elettrica maggiori rispetto al ferro. Si sono rivelate adatte per applicazioni con campo magnetico alternato, come relè e solenoidi. Queste leghe sono per applicazioni che richiedono perdite per isteresi molto basse, elevata permeabilità, basso magnetismo residuo, e la non dipendenza delle prestazioni dall'invecchiamento magnetico.

La lega Fe-Si 6.5% è una lega ben nota, a ragione delle eccellenti proprietà magnetiche dolci, come l'elevata magnetizzazione di saturazione, la magnetostrizione prossima a zero e l'alta resistività, il che suggerisce che le perdite dovrebbero essere ridotte rispetto a quelle di leghe con il 3-4% di silicio.

#### 3.4.4 Leghe Fe-Co

Le leghe Fe-Co hanno la più alta magnetizzazione di saturazione rispetto a tutte le altre leghe magnetiche e una permeabilità leggermente maggiore. Questa proprietà massimizza la quantità di magnetismo disponibile per i circuiti magnetici.

Leghe di questa famiglia sono state frequentemente utilizzate per lamierini di motori e generatori aerospaziali, trasformatori, elettromagneti ad alte prestazioni e cuscinetti magnetici.

L'influenza di aggiunte di composti ternari sulla saturazione delle leghe Fe-Co, come Ti, V, Cr, Ni, Cu è risultato essere dannoso sulle prestazioni magnetiche, con l'eccezione di Mn [12].

La tabella 3.2 mostra anche l'effetto dell'aggiunta di V e Nb sull'induzione di saturazione delle leghe a base di Fe-Co, dopo il raffreddamento del forno da 760 °C.

Tabella 3.2 - Induzione di saturazione per diverse leghe a base di Fe-Co.

Lega	$B_s$ [T]
FeCo-2 V	2.32
FeCo-1 Nb	2.34
FeCo-2 Nb	2.29
FeCo-3 Nb	2.2

### **3.5 Dimensione delle particelle**

Le permeabilità a bassa frequenza dei compositi con particelle di piccole dimensioni hanno valori più elevati rispetto a quelli con particelle di grandi dimensioni e la frequenza naturale di risonanza dei compositi con piccole particelle è inferiore rispetto a quelli con particelle di grandi dimensioni. Le nanoparticelle magnetiche mostrano una varietà dell'insolito comportamento magnetico rispetto ai materiali massicci o ai sistemi a film sottile, soprattutto a causa degli effetti superficie/interfaccia, che comprendono la perdita della simmetria struttura cristallina e le interazioni magnetiche. Quando la dimensione delle particelle si riduce al di sotto del limite del singolo dominio (circa 15-20 nm per l'ossido di ferro), essi mostrano un comportamento superparamagnetico a temperatura. Le leghe magnetiche nanocristalline hanno un'alta coercitività e una bassa magnetizzazione residua. Due fattori importanti che consentono di migliorare la magnetizzazione residua sono la granulometria nanocristallina e il grado di coerenza tra i confini d'interfase (dovrebbe essere sufficiente a consentire a fasi adiacenti di effettuare un scambio accoppiato). La figura 3.4 mostra la variazione di coercitività ( $H_C$ ) in funzione delle dimensioni ( $D$ ) delle particelle per il materiale magnetico [12].

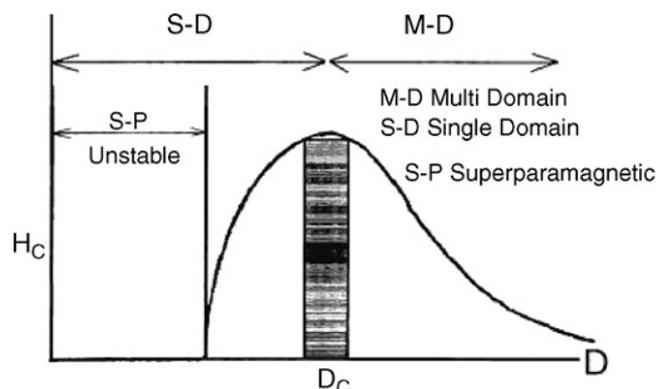


Figura 3.4 - Variazione di  $H_C$  in funzione di  $D$  per il materiale magnetico.

Una volta che la particella magnetica è in una dimensione nanometrica, le correnti parassite prodotte all'interno della particella sono trascurabili. Pertanto, la conduttività del componente magnetico non è più un fattore da tenere in considerazione per la selezione del materiale. I vantaggi del nanocomposito magnetico comprendono anche:

1. riduzione delle perdite totali;
2. alta capacità di flusso a temperature elevate, consentendo così la fabbricazione di dispositivi di potenza di dimensioni più ridotte;
3. dispositivi a banda larga.

### 3.6 Rivestimento

Gli SMC sono sostanzialmente particelle di polvere di ferro puro rivestite da uno strato isolante molto sottile. Un buon isolamento e particelle di piccole dimensioni sono i requisiti generalmente richiesti per ridurre al minimo le correnti parassite nelle applicazioni ad alta frequenza. A bassa frequenza, l'isolamento è meno critico, ma comunque necessario per minimizzare l'effetto negativo delle correnti parassite sulla magnetizzazione del materiale. Esistono due tecnologie principali per la realizzazione di tali rivestimenti:

- a) la tecnologia a rivestimento liquido (o umido), che è stata applicata per più di due secoli;
- b) la tecnologia a rivestimento in polvere, che è stata applicata su una scala industriale per circa 30 anni.

In generale, i rivestimenti isolanti sono classificati principalmente in due categorie, rivestimenti inorganici ed organici. I rivestimenti inorganici possono essere suddivisi in diverse categorie: rivestimento ad ossido metallico (come  $Fe_2O_3$ ), rivestimenti di fosfato (fosfato di zinco, fosfato di ferro e fosfato di manganese), e rivestimenti di solfato. I rivestimenti organici possono essere a loro volta suddivisi in due categorie: rivestimenti termo-plastici e rivestimenti termoindurenti.

### 3.6.1 Rivestimenti organici

Per ottenere la massima permeabilità magnetica possibile, si dovrebbe minimizzare la quantità d'isolante presente tra le particelle e massimizzare il contenuto di ferro.

L'effetto del contenuto epossidico sulle perdite nel nucleo è mostrato in figura 3.5.

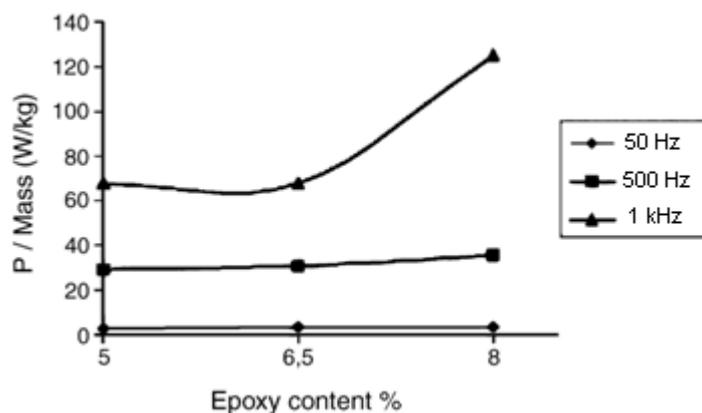


Figura 3.5 - Perdite specifiche in funzione del contenuto epossidico a diverse frequenze e  $B = 1$  T.

È evidente che un contenuto epossidico elevato,  $>6,5\%$  del volume del materiale, non è positivo alle alte frequenze. I nuclei prodotti con particelle di ferro legate con polimero devono avere il più basso contenuto di polimero, il quale però tende a ridurre la resistenza fisica del nucleo rendendolo più fragile.

Sono stati proposti diversi modi per realizzare il rivestimento delle particelle di ferro con polimeri, quali:

- disperdendo le particelle in una soluzione di polimero disciolto in un solvente ed eliminando poi il solvente;
- polimerizzando in situ il polimero sulla superficie delle particelle;
- rivestendo le particelle con polimero sciolto in un opportuno solvente su di un letto fluido.

Purtroppo, i polimeri più comuni che ci si aspetterebbe in grado di resistere anche in condizioni ambientali ostili, non hanno le caratteristiche di processo sufficienti per rivestire le particelle completamente e/o ottenere facilmente alte densità, alta resistenza dei nuclei con le proprietà fisiche e magnetiche desiderate. Infatti la maggior parte dei polimeri adatti per ambienti ostili sono termoindurenti, i quali dopo essersi induriti attorno alla particella non possono essere sciolti, ritrattati o modellati per compressione/iniezione. Dall'altra parte, la maggior parte dei materiali termoplastici che possono essere sia modellabili che in grado di resistere all'ambiente ostile non possono praticamente essere rivestiti uniformemente e in modo continuo su piccole particelle, in primo luogo perché sono sostanzialmente insolubili in solventi prodotti su scala industriale, non possono essere facilmente manipolati in condizioni riscaldate per effettuare poi la modellazione e/o presentano una viscosità di fusione troppo elevata per avere un corretto riempimento dello stampo durante la modellazione.

La scelta di un termoindurente rispetto ad un termoplastico è fatta per minimizzare l'effetto delle variazioni di temperatura sulle proprietà magnetiche e meccaniche dei compositi. Ci sono molti aspetti che rendono la scelta di applicare rivestimenti termoindurenti particolarmente vantaggiosa e sono:

1. la polvere è immediatamente pronta all'uso;
2. minori scarti di polvere durante il processo di applicazione;
3. ridotti rischi per la salute degli operatori in caso di esposizione;
4. proprietà superiori del film;
5. minori costi di investimento di capitale.

### 3.6.2 Rivestimenti inorganici

I rivestimenti inorganici tra cui alcuni composti inorganici, come fosfati (fosfati di zinco/ferro/ manganese), ossidi e solfati, possono essere utilizzati per ottenere particelle isolate elettricamente. Ci sono due metodi principali per applicare un rivestimento inorganico sulle particelle di ferro: metodi chimici in umido e metodi chimici a secco.

Nel caso dei metodi chimici in umido, un opportuno strato inorganico, come il fosfato Fe-Zn, viene fatto precipitare sulla superficie metallica.

Nel processo a secco, invece, le polveri metalliche sono ossidate in un forno ad una temperatura e un'atmosfera opportune.

Va detto però che il trattamento chimico umido delle polveri rispetto ad un materiale sfuso (*bulk material*) è più difficile e richiede il controllo del tempo, della temperatura e della composizione del bagno. Per esempio, il tempo di fosfatazione per le polveri è molto inferiore a quello dei materiali sfusi.

I tre principali tipi di rivestimenti di fosfato che sono generalmente in uso sono a base di zinco, ferro e manganese. Questi rivestimenti possono essere applicati a spruzzo o per immersione [12].

## **3.7 Processo di realizzazione degli SMC**

Come detto le polveri magnetiche dolci sono la componente principale degli SMC le quali sono coperte da uno strato isolante. A seconda della scelta della combinazione dei materiali e dei parametri della lavorazione, si possono ottenere una vasta gamma di proprietà.

Gli SMC sono prodotti mediante tecniche tradizionali di compattazione della polvere seguite da un trattamento termico a bassa temperatura per non distruggere lo strato isolante tra le particelle di ferro. Diverse proprietà magnetiche e meccaniche sono ottenute variando il tipo di legante, degli additivi del lubrificante e dei rivestimenti organici sulle particelle così pure adottando la compattazione a caldo o a freddo.

La preparazione degli SMC consta delle seguenti fasi:

- (a) fornire una polvere a basso contenuto di carbonio per il materiale magnetico dolce selezionato costituito da una polvere atomizzata o polvere a spugna (*sponge powder*) di ferro puro o da una polvere a base di ferro pre-legata (*prealloyed*) contenente Si, Ni, Al o Co;

- (b) fornire le particelle di polvere con uno strato elettricamente isolante;
- (c) mescolare la polvere di particelle elettricamente isolate con un lubrificante;
- (d) compattare la polvere in un corpo composito;
- (e) riscaldare il corpo composito ad una temperatura compresa tra 400 e 700 °C.

La figura 3.6 mostra schematicamente il processo di preparazione per due tipologie di materiale.

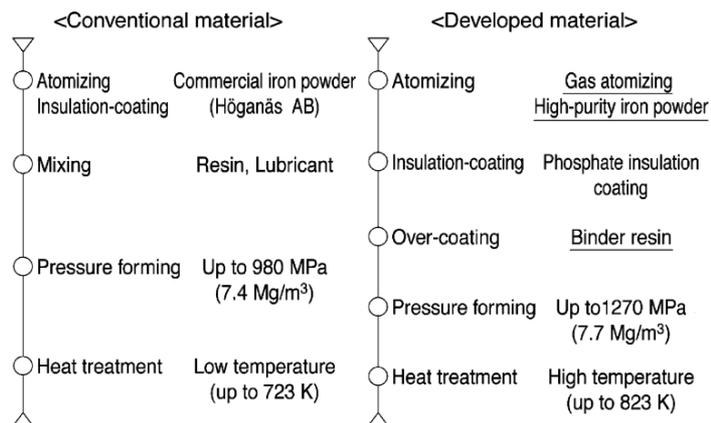


Figura 3.6 - Sequenza dei processi per la preparazione del campione per due tipologie di materiale.

Il metodo per ridurre il campo coercitivo può essere quello di sviluppare un rivestimento in grado di sopportare le temperature di ricottura o di applicare un metodo di compattazione che non introduca gli effetti deleteri della lavorazione a freddo.

Una tecnica per eliminare tali effetti è stata ideata da Dr. Kugimiya: la superficie della polvere è stata prima ossidata e poi è stata pressata a caldo fino a raggiungere la sua densità massima (tale materiale è noto col nome di "NANOCON"). Questo processo consente di ottenere un valore molto alto della resistività e della permeabilità con perdite totali molto basse.

Per una data applicazione, si deve trovare un compromesso tra i parametri di lavorazione che definiscono la composizione e il processo di fabbricazione al fine di ottenere il comportamento desiderato ottimale. In un materiale con legante, la forza aumenta all'aumentare della compattazione mentre il comportamento opposto si verifica in un materiale privo di legante [12].

### 3.7.1 Compattazione

Attualmente, la compressione a caldo non è un processo economico per la produzione di massa di componenti commerciali. Idealmente, il metodo di produzione più economico ed efficace è quello di eliminare dal compatto la polvere di ferro isolata e, dopo la compattazione, sottoporre il compatto a una ricottura a bassa temperatura per ridurre le tensioni interne.

Nuove tecnologie di compattazione sono in fase di studio che potrebbero eliminare la lavorazione a freddo della polvere e nuovi strumenti e tecniche di

lubrificanti sono necessari per ridurre significativamente la necessità della lubrificazione della polvere premiscelata.

La densità ha un effetto significativo sulle prestazioni. Una maggiore densità comporta un aumento della permeabilità e dell'induzione di saturazione senza alcuna degradazione del campo coercitivo. Le tecniche per aumentare la densità comprendono la doppia sinterizzazione e la compattazione a caldo.

La compattazione ad alta velocità (HVC) amplia la gamma di applicazioni per gli SMC come componenti ad alta densità con maggiori proprietà elettromagnetiche

Nella fabbricazione dei componenti in polvere, i nuovi metodi di compattazione, come la compattazione a caldo e la compattazione a due fasi, che si stanno sperimentando, potrebbero eliminare la lavorazione a freddo e potrebbero aumentare la densità del materiale. La densità e le tensioni residue hanno un effetto significativo sulle perdite magnetiche e sulle prestazioni. I metodi della compattazione a caldo e della compattazione a due fasi aumentano l'induzione magnetica, la permeabilità magnetica e la densità mentre diminuiscono le perdite.

### 3.7.2 Ricottura

La ricottura è necessaria per minimizzare gli effetti deleteri della lavorazione a freddo sul rendimento magnetico del materiale. I risultati di un processo di ricottura possono variare enormemente dalla storia di processo del materiale, dalla composizione del materiale e da altri fattori.

Le perdite per isteresi sono dovute in parte alle sollecitazioni introdotti nel materiale a seguito della compattazione. Al fine di ridurre l'isteresi, al processo di compattazione si fa seguire un trattamento termico di riduzione dello stress, ma il calore tende a deteriorare anche l'isolamento tra le particelle di polvere e quindi aumenta la presenza di correnti parassite nel materiale.

In genere, la ricottura può essere classificata in tre categorie: ricottura termica multi-step, ricottura con campo magnetico e ricottura con campo termo-magnetico.

Recentemente, è stato studiato l'effetto di diverse condizioni di ricottura sulle proprietà magnetiche degli SMC. Si è trovato che le perdite magnetiche della polvere ricotta erano più piccole di quelle della polvere non ricotta dopo il processo di fresatura. I trattamenti di ricottura possono eliminare stress residui e alcuni difetti interni e aiutano la crescita dei domini e il movimento delle pareti di dominio. Inoltre, le perdite magnetiche dei campioni, sottoposti a due fasi di fresatura e al processo di ricottura, risultavano più piccole di quelle dei campioni con un unico passaggio. È stato trovato che alle basse frequenze (<10 kHz) le perdite magnetiche nella condizione magnetica ricotta ad alta temperatura sono più piccole di quelle a bassa temperatura e senza ricottura. Al contrario, le perdite magnetiche nella condizione magnetica ricotta sempre ad alta temperatura sono maggiori alle alte frequenze (>10 kHz) rispetto agli altri [12].

### 3.8 Effetti delle lavorazioni sulle proprietà

Analogamente a quanto visto per i lamierini, è interessante osservare gli effetti prodotti dalle diverse lavorazioni, durante la realizzazione degli SMC, sulle loro proprietà e in particolare sulla loro caratteristica di perdita.

Per tale valutazione si fa riferimento allo studio svolto su una polvere di ferro fornita dall'azienda produttrice Merck. La dimensione media delle particelle è di circa 150  $\mu\text{m}$  mentre la purezza del ferro è superiore al 98% con un contenuto di C  $\sim 0,02\%$ , di Cu dello 0,01%, di Pb dello 0,002%, di Zn dello 0,005% e di alcuni ossidi.

Tale polvere è stata mescolata con un'impastatrice a spirale aggiungendo in modo continuo della resina epossidica e una soluzione indurente in solvente di acetone. Dopo l'essiccazione a 50 °C, la polvere rivestita è stata compattata in uno stampo cilindrico avente un diametro di 12 mm e un'altezza di 40 mm.

#### 3.8.1 Fresatura delle particelle

La prima lavorazione, cui la polvere è stata sottoposta, è stata la fresatura mediante l'impiego di una fresa a sfere, adottando due diversi tempi di fresatura, 20 e 40 h, al fine di ottenere particelle di polvere con dimensioni rispettivamente di 50 e 30  $\mu\text{m}$ .

L'andamento della permeabilità iniziale  $\mu_i$  in funzione della frequenza, e per diversi campioni di particelle con differente granulometria, è riportato in figura 3.7.

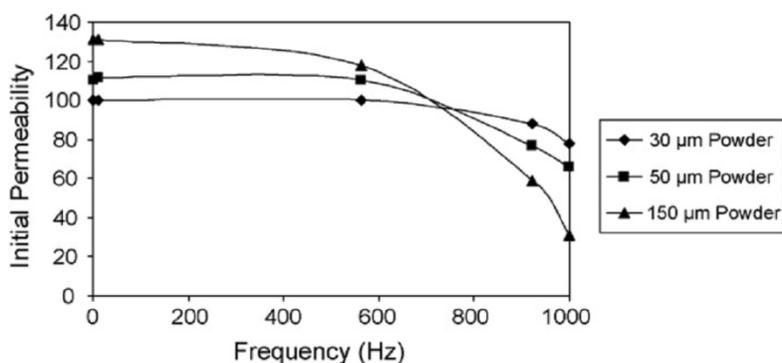


Figura 3.7 - Effetto della dimensione delle particelle sulla permeabilità iniziale.

Si nota che, al diminuire delle dimensioni della polvere, il campione presenta una permeabilità abbastanza costante fino alle più alte frequenze. Tuttavia, fino a valori di frequenze inferiori a 1 kHz, il materiale con la minore granulometria è caratterizzato dalla più bassa permeabilità iniziale. Il valore della  $\mu_i$  dipende da diversi fattori come la densità, lo stress nel reticolo e il rivestimento delle particelle. A una certa frequenza la  $\mu_i$  inizia a diminuire col campo magnetico a causa delle correnti parassite che si oppongono al campo applicato; pertanto la variazione della permeabilità iniziale dipende dalla conducibilità del materiale.

Per ovviare a tale problema è possibile applicare un trattamento termico per la polimerizzazione della resina eseguito a 180 °C e a 1200 MPa.

In tabella 3.3 sono riportate le proprietà magnetiche DC per le tre diverse dimensioni delle particelle dopo essere state compattate a freddo a 1200 MPa, mentre tabella 3.4 mostra l'effetto del trattamento termico sulle stesse proprietà nel caso di particelle da 30  $\mu\text{m}$  e frequenza  $f = 200$  Hz.

I valori riportati ribadiscono quanto già affermato, ossia che al diminuire delle dimensioni delle particelle si ha un aumento del campo coercitivo legato alla riduzione della permeabilità iniziale causata dalla formazione di stress interni. Il trattamento termico consente di ridurre l'aumento di  $H_c$  e le stesse perdite.

Tabella 3.3 - Proprietà magnetiche DC al variare della granulometria a 1200 MPa.

Dimensione particelle [ $\mu\text{m}$ ]	Perdite a 1 T e 200 Hz [W/kg]	$\mu_i$ a 200Hz	$H_c$ [A/m]
30	25,5	100	234
50	25	110	227
150	24,5	135	222

Tabella 3.4: Effetto della trattamento termico sulle proprietà magnetiche ( $D = 30 \mu\text{m}$  e  $f = 200$  Hz).

Trattamento termico	$H_c$ [A/m]	Perdite [W/kg]
150 °C per 1 h	220	25,3
200 °C per 1 h	216	24,8
300 °C per 1 h	210	23,9

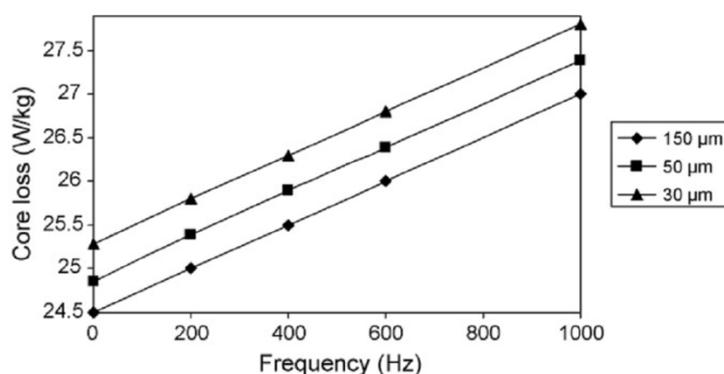


Figura 3.8: Perdite specifiche in funzione della frequenza.

La figura 3.8 mostra la variazione delle perdite nel nucleo con la frequenza. Da questa figura, è evidente che aumentando il tempo di fresatura aumentano anche le perdite nel nucleo. La ragione principale di questo effetto è che con l'aumento del tempo di fresatura, le tensioni residue nelle polveri e anche le interfacce tra particelle aumentano.

A frequenze basse, le perdite per isteresi sono un fattore importante e le perdite nel nucleo possono essere espresse solo da queste. Tale tipo di perdita dipende fortemente dalla dimensione delle particelle, dalle tensioni residue e dalla densità. Con l'aumento del tempo di fresatura, diminuendo la dimensione delle particelle e aumentando l'interfaccia particelle-polimero, aumentano le perdite per isteresi.

Durante l'operazione di fresatura possono sorgere nelle singole particelle deformazioni sia plastiche sia elastiche [13].

### 3.8.2 Pressione di compattazione

Per questo studio le polveri sono state compattate a freddo alle pressioni di 400, 800, 1000 e 1200 MPa.

La figura 3.9 illustra l'effetto della pressione di compattazione sulla parte reale della permeabilità a tre frequenze differenti. Alla frequenza minima di 50 Hz, aumentando la pressione di compattazione, la parte reale della permeabilità aumenta fino a 7,25 e rimane costante. È stato precedentemente dimostrato che aumentando la pressione di compattazione, la densità verde dei campioni aumenta e raggiunge un valore costante a 1000 MPa. Come aumenta la densità del campione, la frazione di volume del materiale magnetico cresce e di conseguenza la permeabilità e la magnetizzazione di saturazione sono migliorate. Al contrario, alle altre due frequenze, 500 kHz e 1 MHz, la parte reale della permeabilità diminuisce con la pressione di compattazione.

Aumentando la pressione di compattazione, i traferri e alcuni vuoti vengono eliminati. La degradazione degli strati di superficie isolante si verifica a seguito del contatto tra particelle e comporta maggiori perdite per correnti parassite nel componente. Vi è un'alta probabilità che il rivestimento isolante venga danneggiato durante lo stampaggio a pressione, ed è possibile che vi siano molte aree in cui il rivestimento isolante si assottigli o si rompa. Come si può vedere dalla figura, a causa delle maggiori correnti parassite nei campioni, la permeabilità a 1 MHz è inferiore rispetto a quella a 500 kHz.

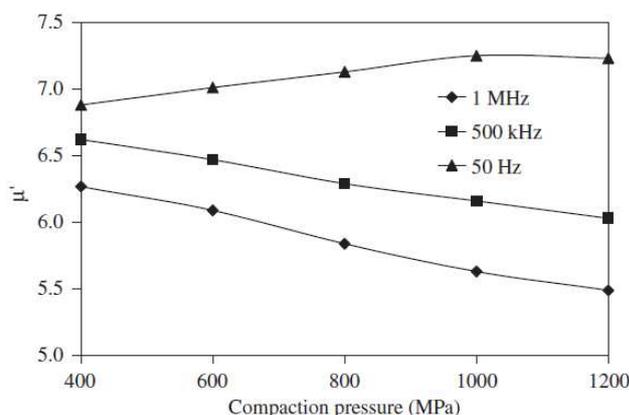


Figura 3.9 - Parte reale della permeabilità in funzione della pressione di compattazione per diverse frequenze.

Tabella 3.5 - Resistività specifica in funzione della pressione di compattazione a 100 kHz.

Pressione di compattazione (MPa)	400	600	800	1000	1200
$\rho$ ( $\mu\Omega\text{m}$ )	303	240	201	182	171

La tabella 3.5 illustra l'effetto della pressione di compattazione sulla resistività elettrica specifica, calcolata a partire dalla  $\tan \delta / \mu = \pi f \mu_0 D^2 / \rho \beta$ , a 100 kHz. In questa equazione, il fattore di forma  $\beta$  è stato assunto pari a 16, valore tipico riportato in letteratura per campioni di forma cilindrica. Da questa tabella, è chiaro che, aumentando la pressione di compattazione la resistività specifica diminuisce a causa dei contatti locali tra le particelle magnetiche e della minore distribuzione dei vuoti d'aria.

Un'altra dimostrazione dell'aumento delle perdite per correnti parassite con l'aumento della pressione di compattazione è rappresentata in figura 3.10. È ovvio che l'aumento della pressione di compattazione comporta una minore resistività elettrica specifica e un più alto valore della grande parte immaginaria della permeabilità [14].

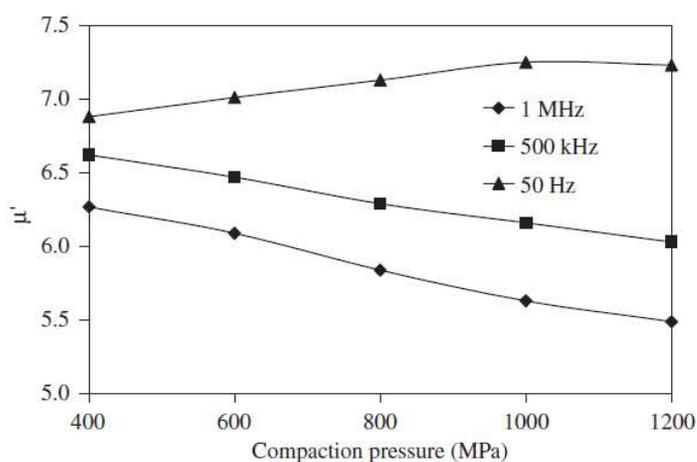


Figura 3.10 - Parte immaginaria della permeabilità in funzione della pressione di compattazione per diverse frequenze.

### 3.8.3 Compattazione a caldo

Per la valutazione dell'effetto della compattazione a caldo sulle proprietà magnetiche ed elettriche, le polveri sono state compattate alla stessa pressione di 800MPa e per diverse temperature (150, 250, 350, 450 e 550 °C). Ai fini del confronto, è stato preparato anche un campione mediante il metodo di compattazione a freddo, ossia a temperatura ambiente.

In tabella 3.6 sono riportate le densità del campione alle diverse temperature di compattazione. È chiaro che con l'aumentare della temperatura della polvere e dello stampo, la densità del campione aumenta. Normalmente, le maggiori densità comportano migliori proprietà magnetiche e minori perdite, pertanto sin da questa semplice valutazione si può dedurre un primo vantaggio di questa lavorazione.

Tabella 3.6 - Densità a diverse temperature di compattazione (800 MPa).

Temperatura di compattazione (°C)	Temperatura ambiente	150	250	350	450	550
Densità (g/cm <sup>3</sup> )	5.8	5.95	6.28	6.62	6.90	7.30

In figura 3.11 è riportato l'andamento della resistenza in funzione della frequenza per i diversi campioni compattati, il quale dimostra che alle frequenze più basse, comprese nell'intervallo che va da 0.1 a 10 kHz, è quasi costante. Si può inoltre notare che il campione compattato alla pressione di 800 MPa e alla temperatura di 550 °C assume i valori più bassi. La resistenza elettrica dei materiali ferromagnetici aumenta all'aumentare della resistività intrinseca, dei difetti, delle tensioni residue, della porosità e con il diminuire della dimensione delle particelle. I campioni compattati alle temperature più basse (< 550 °C), presentando una minore densità e quindi una maggiore porosità, hanno valori di resistività superiori.

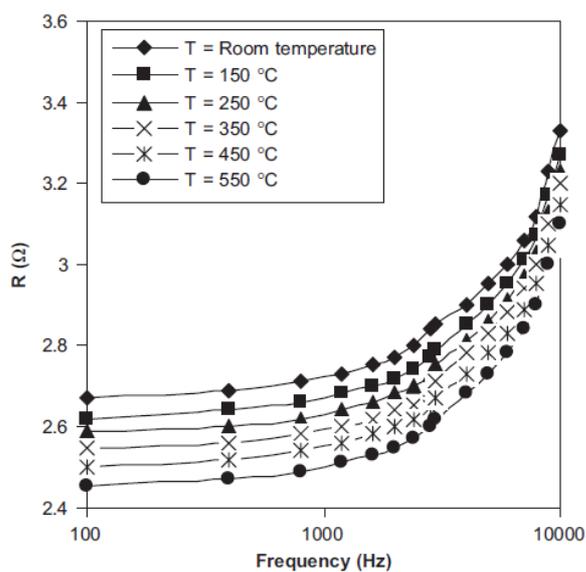


Figura 3.11 – Resistenza in funzione della frequenza.

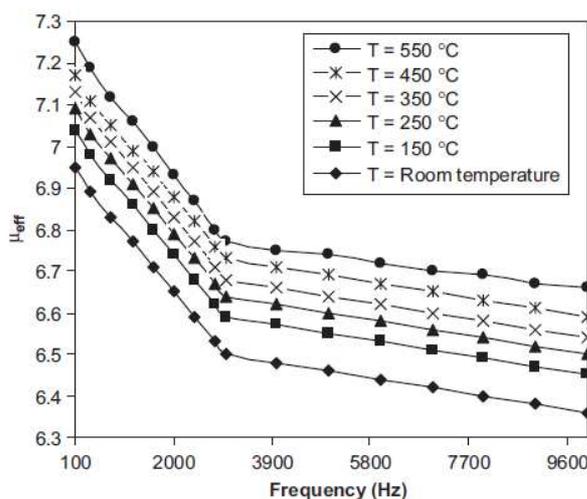


Figura 3.12 – Permeabilità efficace in funzione della frequenza.

Figura 3.12 mostra la permeabilità efficace in funzione della frequenza. Il livello d'induzione è strettamente legato alla densità mediante il numero complessivo di atomi che generano il campo elettromagnetico. Pertanto la compattazione a 550 °C, data la maggiore densità, consente di raggiungere più alti valori di permeabilità.

Le perdite magnetiche al variare della frequenza, e per diverse temperature di compattazione, sono invece riportate in figura 3.13. Da essa si nota che i valori minimi si hanno quando si assume la temperatura di 550 °C. Ciò può essere spiegato ricordando che le perdite totali di un dispositivo magnetico sono la somma delle perdite per correnti parassite e delle perdite per isteresi. Le perdite per correnti parassite iniziano ad assumere un peso importante alle alte frequenze, mentre le perdite per isteresi sono condizionate da diversi fattori come l'anisotropia magnetocristallina, la magnetostrizione, il rapporto volumetrico d'inclusioni (pori, impurità, difetti) e la magnetizzazione di saturazione.

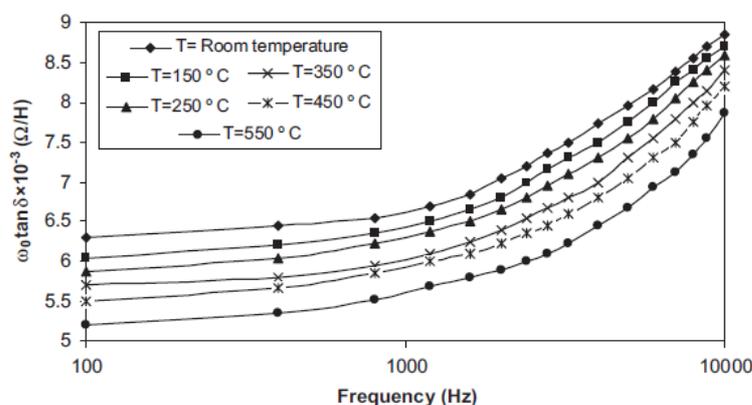


Figura 3.13 – Perdite magnetiche in funzione della frequenza.

A basse temperature (<550 °C), il campione presenta una maggiore porosità e maggiori tensioni residue, così che il movimento delle pareti di dominio e la rotazione degli stessi domini risultano difficili. Ad alte pressioni di compattazione, tensioni residue e difetti si presentano con facilità nel materiale, ma l'alta temperatura di compattazione e il riordinamento delle particelle possono ridurli [15].

#### 3.8.4 Ricottura magnetica

Per quanto riguarda invece la ricottura magnetica, le polveri di ferro ad elevata purezza sono state macinate per 50 h e, al fine di ridurre gli effetti indesiderati delle tensioni residue, sono state poi ricotte a 550 °C per 1 h in atmosfera di argon (dimensione media delle particelle <50 μm). Al campione a temperatura ambiente è stata applicata un'induzione pari a 0,5 T con ricottura magnetica mentre un campo simile è stato applicato ai campioni a 180±20 e 280±20 °C in caso ricottura magnetica a bassa e ad alta temperatura per 300 s. Per un migliore confronto è stato prodotto anche un campione senza trattamento di ricottura.

La figura 3.14 mostra la resistività specifica per i diversi campioni. A frequenze inferiori a 10 kHz, la resistività è pressoché costante mentre a frequenze superiori aumenta notevolmente.

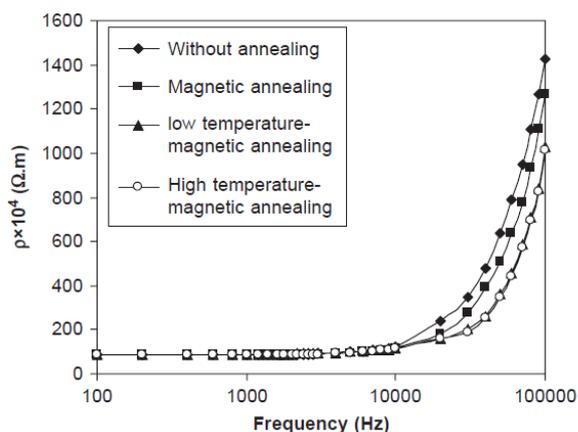


Figura 3.14 – Resistività in funzione della frequenza tra 0.1 e 100 kHz.

La resistività è funzione della dimensione delle particelle, della frequenza, della composizione delle particelle, della quantità di resina, dei difetti interni e della densità (porosità). In questo studio però tutti i campioni hanno avuto condizioni di lavorazione simili, tranne post-compattazione o trattamento di ricottura.

Le ragioni della riduzione della perdita totale nel campione con ricottura magnetotermica a basse frequenze possono essere correlate alla riduzione delle perdite per isteresi, delle tensioni residue, della distorsione all'interna delle particelle e all'elevata uniformità.

Le perdite magnetiche ( $\omega_0 \tan \delta$ ) espresse in funzione della frequenza per bassi livelli della stessa sono riportate in figura 3.15. Sebbene la variazione della perdita non sia notevole alle basse frequenze, le perdite magnetiche a stato ricotto con campo magnetico sono più piccole di quelle a stato ricotto senza campo. Inoltre, questo fattore di perdita di termo-magnetico stato ricotto è più piccolo di quella nello stato ricotto magnetico.

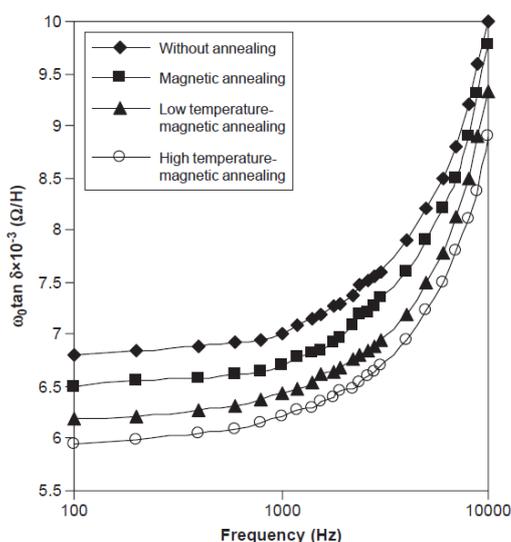


Figura 3.15 – Perdite magnetiche alle basse frequenze (< 10 kHz).

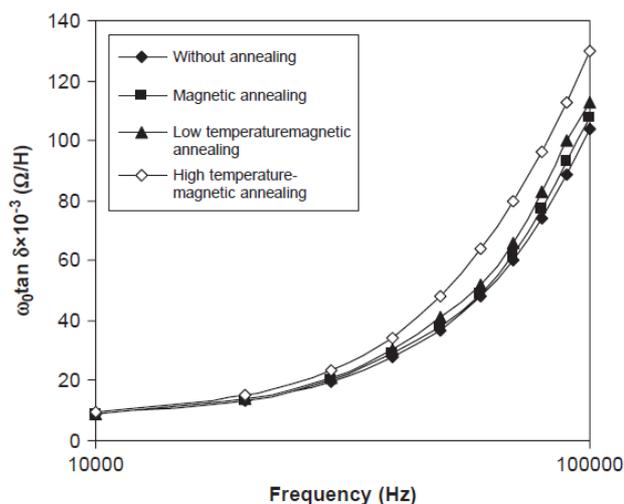


Figura 3.16 – Perdite magnetiche alle alte frequenze (> 10 kHz).

La figura 3.16 illustra le perdite magnetiche sempre in funzione della frequenza ma a frequenze superiori a 10 kHz. È evidente che le perdite del campione ricotto con campo magnetico sono più grandi rispetto a quelle degli altri campioni. La ragione di questo comportamento potrebbe essere legata all'effetto della compattazione delle particelle tra loro sotto l'azione del campo magnetico. Questa compattazione provoca sia il contatto accidentale di alcune particelle sia un limitato assottigliamento dello strato isolante che le divide. La degradazione dello strato superficiale dell'isolante comporta il contatto tra particelle e, pertanto, maggiori perdite per correnti parassite nel componente.

Infine è riportato l'andamento della permeabilità efficace al variare della frequenza, figura 3.17. La permeabilità efficace è un parametro molto importante che dipende fortemente dalla caratteristica del materiale e mentre è indipendente dalla sua geometria.

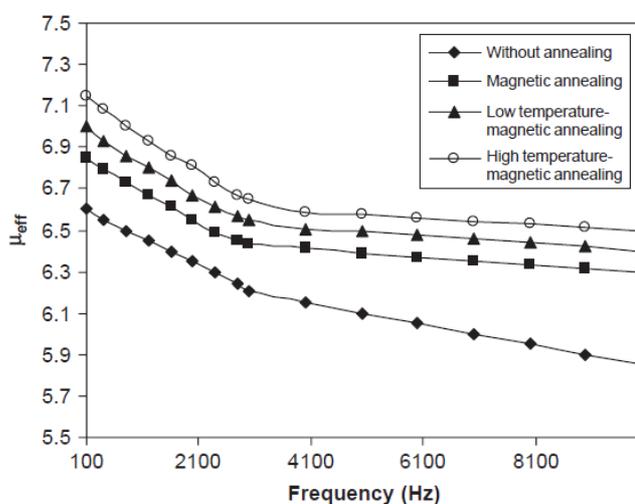


Figura 3.17 – Permeabilità efficace al variare della frequenza.

Risulta chiaro che la permeabilità efficace nel caso di ricottura con campo magnetico è maggiore di quella senza campo. Anche questo parametro nello stato termico magnetico assume valori superiori a quelli che si ottengono nello stato a ricottura con solo campo magnetico. Per i materiali magnetici dolci è ben noto che una ben definita anisotropia monoassiale può essere ottenuta grazie all'anisotropia indotta dal campo magnetico ricottura. I momenti magnetici, infatti, sono costretti a orientarsi lungo la direzione del campo magnetico esterno [16].



## Capitolo 4

# Analisi delle perdite per lamierini e SMC

### 4.1 Modellazione delle perdite nel ferro

Nel paragrafo 1.4 sono state descritte le componenti delle perdite nel ferro e per ognuna di esse è stata fornita, quando possibile, una formulazione analitica.

Generalmente le perdite nel ferro  $P_{fe}$  sono scomposte nelle componenti principali, ossia perdite per isteresi  $P_h$  e per correnti parassite  $P_e$ . Richiamando la (1.16) e la (1.19) e riscrivendole in termini specifici, le perdite nel ferro saranno esprimibili come:

$$p_{fe} = p_h + p_e = k_h f B_{max}^n + k_e (f B_{max})^2 \left[ \frac{W}{kg} \right] \quad (4.1)$$

dove  $f$  è la frequenza del campo magnetico esterno,  $B_{max}$  il valore massimo dell'induzione,  $n$  l'esponente delle perdite per isteresi,  $k_h$  e  $k_e$  i coefficienti che dipendono dalle proprietà del materiale e dallo spessore di laminazione nel caso ci si riferisca a dei lamierini.

La (4.1) è nota anche col nome di equazione di Steinmetz e consente di calcolare le principali componenti di perdita al variare della frequenza e dell'induzione purché quest'ultima presenti un andamento il più possibile sinusoidale.

Questa formula è solitamente applicabile fintanto che l'induzione non supera il valore di 1,0 T e la frequenza non diventa molto elevata; in caso contrario si constata un'evidente discrepanza tra i valori calcolati e i risultati sperimentali.

Per la correzione e la modifica, vari modelli sono stati ricavati utilizzando la teoria delle pareti di dominio per spiegare le perdite nel nucleo. Mentre tali modelli forniscono utili delucidazioni sul meccanismo di perdita, non fanno altrettanto per le cosiddette perdite anomale, o in eccesso, né considerano la presenza di armoniche nel flusso.

Una possibile modifica della (4.1) è la seguente:

$$p_{fe} = p_h + p_e = k_h f B_{max}^{(a+bB_{max})} + k_e (f B_{max})^2 \left[ \frac{W}{kg} \right] \quad (4.2)$$

dove  $a$  e  $b$  sono delle costanti e l'esponente delle perdite per isteresi si suppone vari linearmente con l'induzione.

Dato che le perdite nel ferro giocano un ruolo sempre più importante sia nel miglioramento delle qualità degli acciai durante il processo di produzione sia nell'ottimizzazione delle loro condizioni operative, è tuttora in corso la ricerca nella

comprensione fisica della dipendenza delle perdite dal picco d'induzione, dalla frequenza di magnetizzazione e dalla microstruttura nei materiali magnetici dolci.

Negli ultimi anni sono stati raggiunti dei progressi in questa direzione mediante l'introduzione della teoria statistica delle perdite, la quale fornisce una giustificazione per la separazione fisica delle perdite in isteresi, correnti parassite e contributi in eccesso, mostrando che l'origine di queste ultime può essere ben compresa dalla descrizione delle dinamiche di magnetizzazione in termini di distribuzione casuale delle regioni magnetiche, detti oggetti magnetici (MO). Tale teoria presuppone che le perdite in eccesso siano disciplinate da una distribuzione statistica dei campi locali nei quali i diversi MO diventano magneticamente attivi. Secondo questa teoria, le perdite nel nucleo in condizioni di flusso sinusoidale, e quindi anche d'induzione, sono date dalla:

$$p_{fe} = p_h + p_e + p_a = k_h f B_{max}^n + k_e (f B_{max})^2 + k_a (f B_{max})^{1.5} \left[ \frac{W}{kg} \right] \quad (4.3)$$

dove con  $p_a$  si indicano le perdite anomale o in eccesso e  $k_a$  è il relativo coefficiente legato alle caratteristiche geometriche, alla conducibilità e a un parametro che descrive la microstruttura del materiale. La (4.3) risulta essere in buon accordo con i risultati di diversi esperimenti, ma non sembra essere sufficientemente generale. Sono state infatti notate delle deviazioni che inducono a ipotizzare che  $k_a$  non sia esattamente una costante, come ci si aspetterebbe, ma che presenti una dipendenza dall'induzioni.

Altri fattori che influenzano il calcolo delle perdite nel ferro, come la differenza tra le perdite alternate e quelle rotazionali, la distorsione e la forma d'onda del flusso, nonché lo stress all'interno pacco, nel caso di lamierini, sono ancora oggetto di studio. Inoltre continuano ad essere attuali gli sforzi per una maggiore comprensione della natura fisica delle perdite e una loro accurata previsione durante la fase di progettazione di macchine elettriche.

Ciò è legato anche al fatto che i produttori dei materiali magnetici dolci non rendono noti i coefficienti di perdita di cui sopra. Si limitano a presentare le curve di perdita in watt per chilogrammo (W/kg) o watt per pound (W/pound) in funzione dell'induzione e della frequenza per indicare la combinazione delle perdite per isteresi, correnti parassite e in eccesso. La stima classica delle perdite nel ferro è sistematicamente inferiore ai valori misurati.

Una buona conoscenza di perdite è però necessaria per migliorare i seguenti due aspetti del processo di stima: in primo luogo, bisogna essere in grado di valutare l'evoluzione del campo magnetico in qualsiasi punto della complessa struttura della macchina elettrica, e in secondo luogo, bisogna sviluppare un modello dinamico delle perdite per cambiare densità di flusso e frequenze. Così, per l'analisi e calcolo delle perdite nel ferro, diventa essenziale la definizione dei coefficienti di perdita basato sui dati originali di perdita o sulle curve fornite dai produttori [17] [18].

Quanto ci si propone di fare di seguito è di verificare l'attendibilità delle precedenti formule nel modellizzare le curve delle perdite in funzione dell'induzione e della frequenza relative ad alcuni materiali magnetici presenti sul mercato. Riuscire, infatti, a stabilire quale delle formulazioni consente di valutare a priori le perdite commettendo il minor errore è importante non solo nella fase di

progettazione della macchina ma in particolar modo durante quella di simulazione, per esempio in codici numerici che già integrano delle procedure di calcolo dedicate.

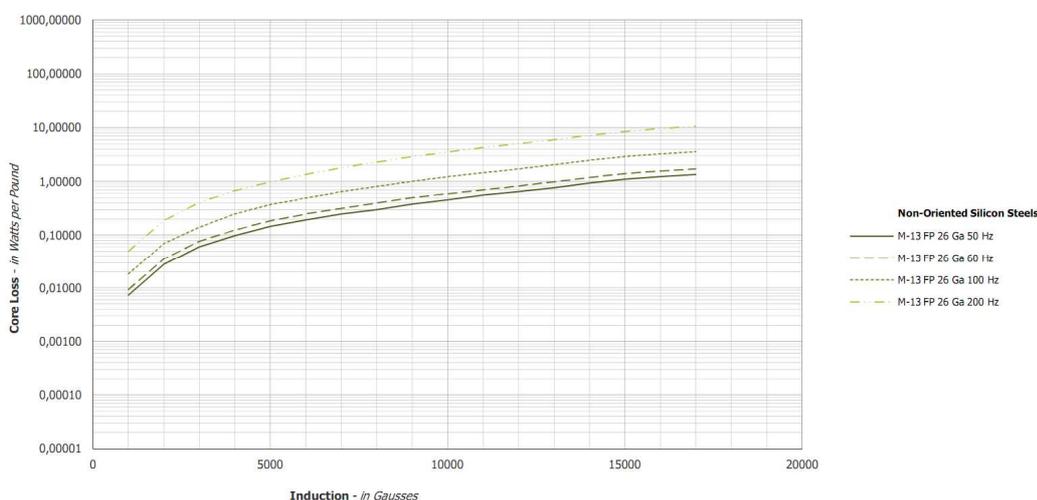
## 4.2 Interpolazione dei data-sheet

I dati originali delle perdite specifiche in funzione d'induzione e frequenza sono stati ricavati a partire dai grafici di perdita di quattro tipologie di materiali magnetici dolci commercialmente disponibili, che sono:

1. lamierino *M-13* in Fe-Si a grani non orientati con spessore di 0,47 mm completamente finito;
2. lamierino in acciaio *Super E-Core* contenente 6,5% di Si e spessore di 0,2 mm;
3. SMC *AncorLam* con densità pari a 7,47 g/cm<sup>3</sup>;
4. SMC *AncorLam2HR* dalle migliori prestazioni rispetto al precedente e densità pari a 7,6 g/cm<sup>3</sup>.

A seconda delle informazioni fornite dai produttori dei materiali in esame sono state considerate le curve di perdita a frequenze pari a 50, 60, 100, 200 e 400 Hz e valore massimo d'induzione pari a 1,5 T (nel caso degli SMC 0,9 T).

Mediante l'utilizzo di un software grafico sono state digitalizzate le coppie di valori  $p_{fe}-B$  per diverse frequenze a partire dai data-sheet riportati in figura 4.1, 4.2, 4.3 e 4.4.



4.1 Perdite specifiche del lamierino *M-13*.

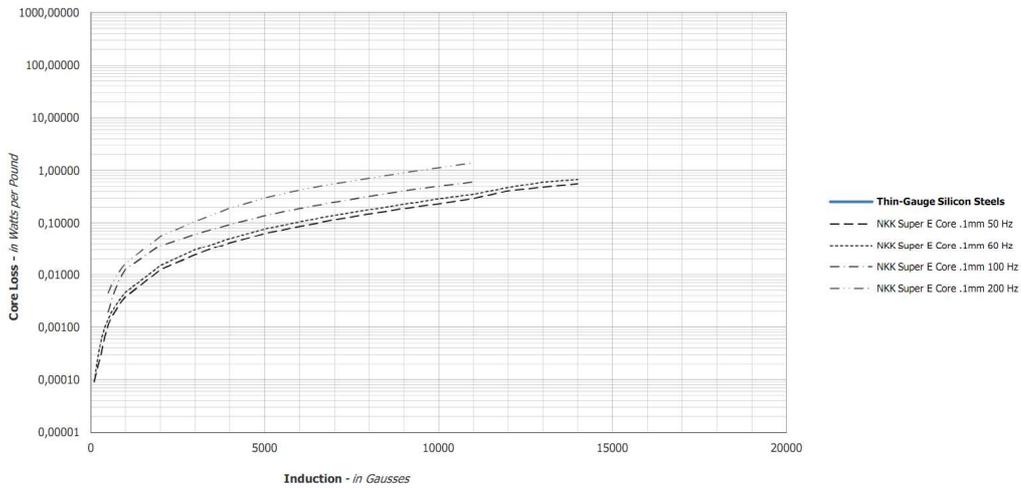


Fig. 4.2 - Perdite specifiche del lamierino *Super E-Core*.

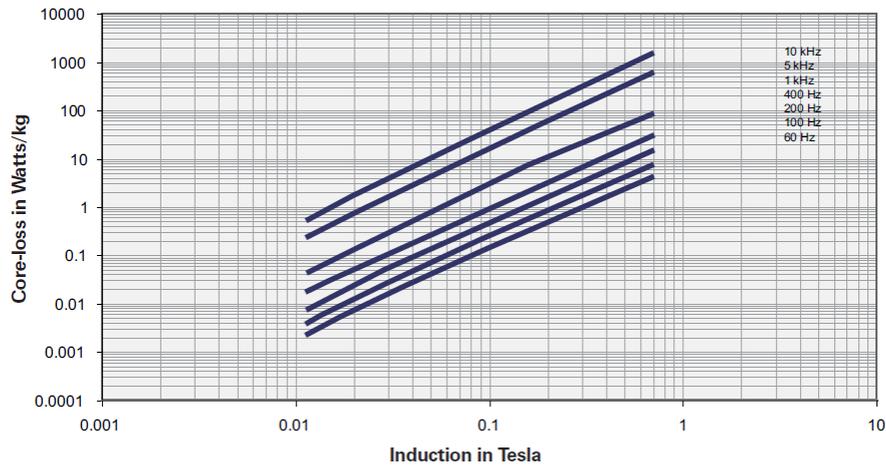


Fig. 4.3 - Perdite specifiche dell' *SMC AncorLam*.

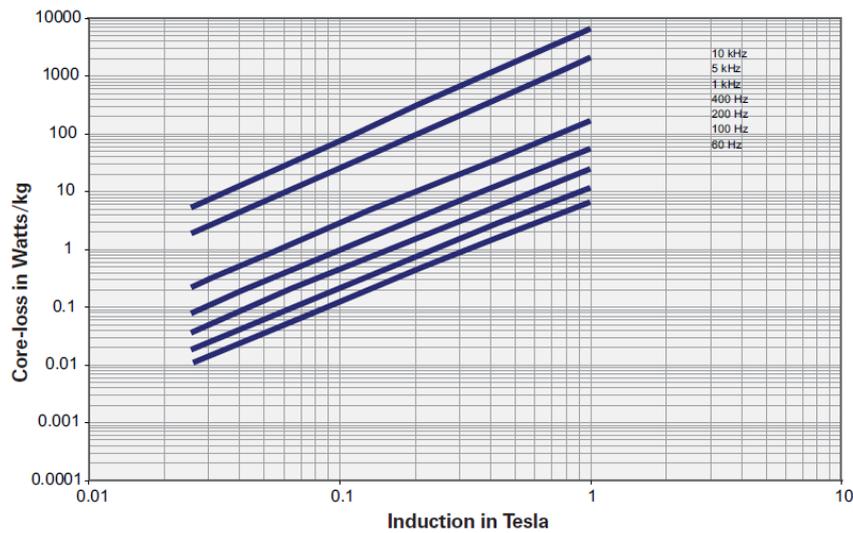


Fig. 4.4 - Perdite specifiche dell' *SMC AncorLam2HR*.

Successivamente ci si è avvalsi del software *open source Gnuplot* tramite il quale sono state eseguite due elaborazioni sui dati di partenza:

- 1) interpolazione tramite una routine di *smoothing* dei valori campionati per attenuare le irregolarità legate alla procedura di digitalizzazione;
- 2) interpolazione dei dati ricavati al passo precedente attraverso una funzione predefinita tramite la quale si vogliono caratterizzare le perdite.

Le formule considerate per l'interpolazione in funzione dell'induzione per un dato valore di frequenza sono:

$$f_1(B, f) = k_{h1} f B^{n_1} + k_{e1} (f B)^2 \quad (4.4)$$

$$f_2(B, f) = k_{h2} f B^{(a+bB)} + k_{e2} (f B)^2 \quad (4.5)$$

$$f_3(B, f) = k_{h3} f B^{n_3} + k_{e3} (f B)^2 + k_{a3} (f B)^{1.5} \quad (4.6)$$

Lo scopo del *fittig* è quello di ricavare i valori dei coefficienti  $k_{h1}, k_{e1}, k_{h2}, k_{e2}, a, b, k_{h3}, k_{e3}, k_{a3}$  e degli esponenti  $n_1$  e  $n_3$  che meglio consentono di interpolare le curve di dati d'origine.

In figura 4.5 e 4.6 sono riportate a titolo di esempio le curve di *fittig* rispettivamente delle perdite relative al lamierino *Super E-Core* a 100 Hz e dell'*SMC AncorLam*.

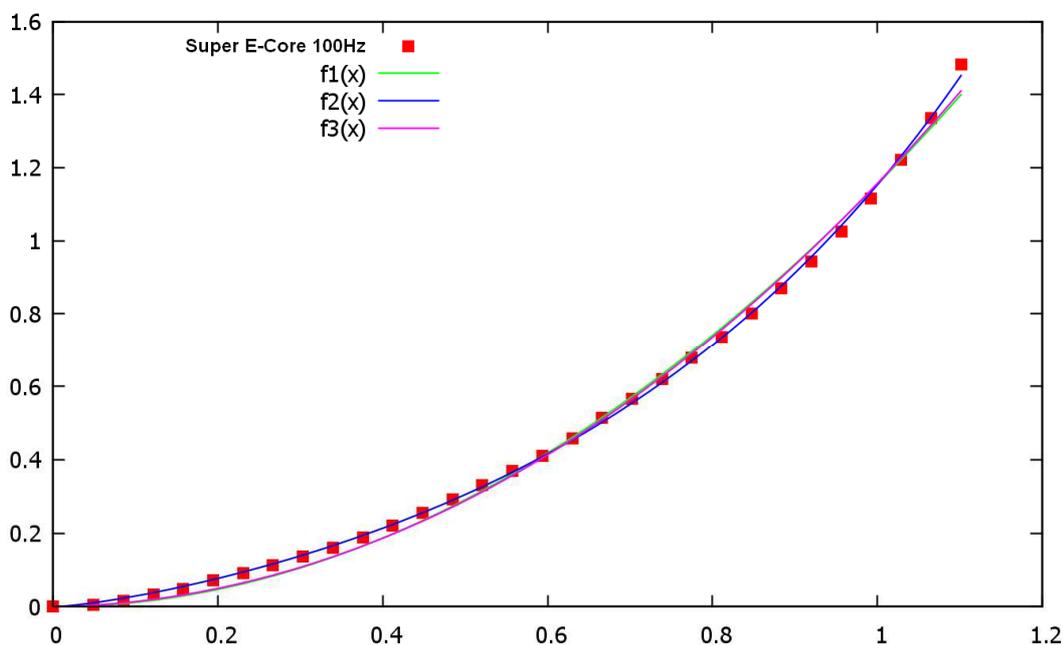


Fig. 4.5 – Curve di *fittig* per il lamierino *Super E-Core* a 100 Hz.

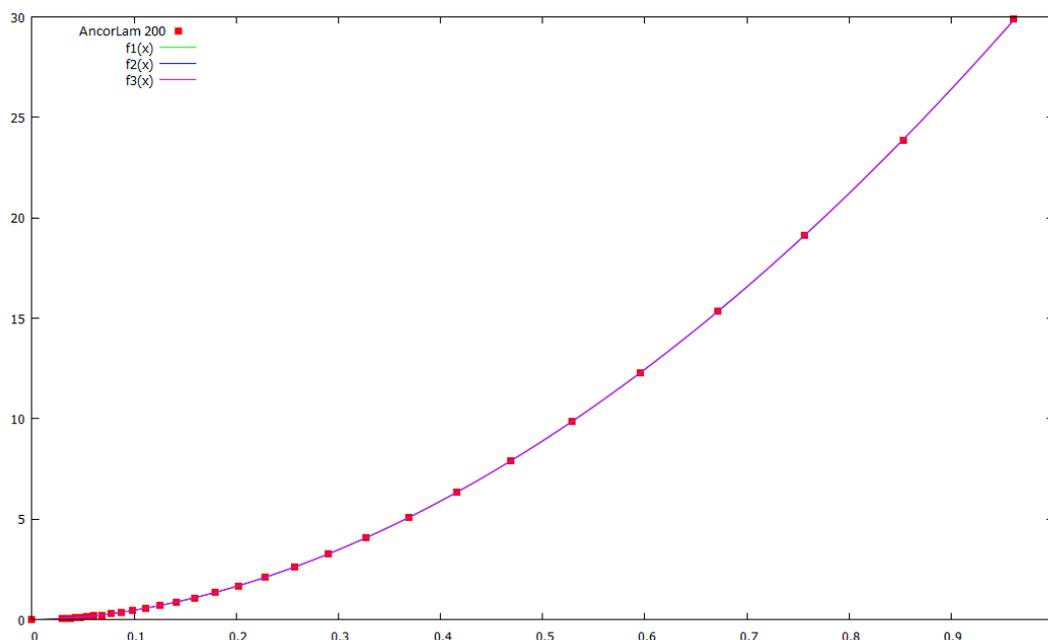


Fig 4.6 - Curve di fitting per l'SMC AncorLam a 200 Hz.

Tale approccio pone naturalmente delle problematiche di natura numerica: infatti, se i valori iniziali non sono scelti con una certa attenzione, si può ottenere una buona corrispondenza con set di valori incoerenti dal punto di vista fisico, come ad esempio la presenza di coefficienti con segno negativo. Bisogna precisare peraltro che tali situazioni riguardano per lo più termini che presentano il livello di confidenza più basso e quindi sono difficilmente determinabili anche con approcci più sofisticati. Da un punto di vista numerico il problema è stato risolto imponendo la positività dei coefficienti già nella formulazione delle funzioni di partenza.

Un altro problema nasce nel momento in cui si vanno a verificare i valori assunti dai diversi parametri. La tabella 4.1 chiarisce quanto appena affermato mostrando i parametri della funzione  $f_1(B, f)$  nel caso dell'SMC *AncorLam2HR*; come si nota  $k_{hl}$ ,  $k_{el}$  e  $n_l$ , ma così pure i parametri delle alte due funzioni interpolanti, non presentano valori costanti, bensì una dipendenza marcata dalla frequenza.

Tab. 4.1 – Parametri della  $f_1$  per *AncorLam2HR* al variare della frequenza.

$f$ [Hz]	$k_{hl}$	$k_{el}$	$n_l$
60	6.386E-02	8.036E-04	1.544
100	1.147E-01	1.328E-05	1.675
200	1.124E-01	5.033E-05	1.714
400	1.370E-01	1.155E-06	1.723

Per descriver questa dipendenza si è provveduto a costruire, per tutti i parametri, la corrispondente retta di regressione lineare applicando la funzione generale:

$$f(x) = mx + c$$

dove  $m$  e  $c$  sono rispettivamente la pendenza e l'intercetta della retta.

In alcuni casi però sembrerebbe più corretto utilizzare una funzione polinomiale o esponenziale che si adatti meglio a interpolare i diversi set di dati. Tuttavia per non complicare ulteriormente il processo di analisi introducendo nuovi parametri si è preferito limitarsi a una funzione di primo grado.

### 4.3 Discussione dei risultati

Una volta ricalcolati i diversi coefficienti ed esponenti delle tre funzioni utilizzate per il *fitting*, per ogni valore di frequenza e materiale oggetto di studio, si è passati al calcolo dei contributi delle componenti di perdita nel ferro e, di conseguenza, delle perdite totali utilizzando le formule (4.4), (4.5) e (4.6); per valutare quanto i risultati ottenuti trovino corrispondenza con i dati di partenza il confronto è stato fatto sulla base della loro differenza in termini percentuale.

Le tabelle 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 mostrano il confronto tra i valori acquisiti e calcolati al variare dell'induzione e della frequenza.

Tab. 4.2 – Confronto tra i dati delle perdite e i valori calcolati per *M-13*

	$B$	$P_{fe,dati}$	$P_{fe1}$	$\Delta P_{fe1}\%$	$P_{fe2}$	$\Delta P_{fe2}\%$	$P_{fe3}$	$\Delta P_{fe3}\%$
$f = 50$	0,5	0,143	0,142	-0,49	0,228	59,64	0,152	6,46
	1,0	0,457	0,571	24,82	0,727	59,00	0,596	30,29
	1,5	1,090	1,286	17,95	1,634	49,85	1,409	29,18
$f = 100$	0,5	0,811	0,548	-32,44	0,637	-21,52	0,525	-35,22
	1,0	2,750	2,231	-18,89	2,203	-19,90	2,130	-22,56
	1,5	6,409	5,074	-20,83	5,024	-21,61	5,003	-21,94
$f = 200$	0,5	2,128	2,020	-5,11	2,156	1,29	2,128	-0,02
	1,0	7,631	8,456	10,81	8,149	6,78	8,699	13,99
	1,5	18,635	19,640	5,40	18,878	1,31	19,918	6,89

Tab. 4.3 – Confronto tra i dati delle perdite e i valori calcolati per *Super E-Core*.

	$B$	$P_{fe,dati}$	$P_{fe1}$	$\Delta P_{fe1}\%$	$P_{fe2}$	$\Delta P_{fe2}\%$	$P_{fe3}$	$\Delta P_{fe3}\%$
$f = 50$	0,3	0,047	0,029	-37,52	0,051	10,33	0,019	-59,83
	0,6	0,160	0,136	-15,19	0,164	2,45	0,085	-47,11
	0,9	0,338	0,336	-0,39	0,375	11,04	0,208	-38,33
$f = 100$	0,3	0,135	0,075	-44,67	0,125	-7,07	0,040	-70,16
	0,6	0,418	0,328	-21,70	0,412	-1,66	0,155	-63,04
	0,9	0,903	0,781	-13,49	0,932	3,22	0,415	-54,02
$f = 200$	0,3	0,256	0,219	-14,59	0,310	21,08	0,162	-36,53
	0,6	0,943	0,895	-5,06	1,044	10,77	0,617	-34,56
	0,9	2,016	2,043	1,33	2,339	16,00	1,441	-28,52

Tab. 4.4 – Confronto tra i dati delle perdite e i valori calcolati per *AncorLam*.

	$B$	$P_{fe,dati}$	$P_{fe1}$	$\Delta p_{fe1}\%$	$P_{fe2}$	$\Delta p_{fe2}\%$	$P_{fe3}$	$\Delta p_{fe3}\%$
$f = 60$	0,3	1,003	0,907	-9,53	0,895	-10,71	0,928	-7,47
	0,6	3,470	3,136	-9,63	3,328	-4,09	3,209	-7,54
	0,9	7,085	6,481	-8,52	7,396	4,39	6,636	-6,34
$f = 100$	0,3	1,556	1,573	1,15	1,628	4,69	1,600	2,85
	0,6	5,566	5,481	-1,51	5,792	4,07	5,560	-0,10
	0,9	11,706	11,384	-2,75	12,201	4,23	11,553	-1,31
$f = 200$	0,3	3,480	3,455	-0,73	3,927	12,85	3,498	0,52
	0,6	12,466	12,248	-1,75	12,862	3,18	12,328	-1,11
	0,9	26,397	25,710	-2,60	24,648	-6,63	25,828	-2,16

Tab. 4.5 - Confronto tra i dati delle perdite e i valori calcolati per *AncorLam2HR*.

	$B$	$P_{fe,dati}$	$P_{fe1}$	$\Delta p_{fe1}\%$	$P_{fe2}$	$\Delta p_{fe2}\%$	$P_{fe3}$	$\Delta p_{fe3}\%$
$f = 60$	0,3	0,868	0,873	0,59	0,984	13,35	0,741	-14,66
	0,6	2,796	2,797	0,01	2,792	-0,15	2,417	-13,58
	0,9	5,528	5,553	0,44	4,858	-12,13	4,852	-12,23
$f = 100$	0,3	1,507	1,618	7,37	2,145	42,33	1,363	-9,55
	0,6	4,965	5,292	6,59	6,466	30,24	4,463	-10,10
	0,9	9,711	10,641	9,58	11,791	21,42	9,195	-5,31
$f = 200$	0,3	3,020	3,642	20,59	5,142	70,26	3,136	3,84
	0,6	10,052	12,172	21,08	16,821	67,33	10,271	2,17
	0,9	20,447	24,762	21,10	32,537	59,13	20,866	2,05

Dall’osservazione generale dei risultati ottenuti si riscontra che le funzioni interpolanti (4.5) e (4.6) si prestano meglio a riprodurre l’andamento delle perdite rispettivamente nel caso di lamierini e SMC; la (4.4) invece rappresenta un buon compromesso alle precedenti, a conferma della sua validità generale. Ciò che appare più interessante è che se si sceglie la funzione adatta, a seconda del tipo di materiale, l’errore che si commette nella valutazione delle perdite non supera il 20% in valore assoluto su tutto il campo di variazione dell’induzione e della frequenza.

I migliori risultati sono stati conseguiti con l’SMC *AncorLam*. (tabella 4.4) dove tutte e tre le funzioni hanno dato una buona stima delle perdite senza particolari oscillazioni dell’errore su tutto l’intervallo d’induzione e di frequenza considerato.

Non altrettanto si può dire per il caso del lamierino *M-13* (tabella 4.2) per il quale si è riscontrata una elevata variabilità degli errori sia all’aumentare di  $B$  che di  $f$ . Va detto che per questa tipologia di materiale si è incontrata una maggiore difficoltà nell’impostare le condizioni iniziali per il *fitting* e che pertanto lo scostamento dai dati di partenza delle perdite calcolate potrebbe essere legato ad errori del software durante il processo d’interpolazione o di digitalizzazione.

Se si confrontano poi gli errori che si commettono nel considerare la (4.4) o la (4.6) si nota che quest’ultima si presta maggiormente a modellizzare le perdite alle frequenze più elevate mentre la prima a quelle più basse. Sulla base di questo si

potrebbe quindi pensare di utilizzare, a seconda delle condizioni di funzionamento l'una o l'altra formula per riprodurre in modo adeguato le curve delle perdite.

Ovviamente i risultati ottenuti per le diverse  $p_{fe}$  sono affetti da più cause di errore come:

1. impossibilità di avere elevata accuratezza nei valori digitalizzati delle perdite a partire dalle curve fornite dai produttori;
2. questioni di carattere puramente numerico dato che le condizioni iniziali dei diversi parametri sono state scelte in modo arbitrario, seppur cercando di restare fedeli al reale comportamento fisico dei materiali;
3. scelta di adottare una funzione lineare per rappresentare la variazione dei parametri con la frequenza.

Mentre per il primo punto risulta alquanto difficile trovare un compromesso per limitare l'errore sistematico che ne deriva, per gli altri due si può cercare di ovviare ricorrendo a soluzioni alternative legate al processo numerico.

Una è già stata citata durante la descrizione del processo di *fitting*, ossia d'adottare un'interpolante più complessa rispetto a quella di primo grado al fine di descrivere con più precisione le variazioni che subiscono i valori dei parametri al crescere della frequenza.

Un'altra possibilità consiste nell'utilizzare un metodo d'interpolazione di tipo 3D che utilizza contemporaneamente l'induzione e la frequenza come variabili indipendenti.

Si deve comunque sottolineare che nella procedura d'interpolazione sia 2d che 3d è possibile adottare dei coefficienti di peso da applicare ai valori delle perdite che devono essere elaborati. In tal modo si può ottenere una maggior accuratezza nella riproduzione dei dati più probabili per l'applicazione considerata

## *Capitolo 4*

# Capitolo 5

## Magneti Permanenti

### 5.1 Materiali magnetici duri

I materiali magnetici duri sono caratterizzati da campi coercitivi che vanno da alcune decine fino a diverse centinaia di kA/m e da valori dell'induzione residua di poco inferiori a quelli dell'induzione di saturazione. Pertanto si prestano per la realizzazione di magneti permanenti.

In genere presentano un ciclo d'isteresi molto ampio per massimizzare l'energia del campo operativo. I magneti permanenti sono magnetizzati nei quadranti I e III mentre sono utilizzati come dispositivi magnetici nei quadranti II e IV. Essendo questi ultimi due quadranti identici, le proprietà e le caratteristiche prestazionali che verranno in seguito descritte saranno riferite al secondo quadrante.

In figura 5.1 è tracciata sia la curva di smagnetizzazione normale che quella intrinseca. Molti datasheet riguardanti i magneti permanenti mostrano entrambe le curve in quanto sono richieste per determinare completamente le prestazioni del magnete permanente alle diverse temperature. Tuttavia, in generale, solo la curva normale è necessaria per determinare le prestazioni del magnete e del sistema a temperatura costante.

La curva intrinseca, nota anche come *caratteristica di prima smagnetizzazione*, rappresenta il flusso magnetico prodotto dal solo magnete permanente. La curva normale rappresenta invece il flusso magnetico totale, misurabile o utilizzabile, generato in combinazione con l'aria (traferro) e il materiale del magnete permanente.

Generalmente la regione di funzionamento del secondo quadrante si trova sulla curva normale tra l'induzione residua  $B_r$  e il campo coercitivo  $H_c$ . Nel momento in cui un sistema esterno agisce per smagnetizzare il magnete permanente, il punto di funzionamento si sposta da  $B_r$  verso  $H_c$ ; viceversa, se un sistema esterno agisce per magnetizzare il magnete permanente, il punto di funzionamento si sposta in verso opposto. Finché il punto di funzionamento rimane sul tratto a pendenza lineare della curva normale, ossia tra i punti  $B_r$  e  $H_c$ , i cicli di magnetizzazione e smagnetizzazione risulteranno reversibili. Tuttavia, se il campo di smagnetizzazione diventa abbastanza grande da spostare il punto di funzionamento oltre la regione lineare verso il punto  $H_c$ , il successivo ciclo di magnetizzazione seguirà un percorso di ritorno diverso.

Ad esempio, se il campo di smagnetizzazione diventa abbastanza grande da spostare il punto di funzionamento dal punto  $H_c$  al punto di ritorno indicato, il ciclo di magnetizzazione conseguente seguirà la retta di ritorno, o *recoil line*, con una pendenza  $\mu_{rev}$  piuttosto che ritornare indietro lungo la curva normale, come mostrato in figura 5.2. I cicli di magnetizzazione e smagnetizzazione saranno quindi reversibili solamente lungo il tratto lineare della *recoil line*.

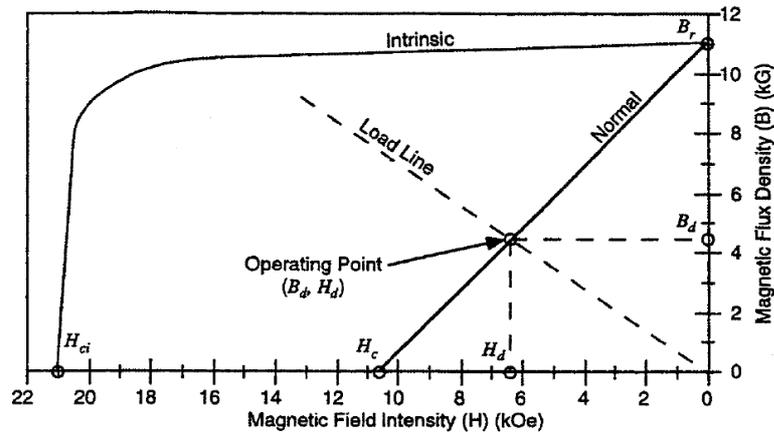


Figura 5.1 – Curve di smagnetizzazione per un magnete di NdFeB a 20 °C, con punto di funzionamento e retta di carico in assenza di f.m.m. esterna.

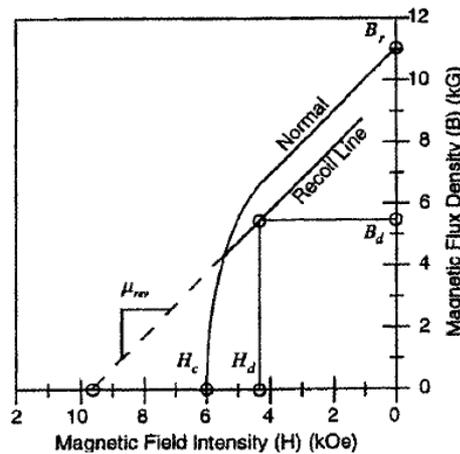


Figura 5.2 – Esempio di *recoil line*.

I magneti permanenti sono comunemente progettati per operare nella regione lineare tra l'induzione residua  $B_r$  e il campo coercitivo  $H_c$ , mantenendo un margine adeguato rispetto al tratto non lineare della caratteristica.

Il punto di funzionamento si determina dall'intersezione tra la *recoil line* (in questo caso la curva normale) e la retta di carico del sistema associato, come riportato sempre in figura 5.1. La posizione del punto di funzionamento può essere identificata dalla coppia di coordinate  $(B_d, H_d)$ , ossia dall'intensità dell'induzione e del campo smagnetizzante. Il prodotto  $B_d H_d$  è chiamato prodotto di energia e rappresenta l'energia fornita dal magnete permanente al sistema a esso associato. Il suo valore massimo  $(BH)_{max}$  rappresenta il punto ottimale di funzionamento alla temperatura operativa che minimizza la quantità di magnete per avere una data energia al traferro. È un parametro sempre indicato nelle specifiche in quanto è adottato per definire il grado del materiale [4].

## 5.2 Materiali per magneti permanenti

Attualmente sono disponibili in commercio quattro famiglie di materiali per la realizzazione di magneti permanenti.

In tabella 5.1 sono riportati alcuni dei valori massimi delle proprietà di questi materiali mentre in figura 5.3 sono tracciate alcune loro curve di smagnetizzazione.

Tabella 5.1 – Valori massimi delle proprietà dei materiali magnetici duri.

Materiali	$T_{\max}$ di lavoro [°C]	$(BH)_{\max}$ [MGOe]	Costo relativo	Resistenza alla smagnetizzazione
NdFeB	150	58	Elevato	Alta
SmCo	300	32	Molto elevato	Molto alta
Bonded NdFeB	150	10	Elevato	Alta
Alnico	550	7,5	Modesto	Bassa
Ferrite (ceramica)	300	5	Molto basso	Moderata

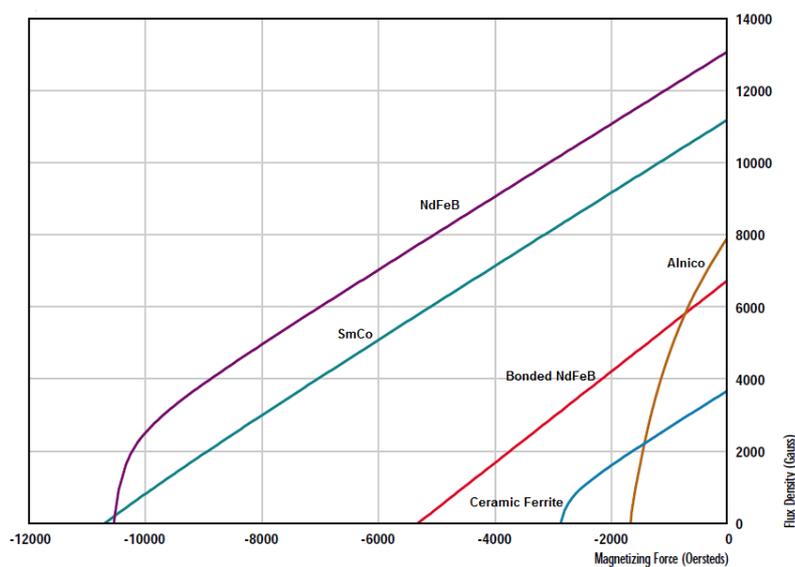


Figura 5.3 – Curve di smagnetizzazione dei principali materiali per magneti permanenti.

Si va dalla ferrite, caratterizzata da un costo ma anche da un prodotto energetico ridotto, alle terre rare, che consentono di avere una maggiore energia a scapito di un prezzo molto elevato.

Molti sono i fattori che influenzano la scelta del materiale magnetico, come la temperatura di funzionamento, i vincoli di peso e dimensione, le preoccupazioni ambientali e l'energia magnetica richiesta. Per questo ogni famiglia presenta diversi gradi in modo da mettere a disposizione una vasta scelta di proprietà magnetiche tali da adattarsi alle diverse applicazioni [19].

5.2.1 Alnico

L'Alnico è stato scoperto nel 1932 e costituisce la più vecchia tra tutte le tipologie di magneti commercialmente disponibile. È una lega di alluminio, nichel, cobalto, ferro e titanio. Per certi gradi cobalto e/o titanio vengono sostituiti da elementi quali silicio, columbio, zirconio o altri così da migliorare la risposta al trattamento termico di una delle caratteristiche magnetiche desiderate.

I magneti Alnico sono generalmente realizzati per mezzo di processi di fusione o compattazione di polveri metallurgiche. Il grado del magnete può essere incrementato in un senso preferenziale applicando un campo magnetico durante il trattamento termico così da produrre anisotropia magnetica. Sotto l'aspetto meccanico queste leghe sono dure e fragili, di conseguenza non si prestano per lavorazioni complesse.

L'Alnico ha un'elevata densità di flusso, ma un relativamente basso campo coercitivo; cioè comporta una ridotta resistenza alla smagnetizzazione. Il valore del prodotto energetico per l'Alnico può variare da 1,5 a 7,5 MGOe.

Tuttavia rispetto agli altri materiali magnetici, presenta la migliore resistenza agli effetti della temperatura. Le leghe Alnico possono essere utilizzate in ambienti fino a 550 °C, grazie all'elevata temperatura di Curie, e quindi in applicazioni dove è necessaria stabilità su un ampio intervallo di temperature.

In tabella 5.2 sono indicati le proprietà per diversi gradi di magnete Alnico con relative curve di smagnetizzazione in figura 5.4 [19][20][21].

Tabella 5.2 – Proprietà dei magneti Alnico.

Materiali	$(BH)_{max}$ [MGOe]	$B_r$ [Gauss]	$H_c$ [Oe]	$H_{ci}$ [Oe]
Cast Alnico 5	5,5	12800	640	640
Cast Alnico 5-7	7,5	13500	740	740
Cast Alnico 8	5,3	8200	1650	1860
Sintered Alnico 2	1,5	7100	550	570
Sintered Alnico 5	3,9	10900	620	630
Sintered Alnico 8	4,0	7400	1500	1690

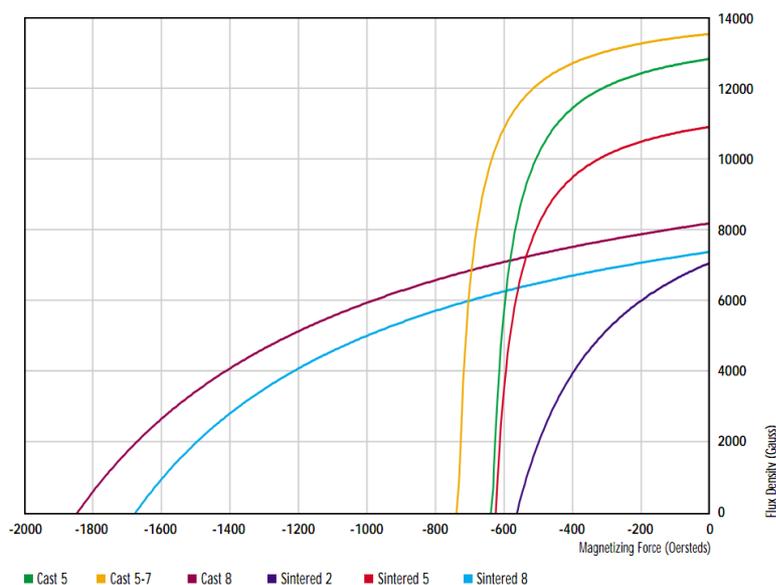


Figura 5.4 – Curve di smagnetizzazione per diversi gradi del magnete Alnico.

### 5.2.2 Ferriti

Le ferriti come magneti permanenti sono disponibili sul mercato dalla metà degli anni '50. Sono comunemente note anche col nome di magneti ceramici, a ragione del processo utilizzato per la loro produzione. La formula generale  $MO \cdot 6Fe_2O_3$  descrive la composizione chimica delle ferriti, in cui M rappresenta generalmente bario o stronzio o qualsiasi combinazione dei due. La ferrite, o ossido di ferro, viene tipicamente mescolata con lo stronzio e poi macinata in una polvere molto fine. Questa viene poi mescolata con un legante ceramico, pressata nello stampo e cotta in un forno per completare il processo ceramico.

I magneti in ferrite si realizzano anche con la polvere di ferrite e leganti polimerici per la produzione di magneti legati flessibili e rigidi. A causa della natura di questo materiale è comune la presenza di piccole crepe, schegge, porosità, che però non interferiscono con le prestazioni dei magneti. Il prodotto energetico va da 1 a 3,5 MGOe e tali magneti sono adatti per ambienti con temperature fino a 300 °C. Le prestazioni magnetiche possono essere aumentate applicando un campo magnetico lungo una direzione preferita durante il processo di stampaggio.

Essi sono i meno costosi e i più comuni di tutti i materiali magnetici. Sono per lo più utilizzati in motori e sensori. Proprietà e curve di smagnetizzazione per alcuni gradi di ferrite sono riportate rispettivamente in tabella 5.3. e in figura 5.5 [19][20][21].

Tabella 5.3 – Proprietà delle ferriti.

Materiale	$(BH)_{\max}$ [MGOe]	$B_r$ [Gauss]	$H_c$ [Oe]	$H_{ci}$ [Oe]
Ceramic 1	1,05	2300	1860	3250
Ceramic 5	3,40	3800	2400	2500
Ceramic 8	3,50	3850	2950	3050

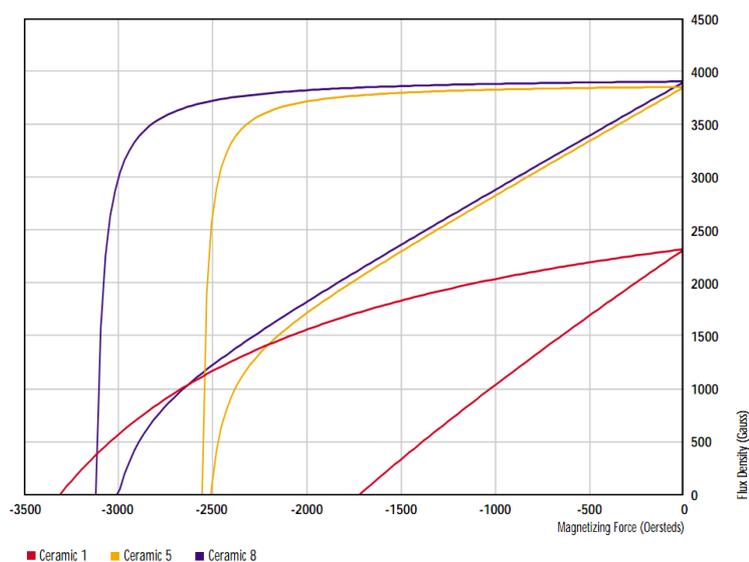


Figura 5.5 – Curve di smagnetizzazione per alcuni gradi di ferrite.

### 5.2.3 Samario-cobalto

I magneti terre rare-cobalto fanno la loro comparsa in commercio alla fine degli anni '60. L'elemento più comune utilizzato in questo gruppo di materiali è il samario. I magneti samario-cobalto (SmCo) sono prodotti pressando la lega in polvere per modellarli e poi sinterizzandola in un forno.

Essi hanno offerto un rilevante salto in termini di energia magnetica rispetto ai magneti citati in precedenza. Il prodotto energetico infatti assume valori compresi tra i 16 e i 32 MGOe. SmCo presentano eccellenti caratteristiche termiche, con diversi gradi progettati specificamente per applicazioni fino a 300 °C. Rispetto all'alta energia del materiale, essi offrono la migliore resistenza agli effetti della temperatura.

Gli usi più comuni sono in campo medico, militare e aerospaziale.

Anche per questa tipologia di magneti vengono riportate a titolo di confronto in tabella 5.4 le proprietà e in figura 5.6 le curve di smagnetizzazione per diversi gradi del magnete [19][21].

Tabella 5.4 – Proprietà dei magneti SmCo.

Materiale	$(BH)_{max}$ [MGOe]	$B_r$ [Gauss]	$H_c$ [Oe]	$H_{ci}$ [Oe]
SmCo 16/18	16	8300	7500	18000
SmCo 18/20	18	8700	8000	20000
SmCo 22/15	22	9500	9000	15000
SmCo 26/11	26	10500	9000	11000
SmCo 28/7	28	10900	6500	7000

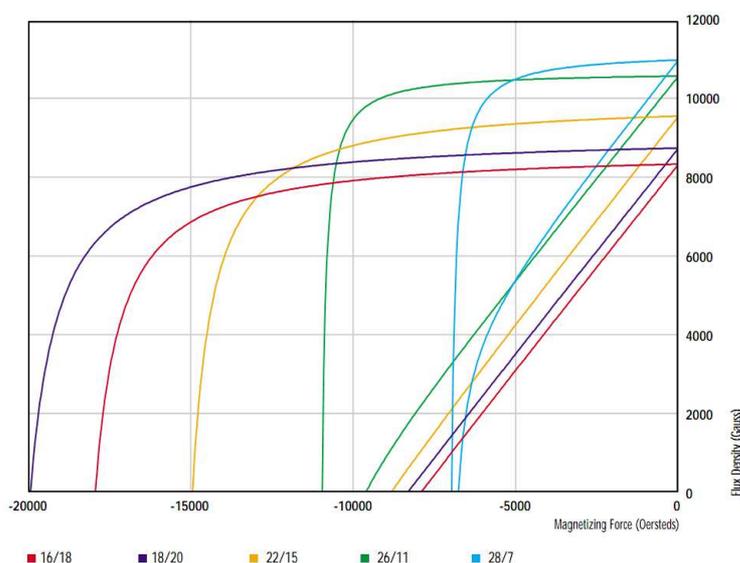


Figura 5.6 Curve di smagnetizzazione per alcuni gradi di SmCo.

### 5.2.4 Neodimio-ferro-boro

I magneti terre rare-ferro-boro sono stati resi disponibili sul mercato a metà degli anni '80 e da allora sono diventati sempre più popolari. Il materiale più comunemente utilizzato per applicazioni ad alte prestazioni è il neodimio-ferro-boro

(NdFeB). Conosciuto anche come Neo, questo gruppo di materiali magnetici fornisce le più alte energie magnetiche rispetto a qualsiasi altro, con valori che variano da 26 a 58 MGOe.

Questo materiale può essere ottenuto per mezzo di pressatura e sinterizzazione della polvere o mediante legame con leganti plastici. Tuttavia i magneti NdFeB sinterizzati consentono di raggiungere le più alte proprietà magnetiche.

NdFeB è sensibile al calore e non deve essere utilizzato in ambienti in cui si superano i 150 °C. Anche se è meno fragile rispetto ad alcuni materiali magnetici, non deve essere utilizzato come parte strutturale nelle applicazioni.

In tabella 5.5 sono indicati le proprietà per diversi gradi di magneti NdFeB con relative curve di smagnetizzazione in figura 5.7 [19][21].

Tabella 5.5 – Proprietà dei magneti NdFeB.

Materiali	$(BH)_{max}$ [MGOe]	$B_r$ [Gauss]	$H_c$ [Oe]	$H_{ci}$ [Oe]
NdFeB 31/25	31	11200	11000	25000
NdFeB 35/19	35	12300	11900	19000
NdFeB 38/17	38	12500	12100	17000
NdFeB 40/14	40	12600	12300	14000
NdFeB 44/12	44	13500	11000	12000

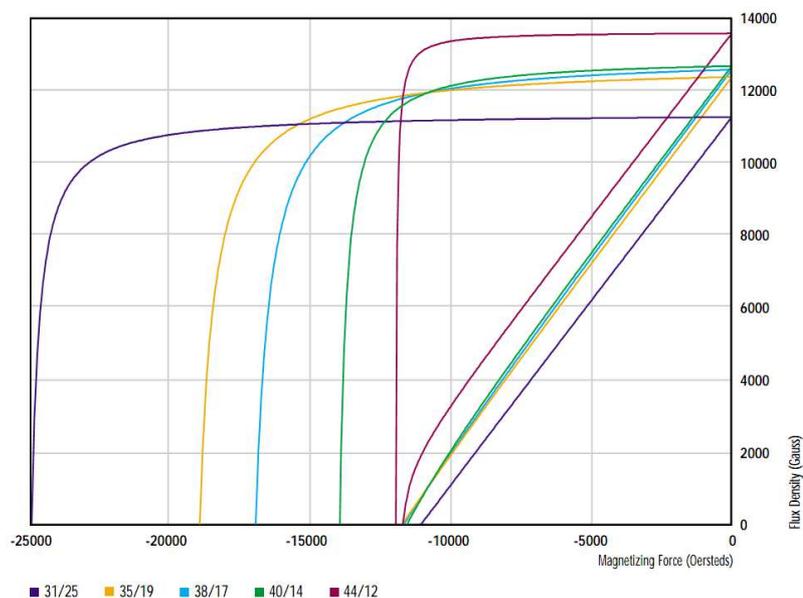


Figura 5.7 – Curve di smagnetizzazione per diversi gradi di NdFeB.

### 5.2.5 Bonded Magnets

Tutti i materiali sopra citati sono disponibili anche in tipologia *bonded*, miscelando la polvere con leganti polimerici.

I leganti utilizzati per realizzare tale tipologia di magneti devono presentare forti giunti leganti ed essere in grado di colmare eventuali vuoti derivanti dai disallineamenti di forma tra il magnete e i substrati. Il legante dev'essere sottile, per evitare di causare altre perdite di campo coercitivo a causa dell'aumento effettivo del

traferro. Tuttavia, deve risultare sufficientemente flessibile per compensare le differenze di dilatazione tra il magnete e il substrato. Se questo non è soddisfatto, i magneti possono rompersi facilmente a causa di stress termici, urti o magnetostriazione durante l'uso. L'agente di legame deve, ovviamente, ben aderire al materiale di substrato (solitamente acciaio o ferro-silicio).

Le proprietà magnetiche di questi magneti sono di conseguenza inferiori perché a volte perdono la loro anisotropia e non sono completamente densi a causa dell'introduzione di resine epossidiche [4].

Il vantaggio principale di questo gruppo di magneti è che possono essere realizzati in forme complesse e possono essere sovrastampati e costampati ad altri materiali.

### 5.3 Processi di produzione

Secondo il tipo di materiale, sono impiegati i seguenti processi per la fabbricazione dei magneti permanenti:

1. *Sinterizzazione*: il processo di sinterizzazione implica la compattazione di polveri sottili ad alta pressione in presenza di un campo magnetico allineato, e poi sinterizzandole in forma solida. Dopo la sinterizzazione, il "lingotto" è ruvido e dev'essere lavorato per ottenere tolleranze ristrette. La complessità delle forme che possono essere pressate utilizzando questo processo è però limitata. Le polveri neodimio e samario-cobalto sono compresse in modo da formare magneti mediante:
  - *Pressatura isostatica*. La polvere viene compattata con la stessa forza da tutte le direzioni. Questi magneti hanno i più alti valori magnetici possibili a ragione della maggiore densità conseguibile con questa tecnica.
  - *Pressatura a campo trasversale*. La polvere viene compattata perpendicolarmente al flusso magnetico. Questi magneti hanno un campo più debole rispetto a quelli ottenuti con pressatura isostatica, ma più forti di quelli a pressatura parallela.
  - *Compressione parallela*. La polvere viene compattata parallelamente al campo magnetico.
2. *Stampaggio a compressione*. Questo metodo, in fig 5.8 a), è comunemente usato per realizzare magneti al neodimio utilizzando polveri fuse di Nd con rivestimento epossidico. Le polveri sono compattate e poi trattate a caldo per migliorare la funzione legante. Questi magneti sono in genere isotropi.
3. *Stampaggio a iniezione*. I materiali neodimio, samario-cobalto, e la ferrite possono essere fabbricati mediante stampaggio a iniezione, in figura 5.8 b). I leganti più comuni per lo stampaggio a iniezione sono le poliammidi. Il vantaggio di questo metodo è la possibilità di ottenere una migliore tolleranza direttamente dallo strumento senza alcun trattamento termico necessario, e i magneti possono essere prodotti in forme complesse. Essi possono essere combinati con altri materiali per sovrastampaggio o stampaggio a inserto.

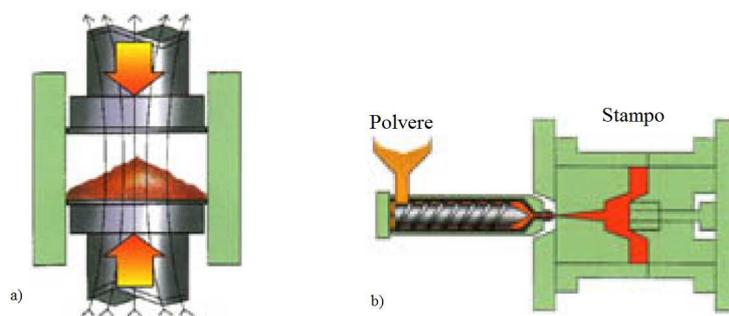


Figura 5.8 – Stampaggio a compressione e a iniezione.

4. *Colata*. Questo processo è utilizzato per la produzione dell'Alnico. È un processo simile a quello di fusione degli altri metalli. Le parti sono formate in stampi di sabbia e possono essere piuttosto complesse.
5. *Calandratura ed estrusione*. Magneti flessibili NdFeB della ferrite con leganti in gomma nitrile sono realizzati con questo metodo. Il processo è simile a quello per fogli di vinile. Le parti sono in seguito tagliate o stampate da fogli di vari spessori [22].

#### 5.4 Montaggio dei magneti

Poiché tutti i materiali magnetici sono fragili e, in molti casi, magnetizzati prima del montaggio, è necessario prestare attenzione quando si utilizzano i magneti negli assemblaggi che richiedono successive elaborazioni. Ad esempio, quando si procede allo stampaggio dei componenti che utilizzano magneti magnetizzati, molti tipi di magneti si smagnetizzano e/o si rompono durante tale operazione.

Di seguito sono riportati alcuni tra i più comuni processi di assemblaggio dei magneti:

1. *Incollaggio*. I magneti possono essere incollati ai rotori in metallo, in alloggiamenti o su alberi con adesivi adatti per temperature fino a 250 °C. Molti adesivi oggi disponibili hanno tempi rapidi di polimerizzazione, per evitare di dover installare i magneti mentre il legame si genera. Adesivi con valori di temperatura più elevati normalmente richiedono un forno di polimerizzazione e il fissaggio dei magneti per mantenerli al loro posto.
2. *Fissaggio meccanico*. Quando un numero di magneti deve essere assemblato, specialmente quando devono essere posti in posizioni tali che la forza generata dalla loro vicinanza sia di repulsione, è molto importante considerare i problemi di sicurezza derivanti. I moderni materiali magnetici, come samario-cobalto e neodimio sono molto potenti e, quando si respingono, possono comportarsi come dei veri e propri proiettili se l'adesivo si rompe. Pertanto quando i magneti sono utilizzati in applicazioni rotanti ad alta velocità, o in

presenza di sollecitazione elevate, fissaggio meccanico e/o uso di una camicia non magnetica, andrebbero considerati come parte del progetto di assemblaggio.

3. *Inserimento.* Gli assemblati contenenti magneti multipli, come nei rotor, dovrebbero essere rivestito di resina per colmare i vuoti o coprire intere schiere di magneti. I composti d'inserimento sono realizzati con finiture durevoli e per resistere a una varietà di ambienti, quali elevate temperature, getti d'acqua, ecc. Recentemente, molte aziende hanno iniziato a utilizzare nastro di fibra di vetro al posto di involucri in acciaio inox per l'incapsulamento dei magneti in rotor ad alta velocità. Il vantaggio è una più facile applicazione che può essere fatta in loco e il loro minor costo. Lo svantaggio per il nastro è che sono richiesti trasferimenti molto larghi, come quello tra rotore e statore.
4. *Saldatura.* Gli assemblaggi che devono essere chiusi ermeticamente possono essere saldati utilizzando la saldatura laser (che non è influenzata dalla presenza di campi magnetici) o la saldatura TIG (utilizzando opportuni elementi di derivazione per ridurre l'effetto dei campi magnetici sull'arco di saldatura). Particolare attenzione dovrebbe essere presa quando gruppi magnetici di saldatura in tale che il calore prodotto dalla saldatura non provochi perdite magnetiche irreversibili [22].

## 5.5 Magnetizzazione

I magneti permanenti sono solitamente spediti dai produttori smagnetizzati. I moderni e potenti magneti infatti, dopo essere stati magnetizzati, possono rappresentare un rischio per persone e attrezzature.

La spedizione presenta problemi a causa della possibilità di cancellare record, distruggere macchine, e interessare strumenti ed elettronica. La spedizione di parti magnetizzate si trova soggetta oramai a una crescente regolamentazione. Le parti magnetizzate esercitano forze, sulle altre parti in acciaio e nei dintorni, che possono portare alla rottura degli stessi magneti. Il montaggio di elementi magnetizzati può essere difficile o pericoloso, per cui può essere richiesta la magnetizzazione dopo il montaggio.

Per magnetizzare un magnete lo si deve esporre a un campo magnetico esterno molto forte, di intensità superiore al campo di limitazione, generalmente identificato con  $H_s$ ; il pedice  $s$  sta per saturazione, anche se, in effetti, la parte non può essere completamente satura magneticamente con tale campo.

Se un magnete è di tipo isotropo, la magnetizzazione residua ha la stessa direzione del campo esterno. Viceversa, un magnete anisotropo può essere magnetizzato solo nella sua direzione anisotropia.

Occasionalmente, alcuni magneti con basso campo coercitivo possono essere magnetizzati con altri mezzi, come facendoli passare attraverso un campo di elettromagneti dc o di altri magneti permanenti, ma quasi tutti oramai sono magnetizzati ponendoli al centro di un campo pulsante generato dal passaggio di una corrente elettrica impulsiva attraverso una bobina. Il conduttore può essere avvolto in

un certo numero di spire, per incrementare la f.m.m. a parità di corrente richiesta, e possono o non possono essere rafforzati ed orientati con l'uso di materiale permeabile per ottenere una maggiore concentrazione di flusso. Una volta che il campo è abbastanza forte, la magnetizzazione avviene in un tempo estremamente breve, al fine di vincere le correnti parassite indotte dalla variazione di flusso che creano un campo magnetico opposto a quello applicato. Queste correnti possono verificarsi nel magnete stesso, se elettricamente conduttivo, come pure nelle parti circostanti a cui è vincolato o nell'apparecchio di magnetizzazione.

La lunghezza dell'impulso di corrente, anche se breve, cambia al variare del materiale che si deve magnetizzare. In particolare risulta strettamente legata alla resistività del materiale. Ad esempio, un materiale ad alta resistività può essere magnetizzato con un impulso di pochi microsecondi, mentre per un materiale conduttivo potrebbero essere necessari centinaia di secondi. Inoltre, anche il volume del magnete influenza la durata dell'impulso di corrente.

Le informazioni di magnetizzazione della parte della curva  $B-H$  possono essere riportate in forma intrinseca e la densità di flusso è normalizzata in termini percentuali. Il campo coercitivo viene espresso con  $H_s$  per indicare che lo scopo della curva è di mostrare il grado di saturazione magnetica del materiale. L'informazione presentata da questa curva è molto utile nel controllo del processo di magnetizzazione.

Tutti i produttori dispongono di queste informazioni per i loro prodotti, ma sono spesso riluttanti a fornirle ai clienti. Questo perché essi indicano un "campo consigliato per magnetizzare", ossia un singolo valore di campo. I produttori vogliono che la dimensione della curva sia la più piccola possibile, per mostrare che il loro materiale è facile da magnetizzare rispetto alla concorrenza. In realtà il valore fornito è spesso uno tra quelli che poi genera una minore magnetizzazione.

Un tipico sistema di magnetizzazione consiste di un magnetizzatore e di una bobina di magnetizzazione. Il primo può essere impiegato per magnetizzare diverse tipologie di materiali mantenendo invariati i componenti circuitali, mentre il secondo è solitamente realizzato su misura per ogni applicazione.

### 5.5.1 Magnetizzatore

L'impulso di energia molto elevato, necessario per la magnetizzazione, è prodotto da un dispositivo chiamato magnetizzatore che è solitamente un condensatore corredato da un controller. Il magnetizzatore è sostanzialmente l'alimentatore di un circuito di magnetizzazione.

Le principali tipologie di magnetizzatori consistono in:

- *Bobina e raddrizzatore.* È il magnetizzatore più semplice ma utilizzabile solo per materiali con basso campo coercitivo come l'Alnico. Talvolta viene usato per assemblati d'acciaio contenenti magneti in ferrite, nei quali le parti in acciaio aiutano concentrare il flusso per aumentare il campo, anche se le parti, durante i test, si trovano ad essere non del tutto magnetizzate. Il circuito è semplice ed economico, ma le bobine e struttura in acciaio a forma di C sono costose, pesanti, e di grandi dimensioni. Attualmente è caduto in disuso a causa prestazioni limitate.
- *Macchine a semionda.* Una macchina a semionda, il cui schema circuitale è riportato in figura 5.9, fa semplicemente passare la corrente nel momento in

cui la tensione di linea passa per lo zero, per poi annullarla quando raggiunge lo zero al successivo semionda. Purtroppo però questa procedura è molto rischiosa per la linea e le apparecchiature ad esso collegate. I misuratori di potenza elettromeccanici non sono in grado di rispondere ad esempio ad un potente impulso in un tempo così breve, quindi l'assorbimento di potenza è non rilevabile. Tale attrezzatura è ancora in uso negli Stati Uniti anche se può rappresentare un pericolo per le altre apparecchiature.

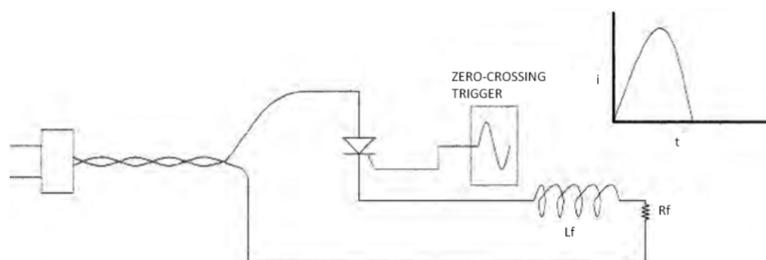


Figura 5.9 – Schema circuitale del magnetizzatore a semionda con andamento della corrente.

- *Magnetizzatori a scarica capacitiva.* La maggior parte della magnetizzazione viene eseguita da macchine a scarica capacitiva, le quali presentano diverse configurazioni. In generale però la potenza elettrica viene prelevata dalla linea, elevata in tensione da un trasformatore di linea e quindi raddrizzata in corrente continua. Questa corrente viene utilizzata per caricare banchi di condensatori che immagazzinano l'energia elettrica fino al momento di rilasciare l'impulso. Il circuito viene poi scaricato con una corrente molto elevata, dove parte dell'energia è convertita in un potente impulso magnetico di breve durata, possibilmente di alcuni millisecondi o decine di millisecondi. La corrente nel dispositivo, tipicamente migliaia o decine di migliaia di ampere, viene poi dissipata nella bobina di avvolgimento attraverso un diodo di ricircolo o parzialmente dissipata nella resistenza dell'apparecchiatura o ancora in un circuito ausiliario qualora i condensatori fossero di tipo unipolare, figura 5.10.

Questa tipologia di condensatori, elettrolitici in alluminio, è relativamente poco costosa e piccola per la quantità di energia immagazzinata. Tale circuito consente di utilizzare diversi valori di capacità combinando più banchi in serie e in parallelo. Quest'aspetto è spesso utile, sia per limitare, a seconda dell'apparecchiatura collegata, la corrente di picco al fine di evitare il surriscaldamento, sia la tensione per non rischiare di distruggere l'isolamento elettrico.

Un circuito magnetizzatore che utilizza invece condensatori bipolari è mostrato in figura 5.11. Questi condensatori possono essere caricati in entrambe le direzioni. Naturalmente sono molto più costosi rispetto a quelli unipolari e devono essere caricati ad una tensione molto più alta per ottenere una densità di potenza ragionevole.

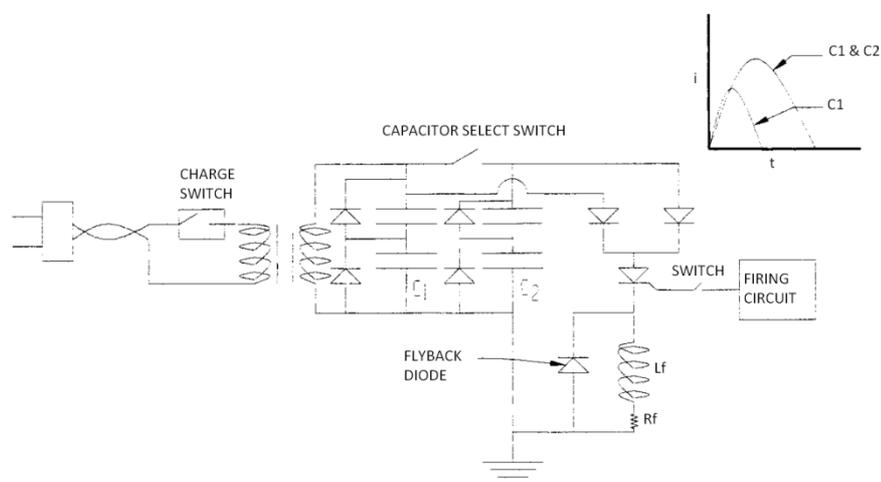


Figura 5.10 – Magnetizzatore a scarica capacitativa unipolare.

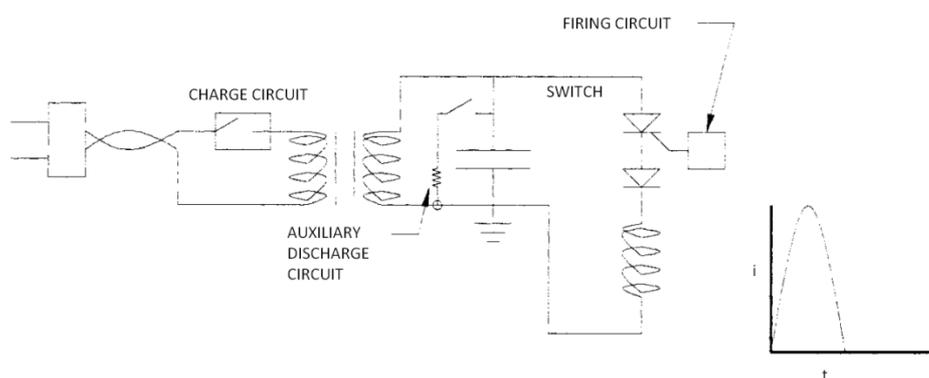


Figura 5.11 – Magnetizzatore a scarica capacitativa bipolare.

La maggior tensione richiede a sua volta più spazio all'interno del volume di avvolgimento per l'isolamento più ingombrante. D'altro lato, poiché una parte d'energia dell'impulso viene restituita ai condensatori dopo l'impulso, questa configurazione risulta più efficiente di quella precedente, con conseguente minore riscaldamento. Per molti scopi la differenza di efficienza è minima, ma per piccole parti di materiale con un grande numero di poli, questo schema ha dei vantaggi.

La maggior tensione comporta un minor numero di spire di diametro più grande, riducendo l'induttanza del circuito che, insieme alla minore capacità, consente di generare impulsi molto brevi, con conseguenti elevate correnti parassite. In grandi parti questo può costituire un problema [4].

Come esempio commerciale viene riportato un magnetizzatore ad impulso dell'azienda tedesca M-Pulse GmbH & Co. che si basa sul principio appena visto della scarica capacitativa.

Data la sua notevole duttilità può essere impiegato per magnetizzare qualsiasi tipologia di materiale citato al paragrafo 5.2. Oltre alla classica semionda impiegata per magnetizzare assemblati non conduttivi, è in grado di generare un'esponenziale smorzata per la magnetizzazione degli assemblati conduttivi e un'onda oscillatoria smorzata per la smagnetizzazione. Grazie all'integrazione con i moderni sistemi computerizzati l'interfacciamento è molto semplice, la descrizione delle funzioni risulta chiara con in aggiunta la possibilità di eseguire in contemporanea la diagnostica. Inoltre il design modulare consente di usufruire di una notevole flessibilità.

In figura 5.12 è riportata un'immagine del magnetizzatore ad impulso menzionato mentre in tabella 5.6 sono indicati alcuni dati tecnici [23].



Figura 5.12 – Magnetizzatore ad impulso della M-Pulse GmbH & Co.

Tabella 5.6 – Dati tecnici del magnetizzatore ad impulso della M-Pulse GmbH & Co.

Standard di tensione selezionabili	5000V, 3000V, 2000V, 1400V, 700V, 450V
Capacità di corrente selezionabili	<50kA, <25kA, <10kA
Crescita di corrente	<2000A/μm, <1000A/μm, <500A/μm
Impedenza corrente di uscita	1 mΩ - 2 mΩ 500nH - 2μH
Potenza di carica selezionabile	200W, 300W, 600W, 1800W, 3600W
Costante di tempo	= energia/potenza di carica

### 5.5.2 Bobina di magnetizzazione

In serie al magnetizzatore viene collegata la bobina di magnetizzazione che è molto più di un semplice supporto per il magnete mentre viene magnetizzato. La sua funzione primaria è di convertire quanta più possibile energia elettrica presente nel

circuito in energia magnetica per il breve istante necessario per magnetizzare il materiale, all'interno dei campi d'intensità, forma e direzione desiderati.

Le condizioni principali che la bobina deve soddisfare sono:

- produrre un campo di forza sufficiente per magnetizzare completamente la parte.
- evitare che il riscaldamento praticamente adiabatico danneggi l'isolamento elettrico.
- dissipare il calore abbastanza velocemente da consentire il funzionamento alla frequenza di ciclo desiderata.
- contenere correttamente il pezzo e trattenerlo nonostante le forze causate dagli impulsi di magnetizzazione dal momento che sia la bobina sia la parte possono espandersi e contrarsi a causa del riscaldamento e del raffreddamento, e anche a causa di magnetostrizione, con possibilità di rotture; inoltre le parti possono rompersi a causa di forze di flessione indotte da effetti magnetici [4].

La bobina è generalmente specifica per ogni applicazione in quanto direttamente legata al materiale e alla geometria del magnete, all'orientamento di quest'ultimo e a quello di magnetizzazione, oltre che al numero di poli che si desiderano ottenere.

In figura 5.13 sono mostrate alcune delle principali configurazioni di magnetizzazione impiegando apposite bobine per un magnete ad anello [19].

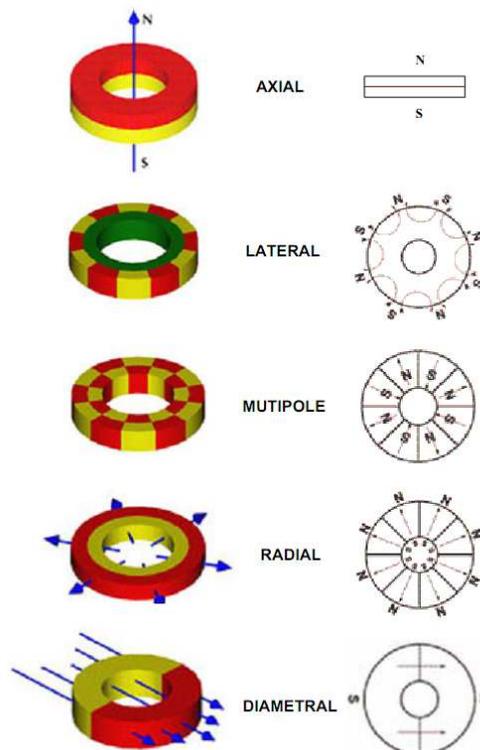


Figura 5.13 Configurazioni di magnetizzazioni.

## 5.6 Effetti negativi sulle prestazioni dei magneti

I magneti permanenti lavorano in presenza di campi magnetici esterni grazie ai piccoli domini magnetici che si trovano in posizioni e direzioni vincolate. Quando questa formazione è ottenuta attraverso la magnetizzazione iniziale, le posizioni vengono mantenute finché il magnete è esposto a forze esterne di elevata intensità che bloccano la posizione e la direzione dei domini.

La forza necessaria per influenzare questi domini all'interno del materiale magnetico varia a seconda del materiale. I magneti permanenti possono essere realizzati con forze intrinseche molto forti,  $H_{ci}$ , che mantengono in posizione i domini all'interno del magnete anche dopo l'esposizione a forti campi magnetici esterni. La stabilità magnetica può essere spiegata come la capacità del magnete di preservare le caratteristiche magnetiche anche dopo l'esposizione ripetuta di campi magnetici esterni. I fattori che influenzano la stabilità di un magnete sono:

1. *Tempo*. L'effetto del tempo nei moderni magneti permanenti è minimo. I magneti infatti mostrano modifiche delle loro proprietà immediatamente dopo la loro magnetizzazione. Questi cambiamenti, noti come *magnetic creep*, si verificano quando i domini meno stabili risentono delle fluttuazioni di energia termica o magnetica, anche in un ambiente termicamente stabile. Questa variazione si riduce nel momento in cui il numero dei domini instabili decresce. Nei magneti terre rare sono meno probabili a ragione del loro elevato campo coercitivo. Studi hanno dimostrato che un magnete appena magnetizzato perde solo una piccola percentuale del suo flusso col passare del tempo, come raffigurato in figura 5.14.

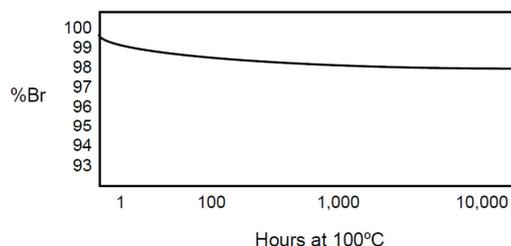


Figura 5.14 – Variazione percentuale dell'induzione residua col passare del tempo.

2. *Temperatura*. Gli effetti della temperatura si dividono in tre categorie:
  - *Perdite reversibili*. Sono le perdite che vengono recuperate quando il magnete ritorna alla sua temperatura originale. Le perdite reversibili non possono essere eliminate con la stabilizzazione del magnete. Esse sono descritte per mezzo del coefficiente di temperatura reversibile  $-\%B_r/^\circ\text{C}$ , mostrato in tabella 5.7, variano con i diversi materiali magnetici e non sempre sono lineari all'aumentare della temperatura. Ad esempio, un magnete NdFeB con -0,11 di perdite reversibili avrà un flusso magnetico inferiore dell'11% a 120 °C rispetto a 20 °C.

Tabella 5.7 – Coefficienti di temperatura reversibile per  $B_r$  e  $H_c$ .

Materiale	$-\%B_r/^\circ\text{C}$	$-\%H_c/^\circ\text{C}$
Neodimio	-0,11	-0,60
Samario-cobalto	-0,03	-0,30
Alnico	-0,02	+0,01
Ferrite	-0,16	+0,30

- *Perdite irreversibili.* Sono definite come una parziale smagnetizzazione del magnete per esposizione ad alte o basse temperature o altre influenze di smagnetizzazione. Queste perdite sono recuperabili solo tramite una nuova magnetizzazione e non vengono recuperate quando la temperatura ritorna al suo valore originale. Questo accade quando i magneti sono utilizzati a temperature superiori a quella massima specificata o quando il punto di funzionamento del magnete scende sotto il ginocchio della curva di smagnetizzazione.
- *Modifiche metallurgiche.* I cambiamenti metallurgici avvengono quando i magneti sono esposti a temperature molto elevate paragonabili a quelle del trattamento termico iniziale utilizzato quando sono stati costruiti. Questa temperatura è chiamata temperatura di Curie del magnete. Quando si verifica un cambiamento metallurgico, le proprietà magnetiche non sono recuperabili allo stato precedente anche a seguito di una nuova magnetizzazione. Alla temperatura di Curie, i domini magnetici perdono la loro posizione vincolata e il materiale riassume un orientamento casuale. La seguente tabella 5.8 mostra la temperatura di Curie e la temperatura massima di funzionamento per diversi materiali.

Tabella 5.8 – Temperatura di Curie e massima di funzionamento per diversi materiali.

Materiale	$T_c$	$T_{max}$
Neodimio	310	150
Samario-cobalto	760	300
Alnico	860	550
Ferrite	460	300

3. *Riluttanza.* Questi cambiamenti si verificano quando un magnete è soggetto a modifiche della permeanza come le variazioni delle dimensioni dello spazio d'aria durante il funzionamento. Questi cambiamenti cambieranno la riluttanza del circuito e potranno spostare il punto operativo del magnete sotto il ginocchio della curva di smagnetizzazione, causando perdite parziali e/o irreversibili. L'entità di tali perdite dipende dalle proprietà del materiale e dalla portata del cambiamento di permeanza. La stabilizzazione può essere ottenuta mediante pre-esposizione del magnete ai cambiamenti riluttanza attesi.
4. *Campi vaganti e opposti.* I campi magnetici esterni di verso opposto produrranno un effetto di smagnetizzazione sui magneti permanenti. L'Alnico, con una forza coercitiva di soli 650 Oe, incontrerà perdite magnetiche alla

presenza di una forza magnetica di repulsione, inclusi magneti simili. Le applicazioni che interessano magneti in ferrite con una forza coercitiva di circa 4 kOe devono essere attentamente valutate al fine di stimare l'effetto dei campi magnetici esterni. I magneti al neodimio smagnetizzeranno parzialmente o completamente i magneti in ferrite se posizionati troppo vicini o a stretto contatto l'un l'altro. I magneti NdFeB e SmCo con forze coercitive superiori a 15 kOe sono raramente influenzati da forze di repulsione.

5. *Shock, stress e vibrazioni.* Al di sotto dei limiti distruttivi, questi effetti sono molto minori sui moderni materiali magnetici. Tuttavia, i materiali magnetici rigidi sono fragili in natura e si possono facilmente danneggiare o scheggiare a seguito di un utilizzo improprio. SmCo, in particolare, è un materiale molto fragile e particolari precauzioni di manipolazione devono essere prese per evitare danni. Quando i magneti di ferrite e samario-cobalto sono esposti ad elevati gradienti di temperatura, lo shock termico può causare fratture all'interno del materiale che devono essere evitate. Anche se i magneti samario-cobalto non sono soggetti a corrosione, e quindi non hanno bisogno di placcatura, a volte sono cromati per conferire loro una maggiore resistenza alle forze che potrebbero provocare danni strutturali [19].

Sulla base di quanto sopra citato si può dedurre che un magnete incorre nella possibilità di smagnetizzarsi, e quindi di perdere buona parte o totalmente le sue proprietà magnetiche, principalmente quando risulta sottoposto ai seguenti procedimenti:

- riscaldandolo fino al loro alla sua temperatura di Curie, distruggendo l'ordinamento a lungo raggio e successivamente raffreddandolo in assenza di campo;
- strofinandolo con un altro magnete in direzioni casuali (ciò non è particolarmente efficace in presenza di materiali con un elevato grado di magnetismo);
- rompendolo in modo da ridurre il suo ordinamento intrinseco;
- ponendolo in un solenoide percorso da una corrente alternata ad intensità gradualmente decrescente [24].

Pertanto è molto importante conoscere in dettaglio le condizioni in cui il magnete si troverà a operare in modo da effettuare la scelta corretta del materiale che meglio si adatta all'applicazione richiesta.

## Conclusioni

L'analisi svolta nel presente lavoro di tesi ha verificato la possibilità di rappresentare i dati sperimentali delle perdite nel ferro di materiali magnetici dolci tramite modelli di tipo analitico. I modelli prescelti tengono conto delle principali componenti di perdita quali perdite per isteresi, correnti parassite e anomale.

Tali modelli possono essere utilizzati per quantificare i contributi principali alle perdite per diversi tipi di materiale e per valutare i valori delle perdite totali in sede di simulazione, utilizzando procedure preimpostate in codici di tipo numerico (ad esempio basati sul metodo agli elementi finiti).

Per ridurre la complessità matematica e quindi l'onere d'implementazione dei modelli considerati, sono state introdotte alcune semplificazioni che permettessero comunque di avere una buona precisione nel processo d'interpolazione, mantenendo allo stesso tempo una coerenza fisica con i fenomeni che vengono riprodotti. Tra questi sono da considerare la dipendenza dell'induzione delle perdite d'isteresi e la modellazione delle perdite per eccesso, aspetti che solo negli ultimi anni sono stati analizzati e interpretati con una certa attendibilità.

In particolare si è evidenziato che l'interpolazione bidimensionale dei dati in funzione dell'induzione e successivamente della frequenza rappresenta una soluzione di compromesso che permette di avere un buon livello di confidenza sulle formulazioni adottate anche per diverse tipologie di materiali. Non si esclude tuttavia che si possano conseguire risultati migliori mettendo a punto procedure di calcolo più elaborate, per esempio basate su interpolazioni tridimensionali, in grado di migliorare la precisione numerica e tenere conto di ulteriori aspetti più specifici con l'inserimento di nuovi parametri.

I valori ottenuti descrivono con buona completezza anche nuove tipologie di materiali come quelli basati sulla compattazione di polveri ferromagnetiche (SMC). Tali materiali rivestono una sempre maggiore importanza, in quanto ben si prestano a sostituire i comuni lamierini in acciaio per realizzare configurazioni elettromagnetiche innovative o per contenere le perdite nel ferro nelle applicazioni ad alta frequenza.

Oltre alle analisi sopra descritte, il lavoro si è concentrato anche sugli effetti prodotti dai diversi processi di lavorazione sulle perdite elettromagnetiche che, a seconda del materiale, possono presentarsi più o meno marcati. Tra questi si ricordano da un lato la punzonatura e la saldatura nel caso di lamierini, dall'altro la compattazione a caldo e la ricottura magnetica per gli SMC. Tuttavia, per quest'ultimi, è necessario approfondire ulteriormente la conoscenza di quali caratteristiche sono più soggette a tali modifiche e in quale entità, aspetti che saranno chiariti anche attraverso una loro maggior diffusione soprattutto nelle costruzioni elettromeccaniche. In tal modo sarà anche possibile migliorare le tecnologie impiegate durante il processo di fabbricazione e sviluppare nuovi materiali magnetici dalle prestazioni elevate.



# Bibliografia

- [1] P. Mazzoldi, M. Nigro, C. Voci, *Elementi di Fisica: elettromagnetismo*, Città di Castello (PG), EdiSES, 2005, Cap. 7.
- [2] dal sito <http://what-when-how.com/electric-motors/magnetic-materials-electric-motors-2/>, marzo 2012.
- [3] E. Ritchie, *Iron Losses and Properties of Soft Magnetic Materials for Electrical Machines*, Inst. for Energiteknik, Aalborg Universitet, 1998, pp. 22.
- [4] W. H. Yeadon, A. W. Yeadon, *Handbook of Small Electric Motors*, McGraw-Hill Prof Med/Tech, 2001, Cap. 1 e 2.
- [5] P. Malcovati, “Misure Elettriche”, Cap. 5.  
[http://sms.unipv.it/misure/ME/Misure\\_Elettriche.pdf](http://sms.unipv.it/misure/ME/Misure_Elettriche.pdf), giugno 2012.
- [6] F. Fiorillo, *Characterization and Measurement of Magnetic Materials*, Academic Press, 2005, Cap. 2.
- [7] G. E. Fish, “Soft Magnetic Materials”, Vol. 7, NO. 6, 1990.
- [8] P. Baudouin, M. De Wulf, L. Kestens, Y. Houbaert, “The effect of the guillotine clearance on the magnetic properties of electrical steels”, Vol. 256, Issues 1–3, 2003, pp. 32–40.
- [9] A. Schoppa, J. Schneider, J.-O. Roth, “Influence of the cutting process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels”, Vol. 215–216, 2000, pp. 100–102.
- [10] A. Schoppa, J. Schneider, C.-D Wuppermann, “Influence of the manufacturing process on the magnetic properties of non-oriented electrical steels”, Vol. 215–216, 2000, pp. 74–78.
- [11] A. Schoppa, J. Schneider, C.-D Wuppermann, T. Bakon, “Influence of welding and sticking of laminations on the magnetic properties of non-oriented electrical steels”, Vol. 254–255, 2003, pp. 367–369.
- [12] H. Shokrollahi, K. Janghorban, “Soft magnetic composite materials (SMCs)”, Vol. 189, Issues 1–3, 2007, pp. 1–12.
- [13] H. Shokrollahi, K. Janghorban, “The effect of compaction parameters and particle size on magnetic properties of iron-based alloys used in soft magnetic composites”, Vol- 134, Issue 1, 2006, pp. 41–43.
- [14] A.H. Taghvaei, H. Shokrollahi, M. Ghaffari, K. Janghorban, “Influence of particle size and compaction pressure on the magnetic properties of iron-phenolic soft magnetic composites”, Vol. 71, Issue 1, 2010, pp. 7–11.

## Bibliografia

- [15] H. Shokrollahi, K. Janghorban, “Effect of warm compaction on the magnetic and electrical properties of Fe-based soft magnetic composites”, Vol. 313, Issue 1, 2007, pp. 182–186.
- [16] H. Shokrollahi, K. Janghorban, “Different annealing treatments for improvement of magnetic and electrical properties of soft magnetic composites”, Vol. 317, Issues 1–2, 2007, pp. 61–67.
- [17] Y. Chen, P. Pillay, “An Improved Formula for Lamination Core Loss Calculations in Machines Operating with High Frequency and High Flux Density Excitation”, Vol. 2, pp. 759- 766.
- [18] M. Guarnieri, A. Stella, *Principi e applicazioni di elettrotecnica*, Borgoricco (PD), Edizioni Progetto, 2004, Cap. 9 e 13.
- [19] dal sito [http://lbm.fe.uni-lj.si/dejan/OE/OE2%202007%20Predavanja/Literature/Reference\\_Design\\_Manual.pdf](http://lbm.fe.uni-lj.si/dejan/OE/OE2%202007%20Predavanja/Literature/Reference_Design_Manual.pdf), luglio 2012.
- [20] dal sito <http://www.intl-magnetics.org/pdfs/0100-00.pdf>, luglio 2012.
- [21] dal sito [http://www.mojaladja.com/upload/elmotor/Permanent\\_Magnet\\_Catalog.PDF](http://www.mojaladja.com/upload/elmotor/Permanent_Magnet_Catalog.PDF), luglio 2012.
- [22] dal sito [http://www.allianceorg.com/pdfs/Magnet\\_Tutorial\\_v85\\_1.pdf](http://www.allianceorg.com/pdfs/Magnet_Tutorial_v85_1.pdf), luglio 2012.
- [23] dal sito <http://www.m-pulse-asia.com/english/products/magnetizer1.html>, luglio 2012.
- [24] dal sito <http://it.wikipedia.org/wiki/Magnete>, luglio 2012.